

UNIVERSIDAD PANAMERICANA

ESCUELA DE INGENIERIA

Con estudios incorporados a
la Secretaría de Educación Pública

**“CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y
MICROESTRUCTURAL DEL ACERO INOXIDABLE
TIPO 304 A TEMPERATURA ELEVADA”**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE
MAESTRÍA EN INGENIERÍA
P R E S E N T A
MARÍA JOSÉ QUINTANA HERNÁNDEZ

**DIRECTOR DE TESIS:
DR. ROBERTO GONZÁLEZ OJEDA**

1 MÉXICO, D.F.

2010

A mis padres

A mis hermanas

A mis abuelos

A mis tíos

Agradecimientos

A la Universidad Panamericana.

A la Escuela de Ingeniería.

A los doctores Roberto González Ojeda y Alejandro Ordóñez Torres por enseñarme el apasionante mundo de los materiales en ingeniería.

A mis padres por apoyarme en cada decisión que he tomado.

A mis hermanas por siempre estar ahí.

A Mayte por escucharme siempre.

A todos mis profesores que me motivaron a escribir la presente tesis.

A todos mis amigos que estuvieron presentes en mi vida a lo largo de este proceso.

Y un especial agradecimiento, nuevamente, al Dr. Roberto González Ojeda por ayudarme en cada etapa del proceso de creación de esta tesis y por ser un excelente director de tesis.

Resumen

La investigación que se presenta en esta tesis consiste en la caracterización del comportamiento del acero inoxidable tipo 304 a temperatura elevada. Se realizaron pruebas de dilatación térmica, tratamientos térmicos y ensayos de tracción a temperatura elevada, para posteriormente, obtener muestras en distintos sentidos de corte y en distintos lugares de las probetas, mediante preparación de muestras para análisis microestructural y observación de fenómenos como son las maclas, las bandas, entre otros.

El capítulo 1 corresponde al marco teórico, e incluye aspectos específicos del comportamiento esfuerzo-deformación, características químicas y microestructurales de los aceros inoxidables, como son la formación de maclas durante el tratamiento térmico y el efecto de la microestructura en propiedades mecánicas.

El segundo capítulo detalla el procedimiento que se siguió en todas las pruebas realizadas, desde los ensayos en la máquina INSTRON, tratamientos térmicos en la mufla, la preparación microestructural y la observación en el microscopio.

El capítulo 3 corresponde a los resultados obtenidos de la experimentación, incluyendo la distribución de temperaturas simulada en un software de elemento finito (ANSYS), así como la variación del coeficiente de dilatación térmica, las curvas esfuerzo-deformación provenientes de los ensayos de tensión a temperatura elevada y las micrografías obtenidas de las muestras de las probetas y del material sometido a los tratamientos térmicos.

Los aspectos más importantes del capítulo 4 (discusión de los resultados) incluyen la variación del coeficiente de dilatación térmica del material al estar sometido a tensión uniaxial, la reducción de la resistencia a tracción de las probetas al ensayarlas a 700 y 850C variando el tiempo que permanecen a esa temperatura y el análisis microestructural que arroja, entre otras cosas, que a 700C el mecanismo predominante es la coalescencia y maduración de los precipitados y a 850C la formación de nuevos granos (recristalización) de la fase austenítica.

Las conclusiones de la investigación separadas en lo relacionado a coeficiente de dilatación térmica, tratamientos térmicos en la mufla, comportamiento mecánico a temperatura elevada, microestructura de las probetas a tracción, así como aspectos generales de la tesis se presentan en el capítulo 5.

Además del capítulo 6 que incluye la bibliografía, al final del documento se añadieron sugerencias para investigaciones futuras.

Índice

1 INTRODUCCIÓN 1

1.1 Ensayo de tensión	2
1.1.1 Esfuerzo y deformación verdadera	4
1.1.2 Normas	5
1.1.3 Efecto de la temperatura en la curva esfuerzo-deformación	5
1.2 Fluencia lenta (creep)	6
1.2.1 Ensayo de fluencia	6
1.2.2 Fluencia primaria	9
1.2.3 Fluencia secundaria	9
1.2.4 Fluencia terciaria	11
1.2.5 Cambios estructurales	12
1.2.5.1 Deslizamiento	12
1.2.5.2 Formación de subgranos	13
1.2.5.3 Deslizamiento de fronteras de grano	13
1.3 Maclas	14
1.3.1 Definición	14
1.3.2 Frontera de macla	14
1.3.3 Planos y direcciones de macla	15
1.3.4 Tipos de macla	15
1.3.4.1 Maclas mecánicas	15
1.3.4.2 Maclas de recocido	16
1.3.4.3 Maclas de deformación	17
1.3.4.4 Bandas de Neumann	17
1.3.5 Esfuerzos y deformaciones	18
1.3.6 Macla contra deslizamiento	19
1.3.7 Nucleación y energía	19
1.3.8 Tamaño de grano	20
1.3.9 Endurecimiento provocado por maclas	21
1.3.10 Fluencia y maclas	22
1.3.11 Efecto Bauschinger (BE)	24
1.4 Bandas	25
1.4.1 Definición	25
1.4.2 Formación	25
1.4.3 Esfuerzos y Deformaciones	27
1.4.4 Estructura bandeada por cortante	29

1.4.5	Estructura bandeada por deformación	32
1.4.6	Bandas y maclas	33
1.5	Estructura micrográfica de los aceros inoxidables	33
1.5.1	Precipitados en el acero inoxidable austenítico tipo 304	35
1.5.2	Efectos del tamaño de grano	37
1.6	Efectos de elementos aleantes en aceros	38
1.6.1	Níquel	38
1.6.2	Cromo	38
1.6.3	Manganeso	38
1.6.4	Silicio	38
1.6.5	Fósforo	39
1.6.6	Azufre	39
1.7	Bibliografía	39

2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL 43

2.1	Ensayos mecánicos a temperatura elevada	43
2.1.1	Fabricación de muestras	43
2.1.2	Ensayos mecánicos en máquina de ensayos universales	43
2.1.3	Procesamiento de datos	46
2.2	Tratamientos térmicos	49
2.3	Preparación de muestras metalográficas	50
2.3.1	Corte	50
2.3.2	Montadura	50
2.3.3	Lijado	51
2.3.4	Pulido	51
2.3.5	Ataque químico	51
2.4	Observación de muestras y metalografía cuantitativa	53
2.4.1	Medición de dureza	53
2.4.2	Medición del tamaño de grano	54
2.5	Bibliografía	55

3 RESULTADOS 56

3.1	Deformación – Temperatura	56
3.2	Esfuerzo - Deformación	61
3.2.1	Probeta 1	62
3.2.2	Probeta 2	64
3.2.3	Probeta 3	66

3.2.4	Probeta 4	67
3.2.5	Probeta 5	69
3.2.6	Probetas 1 a 5	71
3.2.7	Esfuerzos máximo y de cedencia	72
3.3	Tamaño de grano	74
3.4	Dureza	77
3.5	Simulación por elemento finito (ANSYS)	77
3.6	Micrografías	79
3.6.1	Muestras provenientes de tratamientos térmicos	79
3.6.1.1	Sin tratamiento	79
3.6.1.2	Tratamientos a 850C	81
3.6.1.3	Tratamientos a 700C	84
3.6.2	Muestras provenientes de ensayos de tensión a temperatura elevada	86
3.6.2.1	Ensayos a 850C	86
3.6.2.1.1	5 minutos de estabilización	86
3.6.2.1.1.1	Longitudinal	86
3.6.2.1.1.2	Transversal	88
3.6.2.1.2	1 hora de estabilización	90
3.6.2.1.2.1	Longitudinal	90
3.6.2.1.2.2	Transversal	92
3.6.2.1.3	1 hora 30 minutos de estabilización	94
3.6.2.1.3.1	Longitudinal	94
3.6.2.1.3.2	Transversal	96
3.6.2.2	Ensayos a 700C	98
3.6.2.2.1	5 minutos de estabilización	98
3.6.2.2.1.1	Longitudinal	98
3.6.2.2.1.2	Transversal	101
3.6.2.2.2	3 horas de estabilización	103
3.6.2.2.2.1	Longitudinal	103
3.6.2.2.2.2	Transversal	108
3.7	Bibliografía	109

4 DISCUSIÓN 111

4.1	Importancia de los datos a temperatura elevada en aceros inoxidables	111
4.1.1	Industria Química	111
4.1.2	Intercambiadores de calor	111
4.1.3	Sistemas de escape (Automotriz)	112
4.1.4	Pilas	112
4.1.5	Otras aplicaciones	112

4.2	Coeficiente de dilatación térmica	112
4.3	Efecto de los tratamientos térmicos	114
4.3.1	Dureza	116
4.4	Comportamiento mecánico a temperatura elevada	117
4.5	Microestructura de probetas ensayadas a temperatura elevada	119
4.5.1	Secciones longitudinales	119
4.5.1.1	850C con 5 minutos de estabilización	119
4.5.1.2	850C con 1 hora de estabilización	119
4.5.1.3	850C con 1 hora 30 minutos de estabilización	119
4.5.1.4	700C con 5 minutos de estabilización	120
4.5.1.5	700C con 3 horas de estabilización	120
4.5.2	Secciones transversales	121
4.5.2.1	850C con 5 minutos de estabilización	121
4.5.2.2	850C con 1 hora de estabilización	121
4.5.2.3	850C con 1 hora 30 minutos de estabilización	121
4.5.2.4	700C con 5 minutos de estabilización	122
4.5.2.5	700C con 3 horas de estabilización	122
4.6	Resumen de resultados	123
4.7	Bibliografía	125

5 CONCLUSIONES 127

Coeficiente de dilatación térmica	127
Tratamientos térmicos en mufla	127
Comportamiento mecánico a temperatura elevada	128
Microestructura de probetas ensayadas a temperatura elevada	129
Conclusiones generales	129

6 BIBLIOGRAFÍA 131

7 SUGERENCIAS PARA ESTUDIOS FUTUROS 136

8 ANEXO 137

Introducción

Los aceros inoxidable son materiales metálicos en forma de aleación que contienen necesariamente una concentración mínima de 11%Cr y que resisten la oxidación en ciertos ambientes dependiendo de su composición. Por ejemplo, la temperatura de trabajo máxima para el acero inoxidable 304 en ambiente de dióxido de sulfuro es de 800°C. Para lograr su resistencia a la oxidación estos aceros cuentan con elementos como cromo, molibdeno, vanadio y níquel en su composición (1; 2).

Se clasifican en 3 tipos, dependiendo de la fase constitutiva predominante (2; 3):

- Martensíticos (martensita),
- Ferríticos (ferrita) o
- Austeníticos (austenita)

Existen otros 2 tipos (2; 3):

- Dúplex (combinación de aceros inoxidable ferríticos y austeníticos) y
- Endurecidos por precipitados.

Los aceros austeníticos y ferríticos se endurecen y se mejora su resistencia por trabajo en frío. Los tratamientos térmicos tienen el comportamiento contrario. Los austeníticos son los más resistentes a la corrosión debido a su alto contenido de cromo y por las adiciones de níquel (2; 3).

Estos aceros deben su estructura cristalina a la que posee el hierro (1):

- A temperaturas inferiores a 910°C los átomos están acomodados en la estructura cúbica centrada en el cuerpo (bcc), conocida como hierro alfa.
- Entre los 910 y 1400°C la estructura cambia a cúbica centrada en la cara (fcc), llamada hierro gamma o austenita.
- De los 1400°C hasta el punto de fusión (1540°C), el hierro revierte a su estructura bcc o hierro delta.

El acero inoxidable 304, es del tipo austenítico, que como su nombre lo dice, tiene como fase predominante la austenita, la cual no existe a temperatura ambiente, pero una vez generada la estructura a temperaturas elevadas puede mantenerse con ayuda de elementos como el níquel, manganeso o nitrógeno. La diferencia entre el manganeso y el nitrógeno, ambos estabilizadores de austenita, es que el manganeso incrementa substancialmente la solubilidad austenítica sin fomentar el crecimiento de nitruros. Sin embargo, si hay 10% o más de este elemento, cambia su función de estabilizador de austenita a ferritizador. El nitrógeno, además de ser estabilizador de austenita

(gammágeno), es un potente reforzador del fenómeno de solución sólida sin reducir significativamente la resistencia a la fractura y tiene mayor solubilidad que el carbono en hierro austenítico. Todo esto, aunado a su disponibilidad prácticamente ilimitada, lo convierte en un sustituto potencial del níquel en aceros inoxidable (1; 4).

En particular, este tipo de acero inoxidable tiene la siguiente composición: 0.08%C, 2%Mn, 1%Si, 18-20%Cr, 8-10.5%Ni, 0.045%P y 0.03%S (1; 3).

Los valores para ciertas propiedades de este acero inoxidable se muestran en la Tabla 1.1.

La serie austenítica no puede incrementar su resistencia con tratamientos térmicos, lo que sí sucede con tratamientos en frío (1).

El tratamiento térmico del recocido implica para los aceros inoxidables austeníticos calentar el material a una temperatura a la cual recrystaliza, dándose la nucleación y crecimiento de nuevos cristales cuyo tamaño dependerá de la temperatura y del tiempo de ciclo de recocido (1).

Propiedad	Valor
Densidad [g/cm ₃]	8.0
Módulo elástico [GPa]	193
Coefficiente de expansión lineal 0 a 538°C [μm/m°C]	18.4
Conductividad térmica [W/mK]	21.5
Calor específico [J/kgK]	500
Resistividad eléctrica [nΩ/m]	720
Permeabilidad magnética [b]	1.02
Rango de fusión [°C]	1400-1450
Esfuerzo de cedencia [MPa]	215
Esfuerzo máximo [MPa]	505

Tabla 1.1 Propiedades del acero inoxidable tipo 304

1.1 Ensayo de tensión

Las propiedades mecánicas específicas provenientes de un ensayo de tensión son las más útiles y las más usadas en ingeniería. El ensayo consiste en sujetar una probeta por ambos extremos y se tira de ella hasta que se rompa, a velocidad constante. El esfuerzo aplicado a la probeta de dimensiones estandarizadas se calcula dividiendo la carga medida entre el área inicial de la sección transversal, mientras que la deformación se obtiene dividiendo el incremento en longitud entre la longitud inicial, obteniéndose las siguientes fórmulas (1; 2):

$$\sigma = \frac{F}{A_0}$$

1.1

$$\varepsilon = \frac{l_i - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0}$$

1.2

Estos datos se grafican y se obtiene una curva como la que muestra en la Figura 0.1, que ilustra la curva esfuerzo contra deformación ingenieril, en la cual (1; 2; 5):

- En el punto A termina la linealidad de la curva. El valor de la carga en este punto dividida entre el área inicial de la sección transversal proporcionará el valor del esfuerzo de cedencia. Si es difícil de localizar, se utiliza la convención de calcular el esfuerzo obtenido cuando el material alcanza una deformación permanente de 0.2%, punto F y se obtiene dibujando una línea paralela a OA, desplazada en el eje horizontal a un valor de 0.2% (línea PY).
- El punto B indica la carga máxima, y dividida entre el área inicial de la sección transversal se obtiene el esfuerzo máximo.
- La línea OA muestra el comportamiento elástico del material, esto implica que si se retirara la carga, la probeta regresaría a sus dimensiones originales.
- La pendiente de la línea OA se calcula al dividir OC entre OD y el resultado es el módulo de Young de elasticidad o módulo elástico.
- El punto G indica el esfuerzo último y es cuando la probeta se rompe.
- La caída de B a G ocurre debido a que la probeta se adelgaza localmente, forma un cuello resultado de la cedencia plástica.
- La cedencia plástica inicial (de A a B) está acompañada de endurecimiento por trabajo que compensa la reducción en la sección transversal.

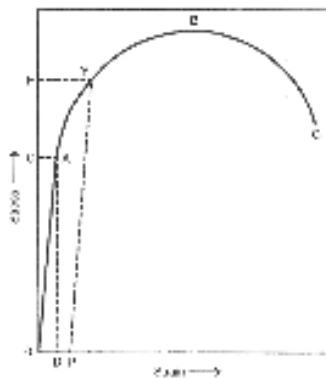


Figura 0.1 Curva típica esfuerzo deformación¹

¹ Beddoes, Jonathan y Parr, J.Gordon. *Introduction to Stainless Steels*. 3rd. OH, USA : ASM International, 2003. p. 73

Después del ensayo se pueden unir las secciones rotas para poder medir la distancia final en comparación con marcas colocadas previo el ensayo, así como su área transversal. Con estos valores podemos expresar la ductilidad (1; 5):

1. Elongación de la probeta. Se representa como el incremento en longitud entre la longitud inicial y se expresa en porcentaje.
2. Reducción del área. Representada como el decremento en área de la sección transversal entre el área inicial de la sección transversal, también expresada en porcentaje.

Como se mencionó anteriormente, la zona elástica de la gráfica proporciona el valor del módulo de Young, regido por la ley de Hooke (2; 5):

$$\sigma = E\varepsilon \quad 1.3$$

Donde la constante de proporcionalidad E, es precisamente el módulo de elasticidad. Un valor alto implica que el material es más rígido que uno que tenga un módulo elástico de valor bajo.

El comportamiento elástico dependiente del tiempo se conoce como anelasticidad. Para los metales, normalmente tiene un valor pequeño que muchas veces se ignora. Sin embargo, en ciertos polímeros su magnitud es considerable, y es mejor conocida como comportamiento visco-elástico (2; 5).

En ensayos de tensión de aceros inoxidable austeníticos con diferentes energías de falla por apilamiento (SFE²), se pueden observar grandes cantidades de martensita α cuando las láminas ε se produjeron en las primeras etapas de deformación, mientras que aquellas aleaciones que presentaron maclas inicialmente presentan menor cantidad de martensita α . Además la sensibilización a la austenita hacia la transformación a martensita α debe decrecer al incrementarse el tamaño de grano (6).

1.1.1 Esfuerzo y deformación verdadera

La curva ingenieril de esfuerzo-deformación decrece después del esfuerzo máximo debido a la reducción de área que sufre la probeta. En la realidad esta curva nunca decrece si se considera el área instantánea en lugar del área inicial en todo momento (2; 5).

Para poder crear la curva verdadera, se tienen que calcular los esfuerzos y deformaciones verdaderas en cada punto, lo que se realiza con las siguientes ecuaciones (2; 5):

² La energía de falla por apilamiento o stacking-fault energy (SFE) es una propiedad de los materiales que modifica la habilidad que tiene la dislocación de un cristal de deslizarse en un plano de deslizamiento que se intersecta. Cuando la SFE es baja, la movilidad de las dislocaciones de un material decrecen. Sus unidades en el sistema internacional son joules por metro cuadrado, o unidades de energía entre área.

$$\sigma_T = \sigma(1 + \epsilon) \quad 1.4$$

$$\epsilon_T = \ln(1 + \epsilon) \quad 1.5$$

Las cuales sólo son válidas hasta el punto de esfuerzo máximo en la curva esfuerzo-deformación ingenieril, que es el punto donde empieza a formarse el cuello (2; 5).

1.1.2 Normas

Este ensayo como muchos otros está regido por normas que controlan aspectos como la geometría de las probetas y la velocidad del bastidor.

La norma que rige los ensayos de tensión de materiales metálicos es la norma ASTM E8 / E8M – 08 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials³. El 08 indica que fue en 2008 cuando se realizó la última revisión a esta norma.

Además de la anterior y ya que nuestros ensayos implican temperatura elevada, también se usó la norma ASTM E21 – 05 Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials, con última actualización en 2005. En ella se encuentran normalizados aspectos como la máquina de prueba, el tamaño y forma de las probetas, la calibración de la máquina, el procedimiento de prueba, los cálculos requeridos para poder obtener la curva esfuerzo-deformación y la manera de reportar los datos obtenidos de este ensayo. La norma ASTM E8 / E8M – 08 se utilizó ya que la norma de temperatura elevada hace referencia a ella indicando que la geometría de las probetas es la misma para ensayos a temperatura ambiente o elevada.

1.1.3 Efecto de la temperatura en la curva esfuerzo-deformación

De, Speer, et al descubrieron en su estudio que la temperatura afecta el comportamiento mecánico del acero inoxidable tipo 304, como se puede ver en la Figura 0.2 y Figura 0.3. Las temperaturas elevadas reducen las propiedades de esfuerzo máximo y de cedencia, reduciendo la curva y trasladándola hacia abajo. Se puede extrapolar que los esfuerzos se incrementan al reducir la temperatura (7; 8).

³ American Standard for Testing and Materials (ASTM) www.astm.org

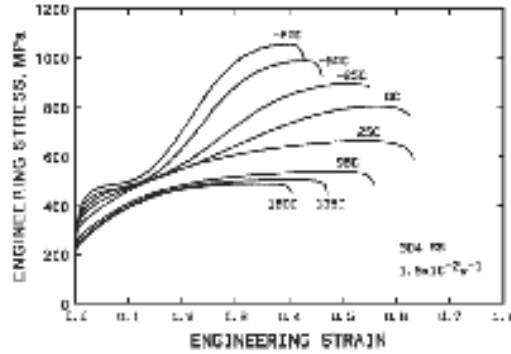


Figura 0.2 Efecto de la temperatura en la curva esfuerzo-deformación ingenieril del acero inoxidable 304⁴

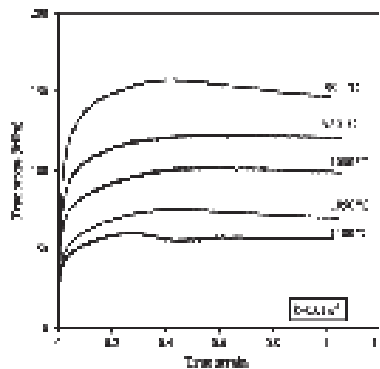


Figura 0.3 Efecto de la temperatura en la curva esfuerzo-deformación verdadera del acero inoxidable 304H

Al incrementar la temperatura de recocido, se incrementa el ablandamiento de los aceros inoxidables austeníticos. Esto se da debido a la alta dependencia entre la temperatura de recocido y el esfuerzo a la cedencia (9).

1.2 Fluencia lenta (creep)

La fluencia lenta o termofluencia es la deformación progresiva que sufren los materiales bajo condiciones de temperaturas elevadas y bajo esfuerzos mecánicos estáticos y constantes. Es dependiente del tiempo y deforma permanentemente a los materiales que sufren cargas o esfuerzos constantes, además de que es un factor que limita la vida de una pieza ya que es un fenómeno que afecta a todos los materiales. Para los metales es un factor importante para temperaturas mayores al 40% de la temperatura de fusión debido a que las altas temperaturas producen termofluencia rápida a menudo acompañada por cambios microestructurales (2; 5; 10).

⁴ *Deformation-Induced Phase Transformation and Strain Hardening in Type 304 Austenitic Stainless Steel.* De, Amar K., y otros. June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, p. 1876

1.2.1 Ensayo de fluencia

Para conocer el comportamiento de un material cuando sufre una carga por largo tiempo se realizan ensayos de fluencia. A temperatura ambiente, la mayoría de los materiales ingenieriles sufrirán por largos periodos las cargas indicadas en el ensayo de tensión. A temperatura elevada, el tiempo que un material esté cargado es un factor determinante. En la práctica, estos ensayos pueden durar mucho tiempo, algunos han durado meses y otros hasta 10 años. Los procedimientos para este tipo de pruebas se encuentran en la norma E139-70 de la ASTM (1; 5).

El ensayo de fluencia consiste en aplicar una carga o un esfuerzo constante a una probeta en un periodo dado. La mayoría de los ensayos son del tipo de carga constante que produce datos ingenieriles mientras que los de esfuerzo constante sirven para conocer mejor el comportamiento de los mecanismos de fluencia. Existe otro ensayo, conocido como ensayo de fluencia-fractura, que implica dar tiempo para que se produzca la falla bajo ciertas condiciones de esfuerzo o carga. En este caso, se utilizan cargas más altas, por lo que las velocidades de fluencia también son más elevadas, pero siempre sin importar qué tipo de ensayo se realice, se mantiene la temperatura constante. Estos datos se grafican en función del tiempo, como se puede ver en la Figura 0.4 (1; 2; 5).

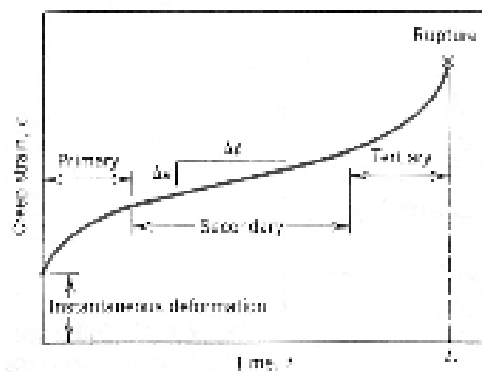


Figura 0.4 Curva típica de fluencia. Deformación provocada por fluencia contra tiempo.⁵

En la Figura 0.4 se muestra una gráfica de fluencia a carga constante para metales. Al aplicar la carga se da una deformación instantánea (ϵ_1^0) que es en su mayoría elástica, aunque cierta cantidad es plástica. La curva de fluencia, deformación (ϵ) contra tiempo (t) resultante consiste en tres regiones, cada una con características distintivas deformación-tiempo (2; 5; 10).

1. La fluencia primaria o transitoria ocurre primero y se caracteriza por la velocidad de fluencia ($\frac{d\epsilon}{dt}$ o $\dot{\epsilon}$) decreciente, esto es, la pendiente de la curva disminuye con el tiempo. Esto sugiere que el material está experimentando un incremento en la resistencia a la fluencia o endurecimiento por deformación.

⁵ Callister, William D. *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994. p. 219

2. La fluencia secundaria o de estado estable o estacionario dinámico se caracteriza por la velocidad de fluencia constante, por lo que la gráfica se vuelve lineal. Este es usualmente el estado de fluencia de mayor duración. La constancia de la velocidad de fluencia se debe a un equilibrio entre los procesos de endurecimiento por deformación y recuperación; la recuperación es el proceso en el cual un material se vuelve más suave y conserva su habilidad para sufrir deformación.
3. En la fluencia terciaria hay una aceleración de la velocidad y se llega a la falla. La falla o fractura resulta de cambios metalúrgicos y/o microestructurales, como son la separación de fronteras de grano y la formación de grietas internas, cavidades y poros.

También para cargas a tensión se puede formar un cuello en algún punto dentro de la región de deformación. Todo esto lleva a un decremento en el área efectiva de la sección transversal y un incremento en la velocidad de deformación (2).

Para la mayoría de los materiales metálicos los ensayos de fluencia se realizan aplicando tensión uniaxial usando especímenes de la misma geometría que los ensayos de tensión. Los ensayos de compresión uniaxial son utilizados para materiales frágiles; éstos proveen una mejor medida de las propiedades intrínsecas de fluencia ya que no hay amplificación de esfuerzos ni propagación de grietas, como sucede con cargas de tensión. Las probetas para pruebas a compresión son usualmente cilindros rectos o paralelepípedos con razones de longitud a diámetro en un rango de 2 a 4. Para la mayoría de los materiales las propiedades de fluencia son virtualmente independientes de la dirección de carga (2).

Posiblemente, el parámetro más importante de un ensayo de fluencia es la pendiente de la segunda sección de la curva de fluencia ($\frac{\Delta \epsilon}{\Delta t}$). Esto es también llamado la velocidad de fluencia de estado estable $\dot{\epsilon}_s$ y es el parámetro de diseño ingenieril que se considera en aplicaciones de larga vida y cuando no son aceptables la falla o mucha deformación en las piezas. Por otra parte, para muchas situaciones de relativa fluencia y poca vida, el tiempo a fractura es la consideración de diseño dominante. Para su determinación, los ensayos de fluencia deben llevarse hasta el punto de falla, lo que se conoce como ensayos de fractura por fluencia (2).

Tanto la temperatura como el nivel de esfuerzo aplicado influyen las características de fluencia. A una temperatura sustancialmente debajo de $0.4T_m$ (ó 40% de la temperatura de fusión), y después de la deformación inicial, la deformación es virtualmente independiente del tiempo. Al incrementar ya sea el esfuerzo o la temperatura, se puede notar que: la deformación instantánea al momento de la aplicación del esfuerzo se incrementa, la velocidad de fluencia de estado estable se incrementa y el tiempo a la falla se reduce (2).

Los resultados de los ensayos de fractura por fluencia se presentan comúnmente como el logaritmo del esfuerzo contra el logaritmo del tiempo a la falla, como se puede ver en la Figura 0.5 (2).

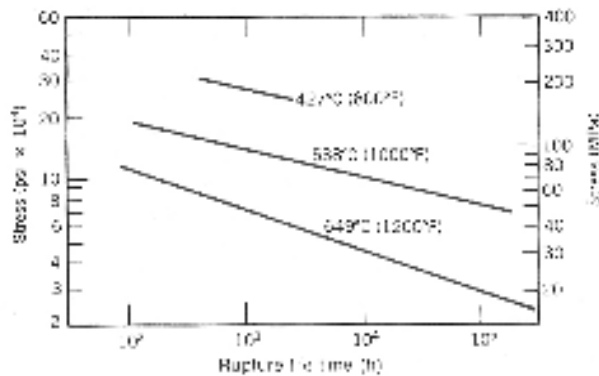


Figura 0.5 Logaritmo del esfuerzo contra logaritmo del tiempo a la falla de una aleación bajo carbono – níquel a 3 diferentes temperaturas.⁶

1.2.2 Fluencia primaria

Es la primera parte de la curva característica de fluencia. La fluencia en este periodo se debe únicamente al movimiento de dislocaciones en los materiales cristalinos. El endurecimiento por trabajo se produce con más rapidez que cualquier proceso de recuperación simultáneo, de esta manera la velocidad de fluencia se reduce con el transcurso del tiempo (5; 10).

Dos ecuaciones pueden emplearse para describir la fluencia primaria (5; 10):

$$\epsilon = \alpha \log t \tag{1.6}$$

Donde α es una constante y t es el tiempo. Esta ecuación se usa generalmente cuando se trabaja con temperaturas muy bajas, pero es aplicable a varios materiales, como son el aluminio, hule y vidrio. Y

$$\epsilon = \beta t^m \tag{1.7}$$

Donde β es una constante y m va de 0.03 a 1.0 dependiendo del material, el esfuerzo y la temperatura.

1.2.3 Fluencia secundaria

Es la segunda parte de la gráfica característica de este fenómeno. Durante esta fase la velocidad de recuperación es bastante rápida para balancear la velocidad de endurecimiento por trabajo, de manera que el material fluye en estado estacionario. Las observaciones estructurales indican que la poligonización es un proceso de recuperación importante durante la fluencia secundaria. El deslizamiento de los límites de grano también es una característica de los materiales policristalinos que

⁶ Callister, William D. *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994. p. 220

se deforman por fluencia de estado estacionario. Sin embargo, la contribución a la deformación total debida al deslizamiento de límites de grano suele ser baja, menor del 10% (10).

La ecuación para la sección de fluencia secundaria, es la ecuación de la línea recta:

$$\epsilon = Kt \quad 1.8$$

Donde K es una constante, que depende de la temperatura y del esfuerzo. Esto se debe a que los procesos de recuperación dependen de la temperatura y del esfuerzo; la dependencia con la temperatura se debe al cambio de velocidad de difusión según la temperatura (10).

La velocidad de fluencia es igual a la constante K, y puede representarse con la expresión siguiente:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad 1.9$$

Donde A y n son constantes; n suele estar en el rango de 3 a 7 para metales y de 1 a 2 para polímeros. Q se llama energía de activación para la fluencia y es aproximadamente igual a la energía de activación para difusión (10).

A temperaturas muy altas, en metales y aleaciones, la fluencia se puede producir por migración de vacancias y no se observa movimiento de dislocaciones. La difusión de vacancias dirigidas por el esfuerzo, desde límites de grano que se encuentran bajo tensión y hacia límites de grano bajo esfuerzos de compresión, se produce como se indica en la Figura 0.6 y ocasiona deformación por fluencia (10).

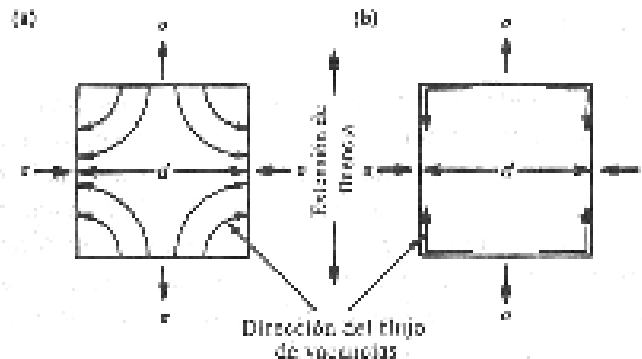


Figura 0.6 Diagramas de fluencia por difusión en un grano de tamaño d y el flujo de vacancias a través del grano. a) Fluencia de Herring-Nabarro, b) Fluencia de Coble⁷

Este mecanismo se denomina fluencia de Herring-Nabarro (Figura 0.6 (a)) y su velocidad está dada por:

⁷ Anderson, J.C., y otros. *Ciencia de los Materiales*. [ed.] 2a. México : Limusa, 1998, p. 280

$$d\epsilon/dt = \frac{\sigma a^3 D}{2d^2 kT}$$

1.10

Donde σ , k y T tienen su significado acostumbrado, a^3 es el volumen atómico, D es el coeficiente de difusión y d es el diámetro de grano. La característica significativa de esta ecuación es la dependencia de la velocidad de fluencia con respecto a d^{-2} . Una evidencia de ese mecanismo de fluencia difusional es la presencia de zonas despojadas de carburos en las fronteras de grano posteriores a fluencia a bajo esfuerzo en materiales cristalinos que contienen partículas, como se observa en la Figura 0.7 (10; 11).

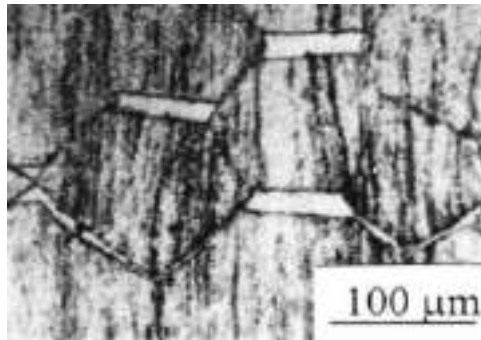


Figura 0.7 Zonas despojadas de carburos en un material policristalino con partículas⁸

En vez de que se efectúe la migración de vacantes controlada por el esfuerzo a través del grano, ésta procede a lo largo de los límites de grano (Figura 0.6 (b)). Esto se denomina fluencia de Coble y produce una dependencia de la velocidad de fluencia con respecto a d^{-3} . De aquí se desprende que cuando está presente la fluencia por difusión, ya sea tipo Herring-Nabarro o Coble, durante el servicio a alta temperatura, no es conveniente que los granos sean de tamaño pequeño (10).

Otro autor, Andrade, considera que las primeras 2 partes de la curva (fluencia primaria y secundaria) son la superposición de 2 procesos de fluencia separados que ocurren después de la deformación instantánea que resulta de aplicar la carga. El primer componente de esta curva es la fluencia transitoria con una velocidad de fluencia decreciente en el tiempo, a la cual se le agrega la componente de velocidad constante conocida como fluencia viscosa. La superposición de éstas se muestra en la Figura 0.8, y se puede representar por la siguiente ecuación (5; 12):

$$\epsilon = \epsilon_0 \left(1 + \beta t^{1/3} \right) e^{\kappa t}$$

1.11

Donde ϵ es la deformación en el tiempo t y β y κ son constantes. La fluencia transitoria está representada por β , mientras que la constante κ describe la extensión por unidad de longitud que procede a velocidad constante (5; 12).

⁸ *Denuded Zones, Diffusional Creep and Grain Boundary Sliding.* Wadsworth, Jeffrey, Ruano, Oscar A. y Sherby, Oleg D. February 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, p. 220

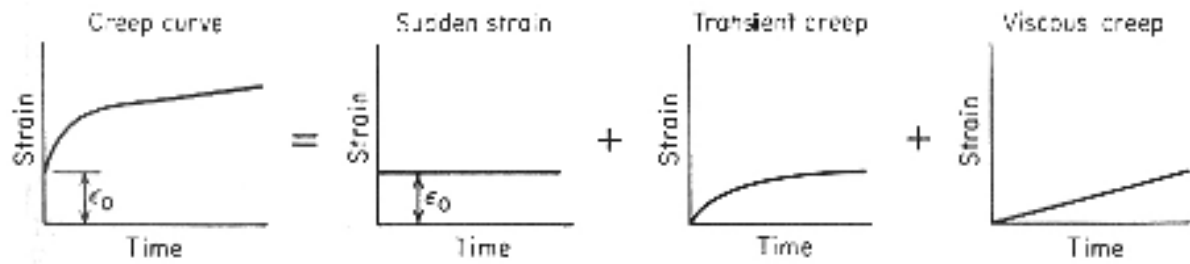


Figura 0.8 Procesos que determinan la curva de fluencia según el análisis de Andrade⁹

Hay una ecuación que se ajusta mejor a la curva real, determinada por Garofalo, aunque sólo ha sido probada en ciertos materiales (5; 13):

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_t(1 - e^{-rt}) + \varepsilon_s t \quad 1.12$$

Donde ε_0 es la deformación instantánea al cargar, ε_t es el límite de la fluencia transitoria, r es la razón de velocidad de fluencia transitoria entre deformación de fluencia transitoria y ε_s es la velocidad de fluencia de estado estable (5; 13).

1.2.4 Fluencia terciaria

Es la tercera y última parte de la curva característica. En esta sección la aceleración de la fluencia está asociada con la formación de vacíos o microgrietas en los límites de grano. Los vacíos se forman por coalescencia de vacancias en los límites de grano que produce vacíos redondos, o por deslizamiento de los límites de grano que produce vacíos angulares o en forma de cuña. Éstos tienden a producirse a temperaturas de fluencia inferiores, o a esfuerzos de fluencia mayores a los que producen vacancias en los límites de grano. Los vacíos crecen y se unen y el material falla de forma intercrystalina, es decir, en los límites de grano. La elongación hasta la fractura bajo fluencia con frecuencia es mucho menor que en la prueba de tensión convencional (5; 10).

El material puede presentar o no las tres etapas de fluencia, dependiendo del esfuerzo y la temperatura de prueba. El efecto de la temperatura y el esfuerzo se puede observar en la Figura 0.9. Ahí, el esfuerzo es constante, es decir $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ y las temperaturas están en el siguiente orden $T_1 > T_2 > T_3$ (5; 10).

⁹ Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy*. UK : McGraw-Hill, 1988. p. 439

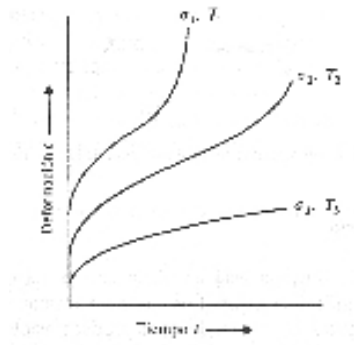


Figura 0.9 Efecto de la temperatura y el esfuerzo aplicado, en las curvas de fluencia¹⁰

1.2.5 Cambios estructurales

Debido a que la fluencia usualmente se da a temperatura elevada, esto produce cambios microestructurales, algunos de los cuales ya se han mencionado, como son las maclas, bandas y otros como deslizamientos y migración de las fronteras de grano (5).

1.2.5.1 Deslizamiento

El deslizamiento, bajo las condiciones de alta temperatura y fluencia, ocurre en muchos planos de deslizamiento para distancias pequeñas de deslizamiento. Esto sucede debido a muchas fuentes de dislocación, que a condiciones de baja temperatura no operarían debido a que las dislocaciones de bucles adyacentes se repelarían unas con otras. Ya que a alta temperatura los bucles pueden escalar y aniquilar uno a otro, puede existir un flujo constante de nuevas dislocaciones provenientes de muchas fuentes (5).

1.2.5.2 Formación de subgranos

La deformación por fluencia es no homogénea lo que puede ocasionar dobleces en la red, en particular cerca de las fronteras de grano. Esto resulta durante la formación de un exceso de dislocaciones, y ya que las dislocaciones pueden escalar, especialmente a temperatura elevada, se acomodan a sí mismas en fronteras de grano con ángulos pequeños, formando subgranos. El tamaño de los subgranos depende del esfuerzo y de la temperatura. Los subgranos grandes se producen cuando la temperatura es elevada y el nivel de esfuerzo es bajo. La formación de la estructura de subgranos ocurre en metales con alta SFE (5).

¹⁰ Anderson, J.C., y otros. *Ciencia de los Materiales*. [ed.] 2a. México : Limusa, 1998, p. 282

La densidad de dislocaciones en la red de subgranos se incrementa durante la fluencia primaria a un nivel que se mantiene prácticamente constante durante la fluencia de estado estable (5).

El espaciamiento promedio de las dislocaciones que componen las fronteras de subgrano influye en la resistencia a la fluencia de un material. Éste afecta la efectividad de las fronteras de subgrano como obstáculos contra las dislocaciones en deslizamiento. Este espaciamiento se reduce al incrementar la deformación por fluencia primaria, mientras que se mantiene constante durante la fluencia secundaria (14).

La cantidad de deformación anelástica recuperable durante la fluencia depende de varios factores (15):

1. La densidad total de dislocaciones, móviles e inmóviles, y la fracción de dislocaciones móviles.
2. La longitud de eslabones de dislocación libres.
3. El esfuerzo efectivo en los eslabones de dislocación.

La precipitación de carburos extensiva reduce la deformación anelástica durante la fluencia secundaria al reducir la longitud de eslabones de dislocación libres. Durante este proceso, fluencia secundaria, sólo opera una pequeña parte de los esfuerzos friccionales por lo que no se considera que controle la velocidad de fluencia (15).

1.2.5.3 Deslizamiento de fronteras de grano

A temperatura elevada los granos en los metales policristalinos pueden moverse de manera relativa entre sí. El deslizamiento de fronteras de grano es un proceso cortante que ocurre en la dirección de la frontera de grano. Se ve facilitado al incrementar la temperatura y/o reducir la velocidad de deformación. Este fenómeno es discontinuo en el tiempo, y la cantidad de desplazamiento por cortante no es uniforme a lo largo de la frontera de grano (5).

Ya que la deformación total es la suma de la deformación al deslizamiento dentro de los granos y al deslizamiento de las fronteras de grano, existe una relación entre ella y la distancia de deslizamiento. A su vez, existe una relación entre deslizamiento cristalográfico y deslizamiento de fronteras de grano (5).

Lo importante de este fenómeno es la iniciación de fracturas en las fronteras de grano. Para que la deformación de las fronteras de grano ocurra sin producir fracturas en ellas, debe existir un mecanismo disponible que permita la continuidad de la deformación a lo largo de la frontera de grano. Un fenómeno que permite esto es la formación de pliegues al final de la frontera de grano o la migración de las fronteras de grano (5).

La inhibición de la fluencia está relacionada con la presencia de carburos del tipo $M_{23}C_6$ en conjunto con nitruros de vanadio en la frontera de grano, los cuales reducen la velocidad de fluencia e incrementan la ductilidad a la fluencia. Ya que el endurecimiento por precipitados puede eliminar el movimiento de las dislocaciones, posteriormente los procesos de fluencia difusional dominarán la deformación. En estos

casos es necesario restringir el deslizamiento de las fronteras de grano que se logra con la precipitación de carburos en las fronteras. Si sólo existen carburos en las fronteras de grano los procesos de fluencia son significativos en los procesos de deformación de la matriz y la frontera. Además, en los aceros inoxidables austeníticos, estos carburos funcionan como fuentes de dislocación durante la fluencia primaria y secundaria, y se podrían considerar como resultantes del deslizamiento de las fronteras de grano locales que ocurren entre los carburos de las fronteras de grano. De hecho, los nitruros de vanadio previenen que estos carburos actúen como concentradores de esfuerzos y evita la formación de apilamientos de dislocaciones de fronteras de grano contra ellos (16; 17; 18).

1.3 Maclas

1.3.1 Definición

El maclado o formación de maclas es el segundo más importante mecanismo asociado a la deformación metálica, el primero siendo el deslizamiento. Resulta cuando una porción del cristal se reorienta en comparación con el resto del cristal de una manera simétrica y definitiva; la porción maclada del cristal es una imagen de espejo del cristal padre (5).

1.3.2 Frontera de macla

La frontera de macla (defecto planar interno) es un tipo especial de frontera de grano a lo largo de la cual hay una simetría de espejo, esto es, los átomos en un lado de la frontera están localizados en imágenes espejo a posiciones de los átomos del otro lado. La frontera de macla o plano de macla es el plano de simetría entre ambas porciones del cristal. La región de material entre estas fronteras se conoce como macla. La energía de frontera de macla es cercana a la mitad del valor de la energía de falla por apilamiento (SFE) (2; 5; 10; 19).

Las fronteras de macla son una barrera fuerte contra los movimientos de dislocación en niveles de deformación bajos, lo que lleva a la acumulación de esfuerzos en la frontera, similar a las fronteras de grano (20).

1.3.3 Planos y direcciones de macla

El maclado ocurre en un plano cristalográfico definido y en una dirección específica, para cada estructura cristalina (2; 5).

El plano de macla puede formarse durante el crecimiento del cristal o puede ser el resultado de movimientos de dislocación ocasionados al aplicar un esfuerzo. Los diferentes planos de macla y direcciones para cada estructura cristalina son:

- Para metales con estructura cristalina bcc, el plano de macla es el (112) y la dirección es la [111],
- para la estructura hcp el plano de macla es el (1012) y la dirección es la [1011] y
- para la estructura fcc el plano es el (111) y la dirección es la [112].

Para aceros inoxidables austeníticos el maclado es mecanismo de deformación primaria en las primeras etapas de la deformación en la orientación [111] bajo tensión, mientras que bajo compresión es en la orientación [001] (2; 4; 5; 10).

1.3.4 Tipos de macla

Las maclas son defectos producidos por la deformación, específicamente (2; 5; 10):

- Debido al desplazamiento atómico producto de fuerzas mecánicas de tipo cortante (maclas mecánicas).
- Producto de los tratamientos térmicos de recocido seguidos de deformación (maclas de recocido).
- Originadas por el movimiento de dislocaciones específicas (maclas de deformación).
- Causadas cuando el hierro cúbico centrado en el cuerpo (bcc) y sus aleaciones se cargan con rapidez a baja temperatura (maclas delgadas de tipo lamelar conocidas como bandas de Neumann).

1.3.4.1 Maclas mecánicas

El maclado mecánico ocurre en metales con estructura cristalina bcc y hcp a temperaturas bajas y a altas velocidades de carga (carga de choque), condiciones en las cuales el deslizamiento está restringido. Un ejemplo de esta microestructura se puede ver en la Figura 0.10 (2; 5).

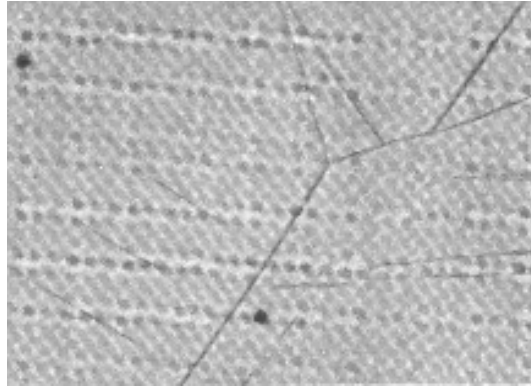


Figura 0.10 Maclas mecánicas¹¹

1.3.4.2 Maclas de recocido

Las maclas de recocido son comunes en metales con la estructura cristalina fcc, mientras que las maclas mecánicas se observan en metales bcc y hcp. Estas maclas son más anchas con lados más rectos que las maclas mecánicas y la energía de la frontera de este tipo de macla es cercana al 5% de la energía promedio de la frontera de grano. En las micrografías de aceros inoxidable austeníticos (estructura fcc), a veces se puede notar la presencia de maclas de recocido durante la recrystalización en forma de líneas paralelas en algunos granos. Esas líneas rectas que atraviesan a los granos son el sitio en que la interfase de la macla anterior intersecta a la superficie de la muestra, lo que ocurre después de una cierta cantidad de deformación debido a que se requiere cierta rotación del grano antes de la activación del maclaje. Su presencia en la microestructura es evidencia de que el metal sufrió deformación mecánica antes del recocido, ya que crecieron de un núcleo de macla producido durante la deformación (1; 2; 5; 10; 21).

En la Figura 0.11 podemos ver los cambios en la orientación cuando el deslizamiento pasa a través de las fronteras de macla de recocido (21).

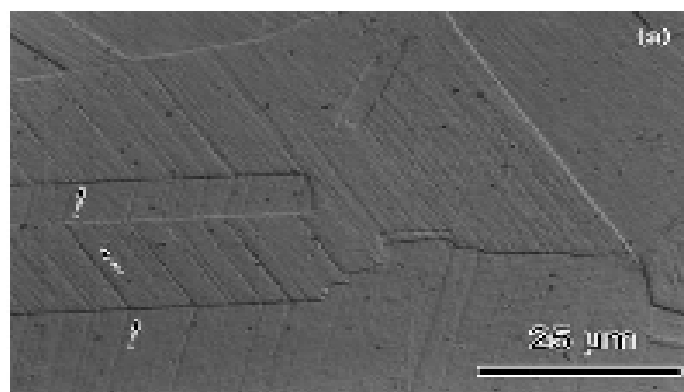


Figura 0.11 Cambios en la orientación al pasar a través de las fronteras de macla de recocido¹²

¹¹ Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy*. UK : McGraw-Hill, 1988. p. 134

1.3.4.3 Maclas de deformación

En las maclas de deformación, los desplazamientos atómicos necesarios para formar maclas no son múltiplos enteros de espaciamentos de la red cristalina y por lo tanto, las dislocaciones involucradas son imperfectas. De hecho, son dislocaciones parciales que tienen que desplazarse en forma compleja para producir maclas. Para poder formar las maclas de deformación en materiales con estructura fcc es necesario un cambio del sistema de deslizamiento para activar el proceso. Posteriormente, si se llega al esfuerzo cortante requerido para el maclado, se formarán las maclas de deformación (5; 10; 21).

Las maclas de deformación en aleaciones fcc son fronteras que forman obstáculos semi-rígidos contra sistemas de deslizamiento no coplanares. Por esto, una dislocación moviéndose en un sistema de deslizamiento activo tendrá dificultades para cruzar la frontera de macla usualmente localizada en sistemas de deslizamiento conjugados (21).

Las maclas de deformación subdividen los granos de los cuales provienen, lo que provoca un incremento en el endurecimiento mecánico del material. También, a través del cambio de orientación en el cristal maclado, este tipo de maclas puede contribuir al endurecimiento por deformación (21).

1.3.4.4 Bandas de Neumann

Las bandas de Neumann (Figura 0.12) se pueden observar en micrografías con aumentos bajos. Además estas fronteras de macla se atacan químicamente a aproximadamente la misma velocidad que las fronteras de grano, por lo que son fronteras de gran energía (5).

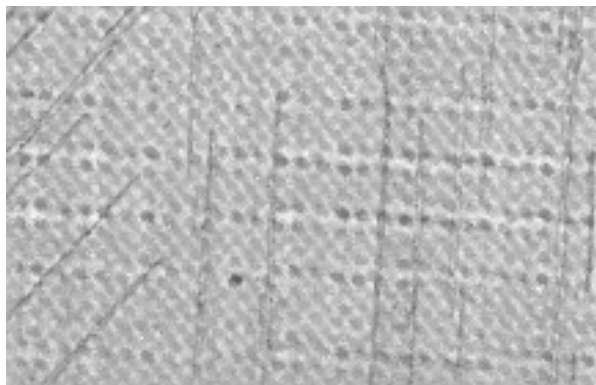


Figura 0.12 Bandas de Neumann¹³

¹² *Evaluation of the Role of Deformation Twinning in Work Hardening Behavior of Face-Centered-Cubic Polycrystals.* Hamdi, Farzad y Asgari, Sirous. USA :, February 2008, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, p. 297

¹³ Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy.* UK : McGraw-Hill, 1988. p. 134

1.3.5 Esfuerzos y deformaciones

Los esfuerzos cortantes se limitan a la deformación por deslizamiento, ésta debe preceder, acompañar y seguir a la formación de maclas en cristales reales. La deformación cortante resultante no es inherente al maclado, pero se genera en el plano de deslizamiento asociado. En su ausencia, es decir en un cristal perfecto, las maclas se pueden formar por el reacomodo atómico sin necesidad de un esfuerzo cortante (22).

Las maclas se pueden ver en superficies pulidas debido al cambio en elevación producido por la deformación y por la diferencia en orientación cristalográfica entre las regiones, deformada y sin deformar. Si la superficie fuera tal que la diferencia entre elevaciones fuera nula, el ataque químico revelaría las maclas debido al cambio de orientación entre las regiones (5).

La deformación plástica puede ocurrir en ciertos materiales metálicos debido a la formación de maclas. Para que ocurra el maclado la deformación de corte debe ser homogénea (2).

La formación de maclas es importante en la deformación de materiales con pocos sistemas de deslizamiento, como son aquéllos que poseen estructura hexagonal compacta, especialmente cuando se encuentran en estado policristalino. Esto es, la estructura hexagonal compacta sólo tiene tres sistemas de deslizamiento y, por lo tanto, el deslizamiento está restringido. Sólo una pequeña fracción del volumen total del cristal se reorienta por maclado y, por tanto, los metales con sistema cristalino hcp, en general, tendrán menor ductilidad que metales con mayor número de sistemas de deslizamiento (5; 10).

“Si el maclado ocurre durante un ensayo de tensión, produce aserrados en la curva esfuerzo-deformación.”¹⁴

La energía de deformación requerida para producir una macla es pequeña, por lo que la deformación total que puede producirse con el maclado también es pequeña (5).

Las maclas no sólo ocurren en ensayos de tensión, o cuando el material sufre esfuerzos cortantes. Algunos aceros inoxidable austeníticos también presentan este fenómeno en ensayos de fatiga a diferentes temperaturas (22; 23).

Debido a que los aceros austeníticos tienen SFEs de bajas a moderadas, su comportamiento a la deformación es diferente al de otros aceros, como son los aceros al carbono. Dentro de las diferencias se encuentra la facilidad para formar fallas por apilamiento, la formación de maclas y la tendencia a formar estructuras de dislocación planar. Todas estas características microestructurales influyen considerablemente la respuesta esfuerzo-deformación y la evolución de la textura de esta clase de aceros produciendo una respuesta de endurecimiento por deformación (4).

¹⁴ Idem, p. 133

1.3.6 Macla contra deslizamiento

Las diferencias entre deslizamiento y macla son varias (2; 4; 5; 21; 22):

- La primera, es que para el deslizamiento, la orientación cristalográfica arriba y abajo del plano de deslizamiento es la misma antes y después de la deformación; mientras que para el maclado, hay una reorientación a lo largo del plano de macla.
- La segunda diferencia es que el deslizamiento ocurre en múltiplos de espaciamiento atómico distintivos, mientras que el desplazamiento atómico para el maclado es menor que la separación interatómica. El deslizamiento ocurre en planos relativamente muy separados. Lo importante del maclado recae en las resultantes reorientaciones cristalográficas; el maclado puede colocar nuevos sistemas de deslizamiento en orientaciones que son favorables en relación con los ejes de esfuerzo, de tal manera que el deslizamiento puede ocurrir posteriormente, sin embargo, el deslizamiento está limitado a la región inmediatamente adyacente y paralela a las maclas, o al área entre ellas.
- Otra diferencia es el tiempo de formación, las maclas se pueden formar en periodos de tiempo tan pequeños como unos cuantos microsegundos, mientras que para los deslizamientos hay un tiempo de retraso de varios milisegundos antes de la formación de bandas de deslizamiento.

La magnitud de desplazamiento dentro de la región de maclado es proporcional a la distancia al plano de macla, esto sólo es válido para esfuerzo cortante homogéneo y si la frontera de macla es simple (2; 5).

El esfuerzo para maclar un cristal tiende a ser superior al que se requiere para el deslizamiento y, por lo tanto, excepto en determinadas condiciones, el deslizamiento es el mecanismo de deformación normal. El esfuerzo de deformación de una macla es menos sensible a la temperatura que el esfuerzo de deslizamiento, por esto, la formación de maclas se hace más favorable a medida que desciende la temperatura de deformación (10).

El maclado generalmente ocurre cuando los sistemas de deslizamiento se encuentran restringidos o cuando algo incrementa el esfuerzo cortante crítico de tal manera que el esfuerzo de maclado es menor que el esfuerzo para deslizar. Por esta razón se dan las maclas a temperatura baja o a velocidad de deformación alta en metales bcc y fcc o en metales hcp en orientaciones en las cuales el deslizamiento basal es desfavorable (5; 21).

1.3.7 Nucleación y energía

A la nucleación de maclas debe anteceder la acumulación de gran cantidad de energía de deformación elástica (proveniente de la inestabilidad de la red), ya que ésta es una manera eficiente de acomodar el exceso de energía que se acumula en las interfases macla/matriz. De esta manera, la formación de

maclas mecánicas puede ser suficiente para estabilizar la red al acomodar una fracción suficiente de la energía de deformación elástica en las fronteras entre macla y matriz. Este acomodo y formación de maclas responde a una necesidad del material de acomodar cierta cantidad del exceso de energía de deformación para evitar la falla y no para reducir la deformación cortante excesiva que posea. Venables¹⁵ concluyó que el esfuerzo cortante crítico requerido para la nucleación de maclas de deformación es una función parabólica del valor de la energía de falla por apilamiento (SFE) e inclusive la incorporación de la contribución del endurecimiento por solución sólida podría intensificar esta tendencia parabólica. Otros autores consideran que la SFE tiene sólo un efecto indirecto en los esfuerzos de maclaje, y que por el contrario, la densidad de dislocación crítica y la longitud del deslizamiento homogéneo son las variables microestructurales más relevantes que influyen directamente en el esfuerzo de maclaje en el material policristalino. Estas diferencias producen diferentes niveles de concentración de soluto de los materiales y por lo tanto sus contribuciones al endurecimiento por solución sólida son diferentes para cada metal (22; 24; 25).

Los núcleos de macla críticos se forman por cortantes homogéneos de la red en lugares en los que el esfuerzo local se haya elevado al nivel teórico por dislocaciones apiladas. Es irrelevante si estos niveles de esfuerzo son sólo locales o a través de la red de un cristal perfecto (ideal) (22).

Las condiciones mencionadas anteriormente llevan a ciertas consecuencias, como son (22):

1. La presencia de niveles tan altos de esfuerzo debe necesariamente estar acompañado de niveles de deformación elástica elevados.
2. La energía de deformación elástica a muy altos niveles debe estar presente en el momento inicial de formación de maclas.
3. Los niveles de esfuerzo mencionados sólo pueden ser obtenidos en la ausencia de liberadores de esfuerzo por deslizamiento.

1.3.8 Tamaño de grano

El tamaño de grano también influye en las maclas de deformación. Incrementar el tamaño de grano promedio produce un menor esfuerzo de nucleación de macla. Este efecto difiere de la SFE de cada material, para metales con SFE media la influencia no es determinante en el maclaje. Como se puede ver en la Figura 0.13, en los metales con baja SFE la influencia es mucha más significativa (25).

¹⁵ **Venables, J.A.** *Deformation Twinning*. [ed.] R.D. Reed-Hill y J.P. and Rogers, H.C. Hirth. s.l. : Gordon and Breach, 1964. pág. 77.

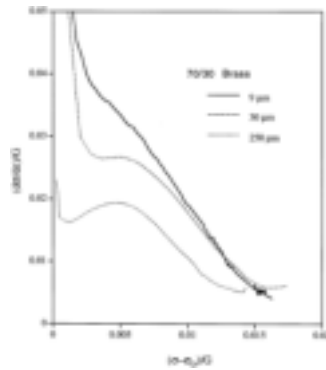


Figura 0.13 Influencia del tamaño de grano en un metal con baja SFE en una gráfica normalizada de velocidad de endurecimiento por deformación contra esfuerzo¹⁶

1.3.9 Endurecimiento provocado por maclas

El maclado también es una causa del endurecimiento lineal en policristales de estructura fcc con baja energía de falla por apilamiento (SFE). Debido a la necesidad de un cambio en el sistema de deslizamiento previo al maclado, se cree que sólo los cristales con estructura fcc con esfuerzos de maclado suficientemente bajos formarán maclas mecánicas después de una cierta deformación plástica inicial. Esta tendencia se incrementa con la tendencia del material al deslizamiento planar. Este comportamiento muestra dos mesetas en las gráficas de velocidad de endurecimiento por deformación contra deformación (Figura 0.14):

- En la primera etapa, A, hay un decremento continuo en la velocidad de endurecimiento por deformación.
- Seguida por la etapa B en la que la velocidad de endurecimiento es casi constante. Esta etapa puede manifestarse como una región lineal en la curva esfuerzo verdadero contra deformación verdadera aunque este comportamiento difiere de la respuesta al endurecimiento para aleaciones fcc con alta SFE.
- Después de esta etapa hay otra caída (etapa C) en la velocidad de endurecimiento por deformación que ocurre en deformaciones menores al -0.25 que continúa hasta una deformación de -0.55.
- En deformaciones mayores (etapa D) una segunda velocidad de endurecimiento constante ocurre. Esas zonas de velocidad constante reflejan en la microestructura la formación de nuevas variantes de maclas de deformación (21; 25).

¹⁶ Influence of Grain Size and Stacking-Fault Energy on Deformation Twinning in Fcc Metals. **El-Danaf, Ehab, Kalidindi, Surya R. y Doherty, Roger D.** May 1999, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30A, p. 1227

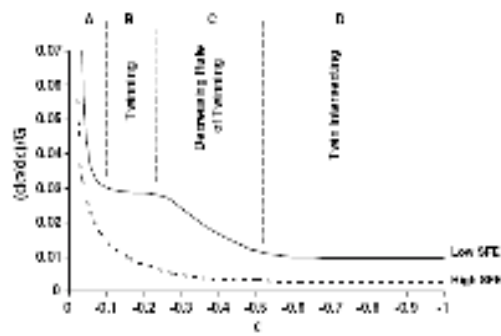


Figura 0.14 Velocidad de endurecimiento por deformación - deformación¹⁷

1.3.10 Fluencia y maclas

Existe la posibilidad de que ocurra el maclado en materiales sometidos a fluencia, lo cual es función de la temperatura y del tiempo que permanezca el material en estas condiciones. La macla presenta grietas cercanas a la fractura de la pieza, con las siguientes características (26):

1. Generalmente sucede en una orientación de 45° en relación con el eje de esfuerzo.
2. Las grietas en las maclas coinciden con el eje transversal al eje de esfuerzos aplicados. Ver Figura 0.15.
3. La iniciación se da en superficies y propagándose a lo largo de la interfaz de macla.
4. La nucleación de grietas en las maclas se da en la intersección de segmentos de macla de tipo coherente e incoherente, la propagación de la grieta se da a lo largo del segmento coherente. Ver Figura 0.16 y Figura 0.17.
5. Presencia de múltiples cavitaciones de macla de tipo coherente en una macla que contiene varios pasos de macla incoherentes. Ver Figura 0.18.

¹⁷ *Evaluation of the Role of Deformation Twining in Work Hardening Behavior of Face-Centered-Cubic Polycrystals.* Hamdi, Farzad y Asgari, Sirous. USA :, February 2008, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, p. 295



Figura 0.15 Grietas en las maclas producidas por fluencia¹⁸

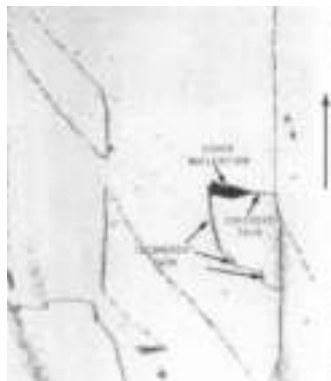


Figura 0.16 Nucleación de grietas en las maclas durante la fluencia¹⁹

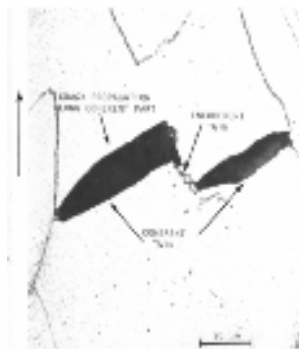


Figura 0.17 Propagación de grietas en las maclas durante la fluencia

¹⁸ *Twin-Boundary Cavitation During Creep in Aged Type 304 Stainless Steel.* Sikka, V.K., Swindeman, R.W. y Brinkman, C.R. Julio 1977, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, p. 1120

¹⁹ Idem, p. 1121

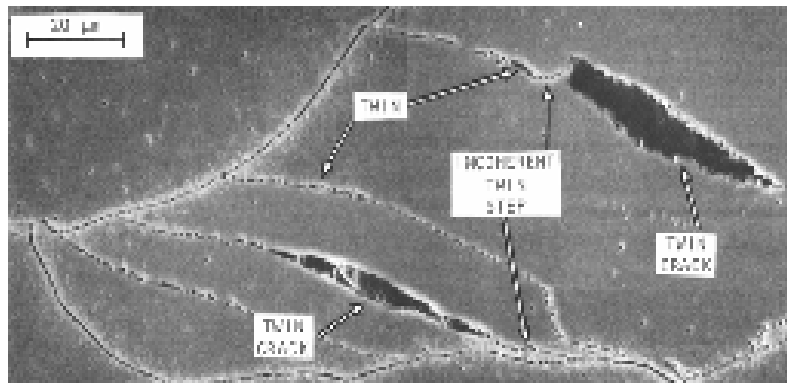


Figura 0.18 Grietas en las maclas y pasos de macla incoherentes durante la fluencia²⁰

1.3.11 Efecto Bauschinger (BE)

El Efecto Bauschinger, un fenómeno general de los metales policristalinos, es la dependencia del esfuerzo de cedencia en la trayectoria de carga y dirección. Esto es, el esfuerzo de cedencia en una dirección es menor que en la dirección opuesta. Lo anterior también es válido cuando se trata de la direccionalidad del endurecimiento por deformación (5; 27).

La manera de medir el efecto Bauschinger es a través de la deformación Bauschinger (β), que es la diferencia en deformación entre las curvas de tensión y compresión a un esfuerzo dado (5).

Durante la deformación plástica las dislocaciones se acumularán en las barreras de manera enredada y eventualmente formarán células. Cuando la carga se retira, las líneas de dislocación no se moverán de manera apreciable debido a que la estructura es mecánicamente estable. Sin embargo, cuando la dirección de carga se invierte, algunas líneas de dislocación se pueden mover una distancia apreciable con un esfuerzo cortante bajo ya que las barreras al final de las dislocaciones tienden a no ser tan fuertes ni tan poco espaciadas como las que existen inmediatamente al frente; todo esto lleva al punto de cedencia inicial a niveles bajos de esfuerzo cuando la dirección de carga se invierte (28).

Las fronteras de macla presentan un obstáculo fuerte contra las dislocaciones y llevan a un alto Efecto Bauschinger, debido a que el apilamiento de dislocaciones provocado por estas fronteras genera un campo de alto alcance de esfuerzo interno. Un alto BE lleva a una deformación combinada de macla/deslizamiento (20).

²⁰ Idem, p. 1123

1.4 Bandas

1.4.1 Definición

Las bandas son las regiones con diferente orientación que surgen de la deformación no homogénea de un cristal. Cuando un deslizamiento ocurre sin restricción y de manera perfectamente homogénea, las líneas de deslizamiento se remueven al pulir la superficie. Por el contrario las bandas no desaparecen ya que representan una región de diferente orientación cristalográfica (5).

Usualmente tienen formas irregulares pero están elongadas en la dirección de la deformación principal, de ahí se deriva que las bandas producen anisotropía en los materiales que las presentan dentro de los que se incluyen metales con estructuras fcc y bcc, pero no en hcp. Se ha demostrado que el manganeso es el elemento aleante más responsable en el desarrollo de bandas microestructurales en aceros de baja aleación (5; 29; 30).

1.4.2 Formación

La tendencia a la formación de bandas es mayor en especímenes policristalinos debido a las restricciones que imponen las fronteras de grano. Como se puede observar en la Figura 0.19, las bandas facilitan que las diferencias en orientación resalten durante la deformación (5).



Figura 0.19 Microestructura bandeda en la dirección longitudinal (horizontal) de una placa de acero rodada en caliente²¹

La estructura bandeda resulta de la deformación en caliente y es producto del estado bruto de solidificación, en especial si durante el desarrollo de la solidificación se han producido reacciones peritéticas. Se presentan después de tratamientos como el recocido, el templado y el austemplado, y las bandas siempre siguen la orientación longitudinal. Un estudio demostró que al enfriar dentro del horno se produce un bandedado intenso, mientras que al incrementar la velocidad de enfriamiento se

²¹ *Effect of Microstructural Banding in Steel*. Grange, R.A. February 1971, Metallurgical Transactions, Vol. 2, p. 419

reducen las diferencias en temperatura de las bandas segregadas; otro estudio demostró que el bandeo se puede eliminar al enfriar rápidamente o provocar el reaparecimiento de grandes granos de austenita si el material posteriormente se reausteniza y se enfría lentamente (27; 31; 32; 33).

En general aparecen después de la conformación en caliente de soluciones sólidas de bajo coeficiente de reparto, cuando el metal disolvente presenta estados alotrópicos distintos a la temperatura de conformación y a la temperatura ambiente, y si los elementos solutos favorecen una u otra alotropía desde la temperatura de conformación hasta la ambiental (27).

Durante el proceso de solidificación del acero, los contornos de las dendritas se enriquecen en elementos en solución sólida sin importar si son alfégenos o gammágenos, ya que ellos son los responsables de la estructura bandeada. Esos elementos (por ejemplo los sulfuros de manganeso) suelen aparecer como precipitados en la periferia de las dendritas y se alinean después en la dirección de la conformación. Las zonas con estos sulfuros tienen mayor contenido de elementos en solución sólida. Ya que estos elementos poseen diferentes propiedades térmicas son los primeros o los últimos en convertirse al enfriarse después de conformado el acero y de ahí que produzcan las bandas de una fase, como es la perlita, flanqueadas por bandas de granos ferríticos o austeníticos. Los sulfuros aparecerán alojados en las cadenas de perlita si los elementos son gammágenos o en las cadenas de ferrita cuando son alfégenos. Las bandas contienen la mayoría de las inclusiones de sulfuro de manganeso, y están formadas por estructuras tubulares con fronteras de muchas aleaciones. El fenómeno del bandeo es consecuencia de gradientes de concentración de solutos a lo largo de las bandas en el proceso de solidificación; en los aceros de baja aleación este fenómeno es producto de la segregación de elementos aleantes sustitucionales durante la solidificación dendrítica. La adición de elementos como manganeso, cromo, níquel y molibdeno provocan que la solidificación ocurra en un rango de temperaturas y composiciones, por lo que el núcleo de las dendritas solidifica relativamente como metal puro mientras que los espacios interdendríticos se enriquecen en soluto; estas regiones con alta y baja cantidad de soluto están elongadas y se convierten luego en bandas paralelas en las operaciones de rolado y conformado (27; 29; 30; 31; 34).

La composición de las bandas también tiene que ver con la segregación de fósforo. Como hemos visto, el bandeo tiene que ver con los gradientes químicos en el material que se forman al solidificar y por lo tanto nunca logran el recocido completo. En materiales fcc el efecto del bandeo es más pronunciado debido a los bajos coeficientes de difusión de la mayoría de los solutos en estos metales. Otros estudios han probado que dentro de las bandas hay partículas de fase σ (en lugar de partículas elongadas de fase ferrita δ que desaparecen arriba de los 720°C), así como de fase χ (35; 36).

Una banda con alto contenido de cromo, tendrá poca cantidad de manganeso, níquel y molibdeno, y viceversa. En la zona central de las piezas se ha encontrado un pequeño incremento de Cr y decremento de Ni, Mn y Mo (37).

Si no se presenta el bandeo quiere decir que todas las zonas lograron la misma temperatura al mismo tiempo durante el enfriamiento, aunque esto no elimina las heterogeneidades químicas. En esos casos

las bandas están enmascaradas: las zonas segregadas (ricas en elementos en solución sólida) tienen más templabilidad que las no segregadas (27).

Si en un análisis micrográfico se encuentran bandas, es indicativo de la segregación. A pesar de esto, no tiene influencia en el diferencial de esfuerzos. Un método para cuantificar la intensidad del bandeo es a través del comportamiento desigual a la dilatación en la dirección normal y paralela a las bandas. Otro método ha sido medir la fracción de banda en experimentos de recocido isotérmico con despolarización de neutrones combinada con mediciones con microanálisis de electrones para determinar la influencia de las composiciones locales de soluto en la formación de bandas (29; 38; 39; 40).

La única manera de la eliminación permanente de microestructura bandeada es a través de tratamientos de homogenización a alta temperatura, que pueden remover los gradientes de composición internos. Un ejemplo de ellos es el tratamiento de normalizado a alta temperatura y por un corto tiempo (30; 34).

La eliminación del bandeo es efectiva al reducir la anisotropía en el acero sin elementos aleantes, pero sólo presenta una modesta mejoría en aceros con numerosas inclusiones elongadas. Este proceso altera la transformación de la austenita en cierto grado, pero mejora el maquinado y conformado en frío subsecuentes al reemplazar las concentraciones de martensita en bandas con pequeños volúmenes de martensita dispersos de manera aleatoria en el acero que no esté transformado en ferrita/perlita o bainita (34).

Las bandas microestructurales tienen un rango de dureza de 300 a 360 VHN dependiendo de la densidad de los precipitados en las bandas. En contraste, la dureza de la matriz es de aproximadamente 220 VHN (36).

1.4.3 Esfuerzos y Deformaciones

El efecto de las bandas en las curvas esfuerzo-deformación antes de llegar a la fractura se muestra en la Figura 0.20, en la que vemos que dependen tanto del ancho de banda como de la velocidad de enfriamiento (41).

“La resistencia al flujo plástico, visto en las curvas esfuerzo-deformación, varía con la cantidad de bandas por microcortantes y de martensita-alfa”²².

²² *Comparative Study of the Impact Response and Microstructure of 304L Stainless Steel with and without Prestrain.* Lee, Woei-Shyan y Lin, Chi-Feng. September 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 2807

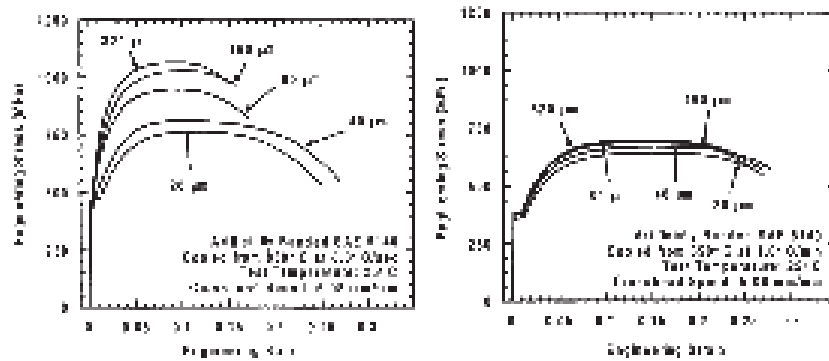


Figura 0.20 Cambios en las curvas esfuerzo-deformación provocados por el ancho de banda y por la velocidad de enfriamiento²³

El efecto que las bandas y las fallas asociadas tienen en las curvas de esfuerzo-deformación se puede observar en la Figura 0.21: la banda 1 es de partículas grandes, mientras que la banda 2 es de partículas pequeñas. La fractura ocurriría de la siguiente manera (36):

1. Un grupo de precipitados grandes, localizado cerca de la superficie de la probeta, en la banda 1 forman una población de microgrietas que ligadas una con otra forman una grieta larga que se detiene en A.
2. El material continúa deformándose y eventualmente la banda 2 (con precipitados pequeños) empieza a agrietarse.
3. La fractura del material ocurre cuando deformación adicional provoca que las grietas dentro de la banda 1 y 2 se unan.

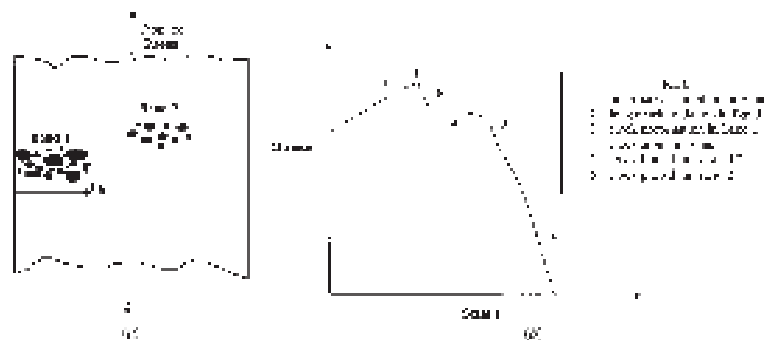


Figura 0.21 a) Ilustración esquemática de una probeta para ensayos de tracción que contiene 2 bandas discontinuas y no-coplanares formadas por partículas, y b) curva esfuerzo-deformación esquemática de la falla producida en la probeta ilustrada en a).²⁴

²³ *Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels.* Krauss, George. December 2003, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 34B, pp. 791

²⁴ *Microstructural Banding and Failure of a Stainless Steel.* Stauffer, A.C., Koss, D.A. y McKirgan, J.B. April 2004, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, p. 1322

El proceso de fractura dúctil en este tipo de probetas involucra la iniciación de las grietas como fractura de partículas de segunda fase, por ejemplo fase sigma, dentro de una banda microestructural durante la deformación. Para facilitar el inicio de la grieta se incrementa el tamaño de las partículas dentro de una banda, mientras que para facilitar la propagación de las grietas se incrementa la longitud y continuidad de la banda (36).

1.4.4 Estructura bandeada por cortante

Como se puede ver en la Figura 0.22, las bandas son regiones de distorsión, en las que una porción de un grano rotó hacia otra orientación para acomodar la deformación aplicada. Cuando estas regiones se extienden a lo largo de muchos granos se conocen como estructura bandeada por cortante, observable en la Figura 0.23, y están relacionadas con la deformación inestable de materiales metálicos dúctiles a altas velocidades de deformación (5; 42; 43).

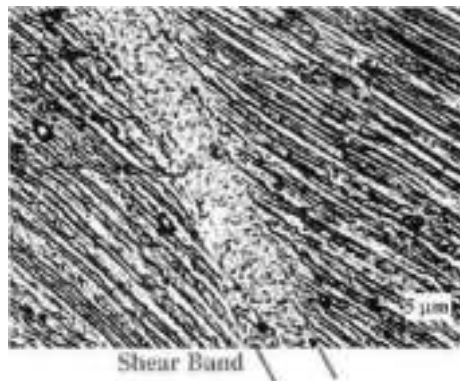


Figura 0.22 Microestructura de una banda por cortante en el acero inoxidable 304²⁵

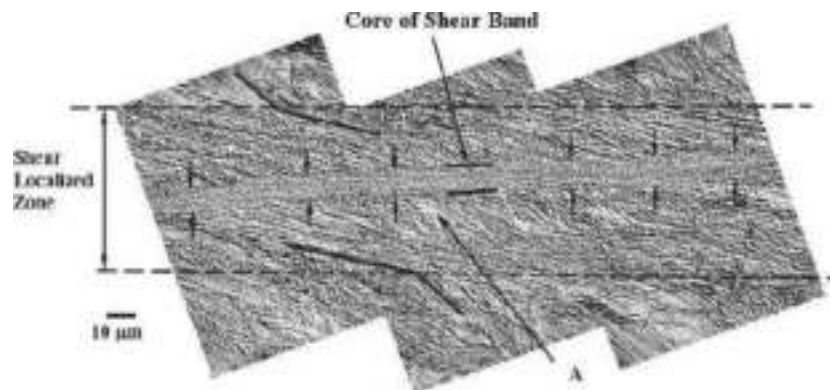


Figura 0.23 Estructura dentro de la zona localizada de cortante y el núcleo de una banda por cortante

²⁵ *Development of Adiabatic Shear Bands in Annealed 316L Stainless Steel: Part I. Correlation between Evolving Microstructure and Mechanical Behavior.* Xue, Q. y Gray III, G.T. August 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, p. 2441

El esfuerzo cortante aplicado a lo largo de este tipo de estructuras produce un tipo de falla común, debido a que promueve la propagación de grietas. Esto resulta de la siguiente manera, las altas temperaturas locales generadas durante la localización de los esfuerzos cortantes ablandan significativamente el material dentro de las bandas sin crear singularidades en la sección sometida a cortantes, por lo que las grietas y posteriormente las fallas se inician en los concentradores de esfuerzos, no dentro de las bandas (5; 37; 43; 44).

La tendencia de un material a deformarse por bandas formadas por cortante de manera local está dada por el cambio fraccional de velocidad de deformación contra deformación. Esto puede representarse con parámetros básicos del material (5):

$$\alpha = \frac{\gamma - 1}{m}$$

1.13

Donde:

$$\gamma = \frac{1}{\alpha} \left. \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon, T} \quad 1.14$$

$$m = \left. \frac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}} \right|_{\varepsilon, T} \quad 1.15$$

Se ha demostrado que un valor de α superior a 5 indica que la formación de bandas por cortante se producirá (45).

La susceptibilidad de un material a formar bandas por cortante también está directamente relacionada con su capacidad de endurecimiento, la cual depende de la microestructura inicial y su evolución, así como de las características de los defectos preexistentes y su densidad, distribución e interacción. Si los materiales presentan velocidad de endurecimiento por deformación con valor positivo, no importando si es pequeño o no, desarrollará bandas por cortante fácilmente. La iniciación de bandas por cortante de tipo adiabático ocurre cuando el esfuerzo cortante forma un pico después de un endurecimiento por trabajo sustancial. La velocidad de endurecimiento por trabajo tiene un rol importante en la localización de cortantes de tipo adiabático. El inicio y desarrollo de bandas de este tipo es controlado por una competencia entre los factores de endurecimiento y ablandamiento (43; 44; 46).

Se considera que la formación de martensita α' mejora el esfuerzo bajo deformación plástica en los aceros inoxidables de la serie 300, y el mecanismo de la transformación martensítica está confinada a las bandas por microcortantes que contienen fase ε (hcp), fallas por maclado y una alta densidad de fallas por apilamiento. La cantidad de martensita α' formada está afectada por aspectos como la precarga, la deformación, la velocidad de deformación, el estado de esfuerzos y la temperatura. Este tipo de martensita forma núcleos en las bandas por microcortantes y estos núcleos se pueden observar como figuras poliédricas en la Figura 0.24 (47).

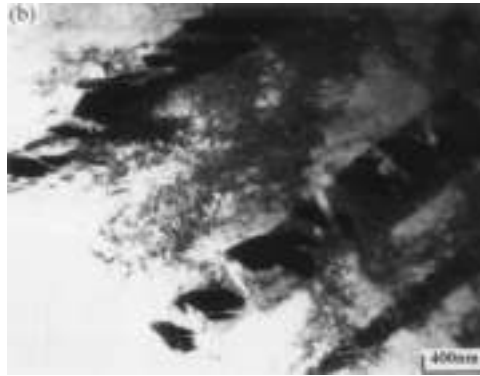


Figura 0.24 Figuras poliédricas formadas por martensita-alfa' en las bandas por microcortantes²⁶

La transformación de austenita a martensita durante la deformación plástica sucede de la siguiente manera: de austenita a martensita ϵ (hcp) y de esta a martensita α' . Los posibles lugares para esta transformación son en las fronteras de macla, las intersecciones de bandas de deslizamiento con fronteras de grano, a lo largo de las bandas por cortante, y en las intersecciones de bandas de deslizamiento que posean densos nudos de fallas por apilamientos. Por lo tanto, la formación de la martensita inducido por deformación es función de la estabilidad de la austenita y de la energía de falla por apilamiento (SFE), pero también se ve afectada por la trayectoria de deformación y por la velocidad de la transformación. Los incrementos en la temperatura debidos al calentamiento adiabático producen un incremento en la SFE lo que crea bandas por cortante más delgadas (37).

El acero inoxidable tipo forma más martensita si se encuentra bajo tensión biaxial balanceada en comparación con tensión uniaxial. La martensita se forma en las intersecciones de las bandas de deslizamiento, y hay aproximadamente 2.5 veces más intersecciones después de la tensión biaxial balanceada comparada a la tensión uniaxial. La densidad de bandas de deslizamiento, de intersecciones de banda, y de la cantidad de martensita se incrementa al subir la velocidad de deformación (37; 48; 49).

Con una deformación ingenieril del 10% y una velocidad de deformación de $0.000125s^{-1}$, se ha encontrado que la martensita-alfa' forma núcleos en las bandas por cortante y posteriormente crece en la matriz adyacente que no posee bandeado. Este crecimiento ocurre preferencialmente en un lado de la banda. Su evolución en función de la deformación se puede ver en la Figura 1.25: la martensita alfa' se puede observar en color oscuro, mientras que la matriz austenítica posee color blanco (37).

²⁶ *Comparative Study of the Impact Response and Microstructure of 304L Stainless Steel with and without Prestrain.* Lee, Woei-Shyan y Lin, Chi-Feng. September 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 2808

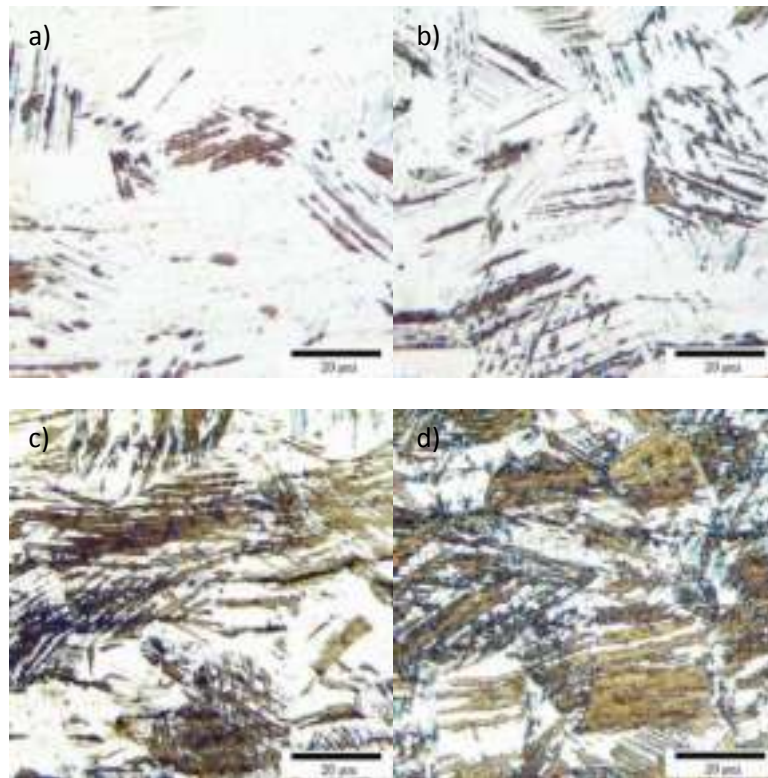


Figura 0.25 Microestructura del acero inoxidable tipo 304 bajo tensión, con una velocidad de deformación de $0.000125s^{-1}$ y con una deformación de a) 10%, b) 20%, c) 30% y d) 45%.²⁷

1.4.5 Estructura bandeada por deformación

Su origen es la reducción total de la energía de deformación producto del acomodo, aunque se requiere energía adicional para lograr la falta de congruencia en las fronteras de grano e interfaces de banda. Para materiales fcc, el bandeado por deformación ocurrirá si la energía para generar este tipo de bandas es menor que la energía para lograr el acomodo (50).

Cuando ocurre el bandeado por deformación, se requiere energía adicional para crear nuevas interfases y efectos de acomodo que tienen que ver con el cambio de forma provocado por el esfuerzo cortante creado por las bandas de deformación (50).

Este tipo de bandas también involucra la formación de martensita explicado anteriormente. Cuando el calentamiento ocurre a altas velocidades de deformación, la estabilidad de la austenita se incrementa, lo que inhibe la transformación. Además, la SFE se incrementa con la temperatura, lo que reduce la densidad de características planares de deformación asociadas con la nucleación de la martensita, como son las fallas por apilamiento, las bandas por deformación y las intersecciones de éstas (37).

²⁷ *Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel.* Lichtenfeld, Joshua A., Mataya, Martin C. y Van Tyne, Chester J. January 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, p. 155

1.4.6 Bandas y maclas

Si se generaron maclas en sentido perpendicular o cercano al perpendicular en comparación con la dirección cortante, existe la tendencia a generar nucleación de bandas por cortante. Los granos sufren deformación intensa antes de que la banda se propague por ellos, lo que se puede ver en la Figura 0.26. Sólo los granos directamente adyacentes a una banda por cortante muestran bandas por deformación y maclas altamente deformadas (44).



Figura 0.26 Banda por cortante que atraviesa granos con alta densidad de maclas²⁸

1.5 Estructura micrográfica de los aceros inoxidables

Los fenómenos de fronteras de grano (como son difusión de fronteras de grano, precipitación y corrosión) dependen directamente de la naturaleza cristalográfica, así como de la estructura atómica (51; 52; 53; 54; 55; 56).

La transferencia de dislocaciones atravesando un grano a través de la frontera de grano controla el comportamiento de la deformación del material (9).

Después del proceso de recocido, que comúnmente se hace para eliminar los esfuerzos residuales, la microestructura obtenida se muestra en la Figura 0.27 en la que se pueden observar maclas de recocido y precipitados. El precipitado de mayor inclusión que se observa es MnS (44).

²⁸ *Influence of Shock Prestraining on the Formation of Shear Localization in 304 Stainless Steel.* Xue, Q., y otros. June 2005, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, p. 1476

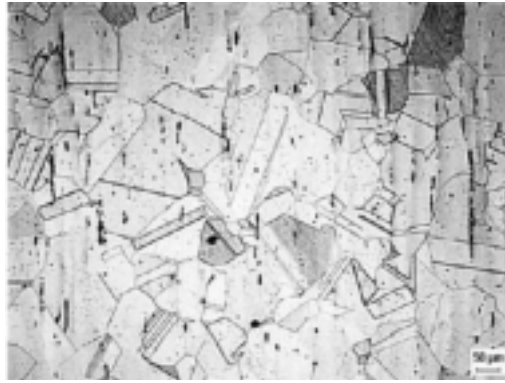


Figura 0.27 Acero inoxidable tipo 304 después del tratamiento térmico de recocido²⁹

Las ondas de choque pueden tener ya sea un efecto o una combinación de los siguientes fenómenos metalúrgicos: generación de defectos puntuales, dislocaciones y maclas, cambios de fase y precipitaciones. Para analizar el efecto de estas ondas en el material (acero inoxidable tipo 304), se puede realizar el experimento de aplicar un pulso de onda de Taylor de forma triangular. La microestructura obtenida después de este proceso se muestra en la Figura 0.28. En ella, se observan maclas de deformación con una alta densidad, así como bandas de deslizamiento en los granos deformados. La intersección de las maclas forma una red estructural entrelazada debido a la activación de varias variantes de macla dentro de los granos (17; 44).

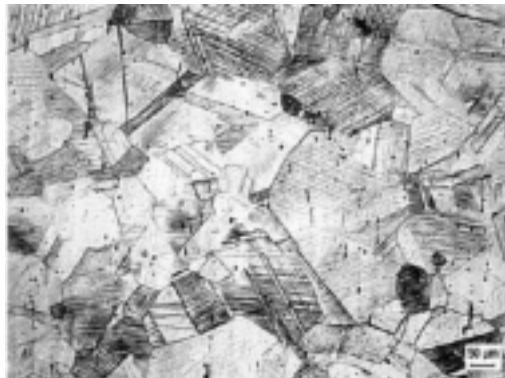


Figura 0.28 Acero Inoxidable tipo 304 después del tratamiento de choques

Ese mismo tratamiento puede producir martensita α con formas de aguja como se puede ver en la Figura 0.29 (6).

²⁹ Idem, p. 1472

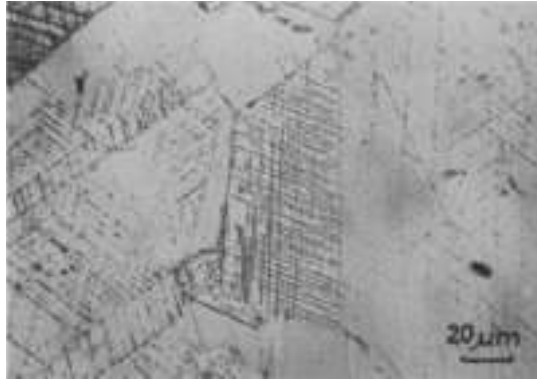


Figura 0.29 Presencia de martensita-alfa en acero inoxidable tipo 304 después de ondas de choque³⁰

Debido a la relativamente baja SFE, la microestructura del acero inoxidable tipo 304, a veces exhibe arreglos de dislocación planar acompañadas de ciertas estructuras similares a láminas en los planos austeníticos {111}, generalmente identificadas como maclas de deformación, como se puede ver en la Figura 0.30 (6).

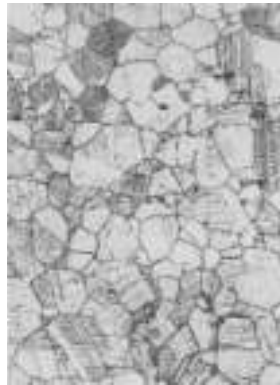


Figura 0.30 Maclas y dislocación planar en acero inoxidable tipo 304³¹

1.5.1 Precipitados en el acero inoxidable austenítico tipo 304

Estos aceros inoxidables, en particular el tipo 304 puede presentar las siguientes fases: austenita (γ), partículas de segunda fase como son la fase σ $(\text{Fe,Ni})_x(\text{Cr,Mo})_y$ y la fase χ $(\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10})$ y precipitados (36).

Cuando el porcentaje de cromo excede el 12%, como es el caso del acero inoxidable 304, éste permite la formación de una película de óxido de cromo. Este comportamiento convierte al acero de anódico a catódico y por eso los aceros que tengan más del 12% de cromo se conocen como inoxidables (27).

³⁰ *The Effect of Grain Size on the Shock-Loading Response of 304-Type Stainless Steel.* **Kestenbach, H.J. y Meyers, M.A.** December 1976, Metallurgical Transactions A, Vol. 7A, p. 1948

³¹Idem, p. 1945

Los carburos de cromo formados por precipitación en estado sólido, disminuyen los contenidos de cromo en las zonas contiguas a ellos, menores al 12% y convirtiéndolas en anódicas y sensibles a la oxidación o corrosión intergranular (27; 57).

En el caso de la fase sigma, es exclusiva en temperaturas inferiores a los 821°C y esta formación sólo se da durante el enfriamiento, tras miles de horas. Este compuesto intermetálico tetragonal complejo puede precipitar por reacción espínodal en la ferrita fragilizándola. Las fases sigma aparecen cuando las aleaciones tienen un alto contenido local en cromo (alrededor del 40%). En aceros con más de 20% de cromo después de permanencias prolongadas a 550°C, tras decenas de miles de horas, pueden precipitar esas fases sigma que producen propiedades mecánicas inferiores. Por el contrario, pueden ser redisueltas en poco tiempo mediante calentamiento a temperaturas superiores a los 900°C (27; 57).

Debido a que el acero inoxidable tipo 304 tiene como mucho 20% de cromo, no se espera que exista fase sigma en la microestructura, aunque sí está presente en otros aceros inoxidables austeníticos. En estos materiales sucede después de la formación de carburos $M_{23}C_6$, de la siguiente manera. La zona superficial se descarburiza durante el enfriamiento lento en una atmósfera no protectora, lo que lleva a la descomposición del carburo y la formación de la fase sigma (57).

En el diagrama binario cromo-carbono de la Figura 0.31 se pueden observar tres carburos, con tres diferentes porcentajes atómicos de carbono: $Cr_{23}C_6$ (20.69%), Cr_7C_3 (30%) y Cr_3C_2 (40%). Estos precipitados reducen al metal circundante de cromo, pudiendo provocar la corrosión si los niveles se reducen lo suficiente para que el porcentaje de cromo sea menor a 12% (27; 57).

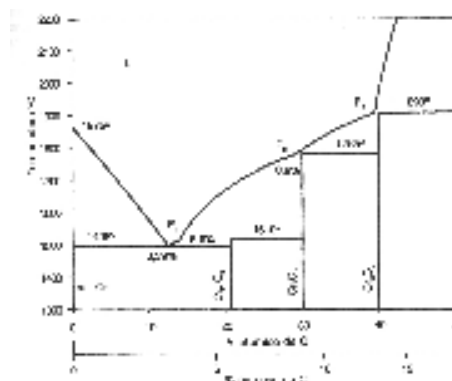


Figura 0.31 Diagrama binario Cr-C

Para el acero inoxidable tipo 304, se esperaría encontrar precipitados del tipo $Cr_{23}C_6$ o generalizando, del tipo $M_{23}C_6$, siendo M cualquier metal presente.

“En aleaciones simples como el grado 304, el carburo rico en cromo $M_{23}C_6$ es el único observado”.³²

A temperaturas entre 500 y 600°C, los precipitados se forman en dislocaciones y fronteras de macla, las partículas tienden a formar plaquetas triangulares o hexagonales en fronteras de macla coherentes,

³² Durand-Charre, Madeleine. *Microstructure of Steels and Cast Irons*. Germany : Springer-Verlag, 2004. p. 315

pero adoptan una forma de listón en regiones incoherentes, mientras que en las fronteras de grano se observan morfologías arborescentes (57).

Los diagramas de tiempo-temperatura-precipitación (Figura 0.32) y tiempo-temperatura-transformación muestran que las fronteras de macla no son susceptibles a la precipitación de carburos ni a la corrosión debido a que su estructura atómica es altamente regular y coherente en comparación con otras fronteras de grano. En particular, las fronteras de macla coherentes presentan gran resistencia a la precipitación de carburos por su extremadamente baja energía de frontera (58).

“La cantidad de fronteras de grano con precipitados se incrementa con el tiempo de estabilización a una temperatura dada.”³³

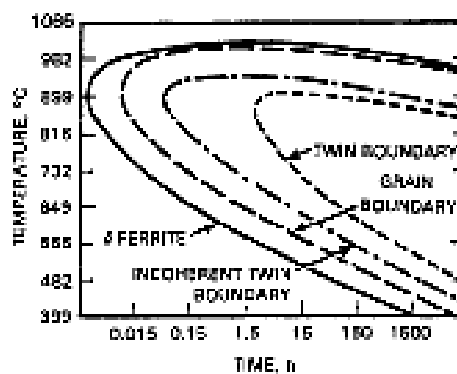


Figura 0.32 Diagrama TTP para el acero 304³⁴

Algunas fases de precipitados que son semi-coherentes con la matriz pueden orientarse a lo largo de ciertos planos que no necesariamente coinciden con los planos de deslizamiento, para minimizar el campo de deformación general provocado por la discrepancia en la orientación. Los campos de esfuerzos a corto o largo alcance pueden provocar que los precipitados se alineen (57).

1.5.2 Efectos del tamaño de grano

Debido a que la nucleación se ve favorecida en las fronteras de grano o en defectos (como las dislocaciones) que representan regiones locales de exceso de energía, un refinamiento de grano facilita la formación de precipitados al incrementar el número de posibles sitios de nucleación (57).

La microdureza se incrementa cuando hay un decremento en el tamaño de grano, lo mismo que el esfuerzo de cedencia. Por el contrario, la ductilidad también decrece al reducir el tamaño de grano. El refinamiento de grano tiene un efecto benéfico en el comportamiento a la fatiga del acero tipo 304 (59).

³³ *Grain-Boundary Structure and Precipitation in Sensitized Austenitic Stainless Steel.* Kokawa, Hiroyuki, Shimada, Masayuki y Sato, Yutaka S. July 2000, JOM, p. 36

³⁴ Stickler, R. y Vinckier, A. 1961, *Trans. ASM*, Vol. 54, p. 362

1.6 Efectos de elementos aleantes en aceros

1.6.1 Níquel

Es un estabilizador de austenita. Baja la temperatura austenizante mínima e incrementa la resistencia a la corrosión en medios con ácido sulfúrico. Forma fases Ni_3X con Mo, Ti y Al, provocando endurecimiento por precipitación pronunciado. Retarda la transformación perlítica y por lo tanto incrementa el endurecimiento. Baja la temperatura de transición dúctil-frágil (57).

1.6.2 Cromo

Es un estabilizador de ferrita. Mejora la resistencia a la corrosión en medios húmedos y a alta temperatura, en especial para contenidos mayores al 10-11%. Sube la temperatura de *liquidus* en presencia de carbono. Forma nitruros y carburos, incluyendo M_7C_3 y $M_{23}C_6$, así como compuestos intermetálicos, incluyendo la fase sigma. Forma fase quebradiza αCr a través de la descomposición de ferritas ricas en cromo a baja temperatura. Mejora el endurecimiento (57).

1.6.3 Manganeso

Es un estabilizador de austenita. Es uno de los elementos, que mejoran la resistencia, más baratos y más efectivos. Baja la temperatura de la transformación perlítica, permitiendo tratamientos en el campo austenítico a baja temperatura. A pesar de ser un estabilizador de austenita, el manganeso también tiene la tendencia a promover la fase sigma. Forma carburos, incluyendo el Mn_3C , que es completamente soluble con Fe_3C , también forma sulfuro de manganeso, MnS . Retarda y baja la velocidad de la transformación perlítica (57).

1.6.4 Silicio

Es un estabilizador de ferrita, con alta influencia en la resistencia. Frecuentemente presente en aceros con niveles entre 0.2 y 0.35% en cuyo caso sus efectos son pequeños. En mayores cantidades (0.5-3%), mejora la oxidación y resistencia a la corrosión a temperaturas elevadas. Forma compuestos intermetálicos y estabiliza la fase sigma. Provoca un decremento en la ductilidad durante el trabajo en caliente. Perjudica la capacidad de soldarse. Previene la formación de carburos bainíticos y mejora el endurecimiento (57).

1.6.5 Fósforo

Es un estabilizador de ferrita, tiene un alta influencia benéfica en la resistencia. Sus muy bajos límites de solubilidad limitan la resistencia efectiva. Se segrega fuertemente, y en aceros al alto carbono, forma eutécticos con bajo punto de fusión. Se segrega en fronteras de grano, provocando que los aceros al bajo carbono se vuelvan quebradizos (57).

1.6.6 Azufre

Es un estabilizador de ferrita, tiene limitada solubilidad sólida y muy baja solubilidad inclusive a altas temperaturas. Segrega y forma eutécticos a bajos puntos de fusión, excepto en la presencia de manganeso. Se segrega en fronteras de grano, provocando que se vuelva quebradizo durante el trabajo en caliente. Mejora la manufacturabilidad (57).

1.7 Bibliografía

1. **Beddoes, Jonathan y Parr, J.Gordon.** *Introduction to Stainless Steels*. 3rd. OH, USA: ASM International, 2003.
2. **Callister, William D.** *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994.
3. **ASM Handbook Committee.** *Stainless Steel. Metals Handbook*. 9th. OH, USA : ASM International, 1978, Vol. I.
4. *The Deformation of Low-Stacking-Fault-Energy Austenitic Steels.* **Karaman, I., y otros.** July 2002, JOM, págs. 31-37.
5. **Dieter, George E.** *Mechanical Metallurgy*. UK : McGraw-Hill, 1988.
6. *The Effect of Grain Size on the Shock-Loading Response of 304-Type Stainless Steel.* **Kestenbach, H.J. y Meyers, M.A.** December 1976, Metallurgical Transactions A, Vol. 7A, págs. 1943-1950.
7. *Deformation-Induced Phase Transformation and Strain Hardening in Type 304 Austenitic Stainless Steel.* **De, Amar K., y otros.** June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 1875-1886.
8. *The Strain Dependence of Postdynamic Recrystallization in 304H Stainless Steel.* **Najafizadeh, A., y otros.** June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 1899-1906.
9. *Role of Grain Boundary Character Distribution on Tensile Properties of 304L Stainless Steel.* **Kumar, Bandari Ravi, y otros.** May 2007, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 38A, págs. 1136-1143.
10. **Anderson, J.C., y otros.** *Ciencia de los Materiales*. [ed.] 2a. México : Limusa, 1998.
11. *Denuded Zones, Diffusional Creep and Grain Boundary Sliding.* **Wadsworth, Jeffrey, Ruano, Oscar A. y Sherby, Oleg D.** February 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 219-229.
12. *Creep and Recovery.* **Andrade, E.N. da C.** OH,USA : American Society for Metals, 1957, Proc. R. Soc. London, Vol. 90A, págs. 329-342.

13. **Garofalo, F.** *Properties of Crystalline Solids*. USA : ASTM Spec. Tech. Publ., 1960. pág. 82.
14. *Changes in de Subboundary Mesh Size with Creep Strain in 304 Stainless Steel*. **Kassner, M.E., Elmer, J.W. y Echer, C.J.** November 1986, Metallurgical Transactions A, Vol. 17A, págs. 2093-2097.
15. *Anelasticity and creep transients in an austenitic steel*. **Morris, D.G.** 1978, Journal of Materials Science, Vol. 13, págs. 1849-1854.
16. *Creep Inhibition at Grain Boundaries in a Stainless Steel*. **Horsewell, A.** December 1978, Metallurgical Transactions A, Vol. 9A, págs. 1843-1847.
17. *On the Effect of Carbide Precipitation during Creep of 304 and 316 Type Stainless Steels*. **Kestenbach, H.J.** February 1988, Metallurgical Transactions A, Vol. 19A, págs. 387-389.
18. *The effect of creep deformation on the stability of intergranular carbide dispersions in an austenitic stainless steel*. **Howell, P.R., Nilsson, J.O. y Dunlop, G.L.** 1978, Journal of Materials Science, Vol. 13, págs. 2022-2028.
19. *Twin-Boundary Cavitation During Creep in Aged Type 304 Stainless Steel*. **Sikka, V.K., Swindeman, R.W. y Brinkman, C.R.** Julio 1977, Metallurgical Transactions A, Vol. 8A, págs. 1117-1129.
20. **Hirth, J.P. y Loth, J.** *Theory of Dislocations*. NY, USA : McGraw-Hill, 1968. pág. 292.
21. *The Effect of Twinning and Slip on the Bauschinger Effect of Hadfield Steel Single Crystals*. **Karaman, Ibrahim, y otros.** March 2001, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, págs. 695-706.
22. *Evaluation of the Role of Deformation Twinning in Work Hardening Behavior of Face-Centered-Cubic Polycrystals*. **Hamdi, Farzad y Asgari, Sirous.** USA : s.n., February 2008, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, págs. 294-303.
23. *Deformation Twinning as a mode of energy accommodation*. **Wasilewski, R.J.** USA : s.n., May 1970, Metallurgical Transactions, Vol. 1, págs. 1333-1335.
24. *Effects of Test Temperature on Internal Fatigue Crack Generation Associated with Nonmetallic Particles in Austenitic Steels*. **Umezawa, Osamu y Nagai, Kotobu.** USA : s.n., December 1998, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 29A, págs. 3017-3028.
25. **Venables, J.A.** *Deformation Twinning*. [ed.] R.D. Reed-Hill y J.P. and Rogers, H.C. Hirth. s.l. : Gordon and Breach, 1964. pág. 77.
26. *Influence of Grain Size and Stacking-Fault Energy on Deformation Twinning in Fcc Metals*. **El-Danaf, Ehab, Kalidindi, Surya R. y Doherty, Roger D.** May 1999, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30A, págs. 1223-1233.
27. **Pero-Sanz Elorz, José Antonio.** *Ciencia e ingeniería de materiales*. 4a. Madrid,España : CIE Inversiones Editoriales - Dossat, 2000.
28. **Orowan, E.** Causes and Effects of Internal Stresses. *Internal Stresses and Fatigue in Metals*. NY, USA : Elsevier Publishing Company, 1959.
29. *A Model for Ferrite/Pearlite Band formation and Prevention in Steels*. **Rivera-Díaz-Del-Castillo, P.E.J., Sietsma, J. y Van Der Zwaag, S.** February 2004, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, págs. 425-433.
30. *Development of Microstructural Banding in Low-Allow Steel with Simulated Mn Segregation*. **Majka, Ted F., Matlock, David K. y Krauss, George.** June 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 1627-1637.

31. *A Comparison of Mechanical Properties and Hydrogen Embrittlement Resistance of Austempered vs Quenched and Tempered 4340 Steel.* **Tartaglia, John M., y otros.** March 2008, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, págs. 559-576.
32. **Thompson, S.W. y Howell, P.R.** 1992, Materials Science and Technology, Vol. 8, págs. 777-784.
33. **Samuels, L.E.** *Optical Microscopy of Carbon Steels.* OH,USA : ASM International, 1980. págs. 127-128.
34. *Effect of Microstructural Banding in Steel.* **Grange, R.A.** February 1971, Metallurgical Transactions, Vol. 2, págs. 417-426.
35. *Grain Boundary Segregation of Phosphorus and Sulfur in Types 304L and 316L Stainless Steel and Its Effect on Intergranular Corrosion in the Huey Test.* **Briant, C.L.** April 1987, Metallurgical Transactions A, Vol. 18A, págs. 691-699.
36. *Microstructural Banding and Failure of a Stainless Steel.* **Stauffer, A.C., Koss, D.A. y McKirgan, J.B.** April 2004, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, págs. 1317-1324.
37. *Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel.* **Lichtenfeld, Joshua A., Mataya, Martin C. y Van Tyne, Chester J.** January 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 147-161.
38. *Factors Influencing the Strength Differential of High Strength Steels.* **Chait, R.** February 1972, Metallurgical Transactions, Vol. 3, págs. 365-371.
39. **Kop, T.A., Sietsma, J. y Van Der Zwaag, S.** 2001, Materials Science and Technology, Vol. 17, págs. 1569-1574.
40. **Offerman, S.E., y otros.** 2002, Materials Science and Technology, Vol. 18, págs. 297-303.
41. *Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels.* **Krauss, George.** December 2003, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 34B, pp. 781-792.
42. **Brown, K.** 1972, J. Inst. Met., Vol. 100, págs. 341-345.
43. *Development of Adiabatic Shear Bands in Annealed 316L Stainless Steel: Part I. Correlation between Evolving Microstructure and Mechanical Behavior.* **Xue, Q. y Gray III, G.T.** August 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 2435-2446.
44. *Influence of Shock Prestraining on the Formation of Shear Localization in 304 Stainless Steel.* **Xue, Q., y otros.** June 2005, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, págs. 1471-1486.
45. **Semiatin, S.L. y Lahori, G.D.** 1982, Met. Trans., Vol. 13A, págs. 275-278.
46. **Bai, Y.L.** 1990, Res. Mechanica., Vol. 32, págs. 133-203.
47. *Comparative Study of the Impact Response and Microstructure of 304L Stainless Steel with and without Prestrain.* **Lee, Woei-Shyan y Lin, Chi-Feng.** September 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 2801-2810.
48. **Hecker, S.S., y otros.** 1982, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, págs. 619-626.
49. **Murr, L.E., Staudhammer, K.P. y Hecker, S.S.** 1982, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, págs. 627-635.
50. *Deformation Banding and Ferrite-Type Rolling Textures.* **Liu, Guanglei y Duggan, B.J.** January 2001, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, págs. 125-134.
51. **Kaur, I. y Gust, W.** *Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Diffusion.* Stuttgart, Germany : Ziegler Press, 1988. pág. 275.
52. **Le Coze, J y al, et.** 1973, Memoires Scientifiques Review de Metallurgie, Vol. 70, pág. 397.
53. **Le Coze, J. y Biscondi, M.** 1974, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 13, pág. 59.

54. **Froment, M.** 1975, *Journal de Physique*, Vol. 36, pág. 371.
55. **Qian, X.R. y Chou, Y.T.** 1982, *Philosophical Magazine A*, Vol. 45, pág. 1075.
56. **Pumphrey, P.H.** *Grain Boundary Structure and Properties*. [ed.] G.A. Chadwick y D.A. Smith. London : Academic Press, 1976. pág. 139.
57. **Durand-Charre, Madeleine.** *Microstructure of Steels and Cast Irons*. Germany : Springer-Verlag, 2004.
58. *Grain-Boundary Structure and Precipitation in Sensitized Austenitic Stainless Steel*. **Kokawa, Hiroyuki, Shimada, Masayuki y Sato, Yutaka S.** July 2000, *JOM*, págs. 34-37.
59. *Effects of grain size on the properties of a low nickel austenitic stainless steel*. **Di Schino, A., Barteri, M. y Kenny, J.M.** 2003, *Journal of Materials Science*, Vol. 38, págs. 4725-4733.

2 Procedimiento Experimental

2.1 Ensayos mecánicos a temperatura elevada

2.1.1 Fabricación de probetas

Para determinar el comportamiento mecánico a temperatura elevada del acero inoxidable tipo 304, se maquinaron probetas del material siguiendo las especificaciones indicadas para hacer un ensayo de tensión a temperatura elevada según la norma ASTM E 21 – 05 (Standard Practice for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials)³⁵.

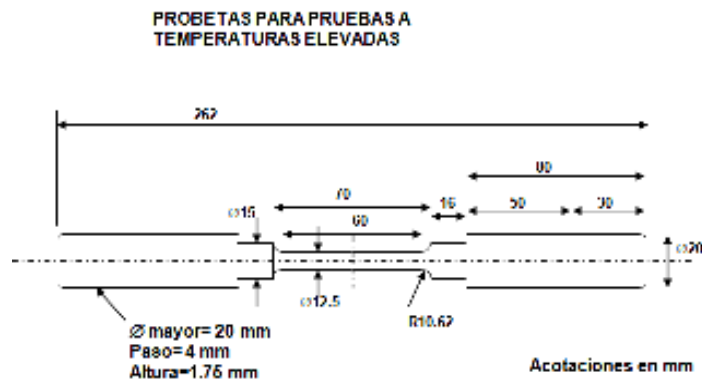


Figura 2.1 Geometría de la probeta

En la Figura 2.1 se muestra la geometría resultante al maquinar las barras de acero inoxidable tipo 304 en un torno de control numérico. La geometría de la parte central de la probeta tiene un diámetro de 12.5mm y una longitud de 60mm y es la sección más importante de la probeta, ya que ahí se suscita la estricción o cuello y la posterior fractura, si es que alguno de los dos fenómenos se presenta.

2.1.2 Ensayos mecánicos en máquina de ensayos universales

En las Figuras 2.2 y 2.3 se observa la probeta montada en una máquina de ensayos universales marca INSTRON modelo 5583-Standard que posee una capacidad de carga máxima de 150kN. Esta máquina permite realizar ensayos de tensión, compresión, fatiga y flexión. En este caso se utilizaron los

³⁵ ASTM www.astm.org

accesorios para un ensayo de tensión a temperaturas elevadas, que consisten en “pull rods” para probetas roscadas, un horno de resistencias eléctricas colocado alrededor de la probeta y enfriadores con agua recirculada para proteger a la propia máquina de las temperaturas elevadas. Las resistencias se dividen en 3 grupos: uno para cada sección de la probeta (superior, central e inferior) cada una de ellas regulada individualmente gracias a controladores de temperatura marca EURO THERM; todo el conjunto fue ensamblado y provisto por INSTRON.



Figura 2.2 Probeta montada en la máquina INSTRON con horno y enfriadores colocados



Figura 2.3 Probeta montada en la máquina INSTRON, detalle de montaje

El ensayo se realizó con el software MERLIN³⁶ que a través de tarjetas de adquisición de datos montadas en una computadora se comunica con la máquina INSTRON y pueden regular aspectos como velocidad del bastidor, dirección del movimiento del mismo, sucesos para detener el ensayo y condiciones de carga para proteger a la probeta de cargas y extensiones ajenas al ensayo (las que suceden al calentar la probeta para llegar a la temperatura de prueba o al enfriarla).

³⁶ www.instron.com

Para poder montar la probeta en la máquina sin dañarla o precargarla en el montaje, se eligió la opción de Protección de probeta en el software MERLIN con un valor de 300N lo que significa que cuando la probeta llega a tener 300N de carga, el bastidor se mueve hacia abajo y de esta manera la probeta no sufre cargas ajenas al ensayo de manera permanente o deformación provocada por la dilatación térmica debida al proceso de calentamiento de las probetas.

Una vez montada la probeta, se coloca el horno alrededor de ésta y se cierra, también se colocan enfriadores cuya función ya se mencionó anteriormente en los extremos superior e inferior de los “pull rods” respectivamente para la protección de la base y celda de carga de la máquina.

Los ensayos se realizaron de la siguiente manera, una vez montada la probeta y accesorios se procedió a fijar los parámetros de control en el software MERLIN, en este caso la carga constante aplicada durante calentamiento (Ver Tabla 2.1) o la protección de la probeta en el caso en el que la carga era nula.

Realizado lo anterior se encendió el tablero de control del horno y se procedió a mover los Set Points de las tres secciones de resistencias (superior, central e inferior) a la Velocidad de Calentamiento específica para cada ensayo mostrado en la Tabla 2.1.

Durante este tiempo se registraron valores de temperatura y extensión de la probeta para determinar si se dieron cambios en el coeficiente de dilatación térmica.

Una vez alcanzada la Temperatura de ensayo determinado, se mantuvo esta temperatura y todo el sistema igual durante el Tiempo de Estabilización fijado (ver Tabla 2.1).

Posterior a esto, en el programa MERLIN se eliminó la opción de la Carga Constante Aplicada durante el ensayo o la protección de la probeta, según el caso, se fijó la Velocidad del Bastidor correspondiente (ver Tabla 2.1) y se procedió a realizar un ensayo de Tensión.

Probeta	Velocidad de calentamiento	Temperatura de ensayo	Carga durante calentamiento	Velocidad del bastidor	Velocidad de deformación	Tiempo de estabilización
1	10C/min	850C	0kN	10mm/min	0.00278 1/s	5min
2	10C/min	700C	8kN	10mm/min	0.00278 1/s	5min
3	10C/min	850C	0kN	10mm/min	0.00278 1/s	1h
4	10C/min	850C	0kN	10mm/min	0.00278 1/s	1h30min
5	10C/min	700C	0kN	10mm/min	0.00278 1/s	3h

Tabla 2.1 Ensayos mecánicos a temperaturas elevadas

El ensayo de tensión implica mover el bastidor a la velocidad determinada de manera tal que la probeta se estira. En esta máquina además hay que fijar que el bastidor tenga un movimiento hacia arriba; al ir haciendo esto, se van obteniendo datos de carga y extensión que se utilizarán posteriormente.

Los ensayos se detuvieron cuando la extensión llegaba a los 40mm sin importar si la probeta se rompía o no, lo que se realizó a través del software MERLIN. Lo anterior se decidió ya que una mayor distancia implica que el área de prueba (sección de área reducida) ya no está exactamente en el área de las resistencias.

Después del ensayo, se reactivó la protección de la probeta para evitar cargas ajenas al ensayo al realizarse el enfriamiento, se llevaron los set points de las resistencias del horno a 0°C, se esperó a que la probeta estuviera fría, se desmontó de la máquina de ensayos universales y se procedió a su análisis, tanto de los datos obtenidos de los ensayos como de la microestructura. La apariencia de la probeta después del ensayo se muestra en la Figura 2.4.



Figura 2.4 Apariencia de las probetas después del ensayo de tensión a temperatura elevada

La velocidad de deformación de las probetas (mostradas en la Tabla 2.1) se determinó de la siguiente manera, para las cinco probetas utilizadas, debido a que la velocidad del bastidor fue la misma en todos los ensayos:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\Delta L}{L} \frac{1}{s} = \frac{10 \frac{mm}{min}}{60mm} = 0.1667 \frac{1}{min} \frac{1}{min} = 0.00278 \frac{1}{s}$$

2.1

2.1.3 Procesamiento de datos

Los datos obtenidos del software MERLIN se obtienen en código ASCII (extensión *.raw) y para poder manipularlos en un software u hoja de cálculo (Microsoft Excel) se deben seguir los siguientes pasos:

- a) Abrir Microsoft Excel (es importante abrir primero Excel en lugar de abrir el archivo *.raw).
- b) Seleccionar Abrir archivo, seleccionar la opción de todos los archivos y seleccionar el archivo *.raw correspondiente (Ver Figura 2.5) y dar clic en Abrir.

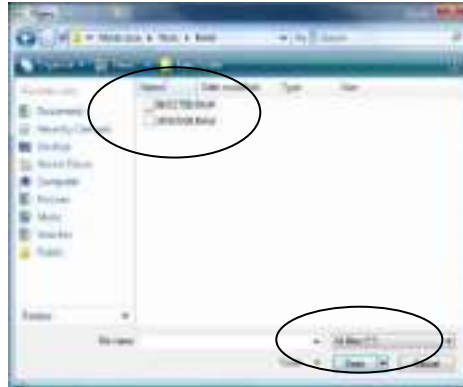


Figura 2.5 Abrir archivo *.raw

- c) Se abre una ventana para seleccionar cómo convertir los datos, seleccionar datos Delimitados (ver Figura 2.6) y dar clic en siguiente.

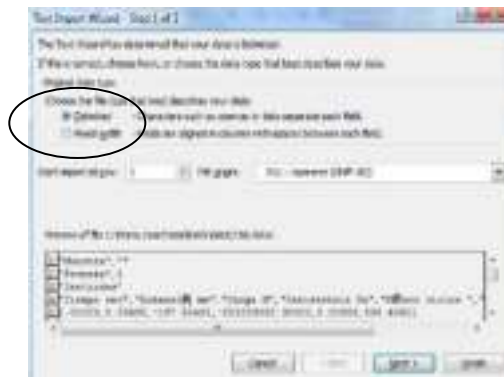


Figura 2.6 Paso 1 del Asistente

- d) En este paso se elige cómo están delimitados los datos, por comas, tabulación, guión, espacio, etc., en nuestro caso se selecciona coma (ver Figura 2.7) y dar clic en siguiente.



Figura 2.7 Paso 2 del Asistente

e) Seleccionar formato general (ver Figura 2.8) y dar clic en terminar.



Figura 2.8 Paso 3 del Asistente

f) Al guardar el archivo hay que seleccionar que sea una hoja de Excel (*.xls o *.xlsx dependiendo de la versión del software utilizada)

Ahora ya se tienen los datos en columnas y filas de Excel y ya pueden procesarse adecuadamente.

Las gráficas obtenidas después de calcular el esfuerzo y la deformación tienen que ajustarse ya que las mordazas permiten girar libremente sobre sí mismas y tienen un poco de juego entre ellas. Al iniciar el ensayo, los primeros valores no son reales porque implican el movimiento de las mordazas entre sí. Lo que se hizo es extrapolar la recta que se obtiene de esta primera sección de la gráfica (comportamiento elástico o lineal) para llevarla al origen, eliminando los valores negativos que se generan también por el juego que existe entre las mordazas como se puede ver en las Figuras 2.9 y 2.10.

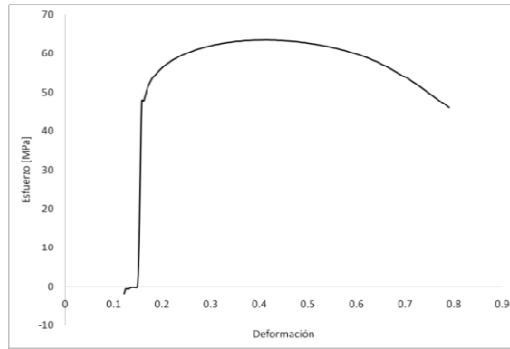


Figura 2.9 Gráfica Esfuerzo Deformación previo al ajuste

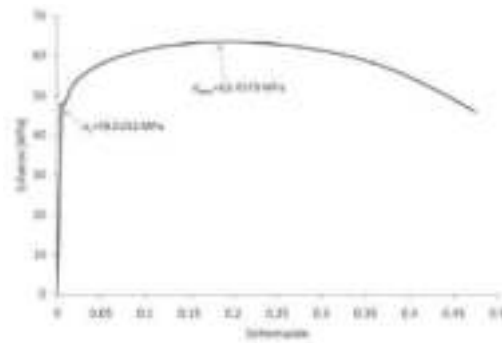


Figura 2.10 Gráfica Esfuerzo Deformación posterior al ajuste

2.2 Tratamientos térmicos

También se cortaron otras muestras para comparar los efectos que producen los diferentes tiempos de estabilización. Las muestras del material se colocaron en la mufla LINDBERG SB modelo 51894, que calienta hasta una temperatura máxima de 1100°C. Se encendió el horno y se movió el Set Point del controlador a la velocidad de calentamiento determinada. Una vez alcanzada la temperatura se mantuvo con un tiempo de estabilización específico para cada muestra, y se regresó a las condiciones ambientales (Ver Tabla 2.2). Posteriormente, se realizó el análisis microestructural de estas muestras.

Muestra	Velocidad de calentamiento	Temperatura de ensayo	Tiempo de estabilización
1	0	0	Sin tratamiento
2	10°C/min	850°C	2 horas 23 min
3	10°C/min	700°C	2 horas 23 min

Tabla 2.2 Tratamientos térmicos a temperaturas elevadas

2.3 Preparación de muestras metalográficas

Es importante conocer los cambios que sufrió la microestructura, tanto el tamaño de grano, cambios que presentaron los precipitados y cambios de morfología.

Para poder hacer este análisis, primero se realizó la preparación de la muestra, para lo cual se seleccionaron las partes de la probeta importantes para analizar (cuello o sección reducida, sección alejada de la estricción, etc.), así como su orientación (transversal o longitudinal).

2.3.1 Corte

Una vez decididas la posición y orientación del corte, se realizó con una cortadora metalográfica de disco marca MICROSTAR modelo 2000. En la Figura 2.11 se muestra de manera gráfica tanto el sentido de corte (transversal y longitudinal) como la localización del mismo. Por estas razones se tienen varias muestras en diferentes orientaciones y lugares para cada probeta.

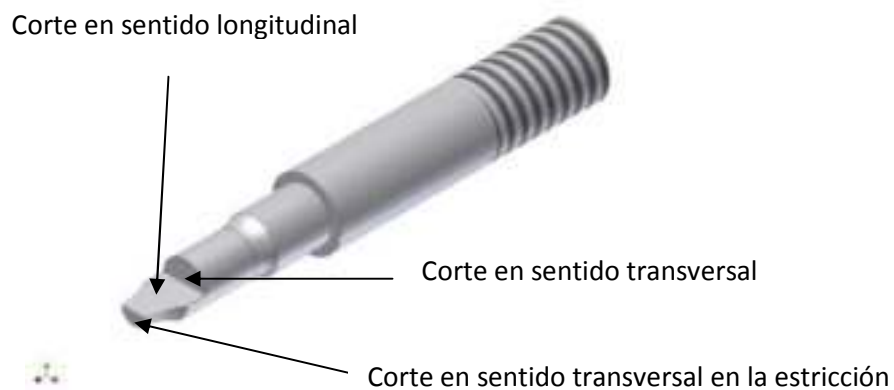


Figura 2.11 Distintos sentidos y localizaciones de corte para la obtención de muestras de una probeta

2.3.2 Montadura

Una vez cortadas, las muestras se montaron con ayuda del polímero vulcanizable llamado Transoptic en la prensa de montaje marca BUEHLER modelo 9106-01 (Buehler Specimen Mount Press) con la ayuda de una matriz y dos punzones. Se coloca la muestra con la cara a observar boca abajo sobre la cara interior del punzón inferior, se añade el polvo Transoptic hasta cubrir la pieza y se coloca el punzón superior. Se coloca el arreglo en la prensa y se eleva la presión y la temperatura hasta llegar a 4ksi y 150°C con ayuda de una resistencia que se coloca alrededor de la matriz. Al llegar a esa temperatura se mantiene el sistema a esas condiciones por 5 minutos. Posteriormente se retira la resistencia y se colocan enfriadores para regresar el sistema a las condiciones ambientales, y se elimina la presión. Se extrae la

muestra presionando el punzón superior y se extraen punzón inferior, muestra y punzón superior por la parte inferior de la matriz.

2.3.3 Lijado

Después del montaje se procede al lijado de la superficie con lijas para metal de carburo de silicio (SiC). Se inició con una lija burda (#80), continuando con lijas medias (#100, #150, #240, #320) y al final con lijas finas (#400, #500 y #600). Con cada cambio de lija se gira la pieza 90° para facilitar la operación.

2.3.4 Pulido

Después del lijado, se procedió al pulido para dejar la superficie con un acabado especular. Este procedimiento se realizó con un paño giratorio y una solución de alúmina (Al_2O_3) en agua en la pulidora marca BUEHLER modelo Metaserv (Buehler Metaserv Grinder-Polisher), lo anterior con 2 diferentes soluciones de alúmina, una con tamaño de 0.3 micras y otra de 0.05 micras.

2.3.5 Ataque químico

Finalmente, una vez obtenido el acabado especular, se hizo el ataque químico que permite observar la muestra en el microscopio ya que disuelve de forma diferencial los granos del material.

Se hicieron pruebas con varios ataques que se mencionarán a continuación, escogiendo finalmente el ácido oxálico al 10%.

Ataques químicos probados:

- 15 ml HCl, 5ml HNO_3 , 100ml H_2O .
 - Con 2 minutos de ataque no se atacan las fronteras de grano ni tampoco los precipitados.
 - Con 3 minutos, se ve la silueta de los granos (no muy clara la frontera), y no se ven los precipitados.
 - Con 4 minutos, se ve la silueta de los granos y algunos precipitados.
 - Con 5 minutos es similar al ataque de 4 minutos.
 - Con 10 minutos se atacan los precipitados y la silueta de los granos.

- Con 15 minutos el ataque produce la misma microestructura que con 10 minutos.
- 10ml HNO₃, 100ml H₂O (Nital al 10%).
 - 3 minutos, silueta muy indefinida de los granos y algunos precipitados.
 - 6 minutos, mismos resultados.
- 10g Ácido oxálico, 100ml H₂O.
 - 2 minutos de ataque permiten ver los precipitados y las siluetas de los granos.
- 10g Ácido oxálico, 100ml H₂O Ataque electrofítico.
 - Con un voltaje de 6V durante 3 minutos permitió la observación de las fronteras de grano, así como los precipitados presentes en las muestras.

El ácido oxálico se consigue en droguerías en México en una presentación de polvo. Se colocó agua destilada en un vaso de precipitados hasta alcanzar 100ml. Posteriormente se pesaron estos polvos (10g) y se agregaron al agua destilada. Finalmente se revolvió hasta obtener una mezcla homogénea.

Para poder realizar el ataque electrofítico se tuvo que romper el montaje y extraer la muestra del polímero para poder sujetarla directamente con un caimán conectado a la fuente de corriente directa, de otra manera el ataque no era suficiente y no permitía la revelación adecuada de la microestructura.

Para este material en particular se utilizó el ataque electrofítico (Figuras 2.12 y 2.13) de ácido oxálico en agua (10g ácido oxálico 100ml H₂O), 6V de corriente directa durante 3 minutos ya que éste permitió la observación de los precipitados y los granos de austenita. Para realizar este ataque se utilizó una fuente de corriente directa Xantrex modelo HPD 30-10, con capacidades máximas de 30V y 10A. Permitía la regulación de corriente y de voltaje de manera independiente y en este caso se utilizó la regulación de voltaje. Se ha demostrado que este ataque revela correctamente tanto las fronteras de grano como los precipitados para este acero inoxidable, y el procedimiento se encuentra detallado en la norma ASTM A262 – 02a(2008) Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels³⁷ (1; 2).

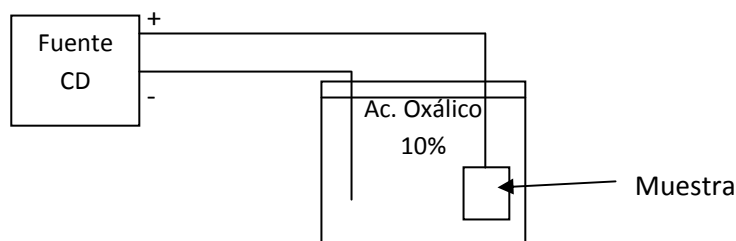


Figura 2.12 Diagrama representativo del ataque electrofítico

³⁷ American Standard for Testing and Materials (ASTM) www.astm.org



Figura 2.13 Ataque electrolítico de ácido oxálico al 10% de las muestras

Una vez lista la superficie de la muestra, se procedió a la observación en el microscopio óptico marca NIKON modelo Optiphot. El análisis y comparación entre las muestras, morfología de la microestructura, tamaño de grano y distribución de los precipitados fueron algunos de los parámetros analizados.

2.4 Observación de muestras y metalografía cuantitativa

2.4.1 Medición de dureza

Se midió la microdureza en distintos puntos de la sección transversal de las muestras sometidas a tratamientos térmicos en la mufla para evaluar los efectos térmicos sobre esta propiedad mecánica. Se usó una máquina marca MITUTOYO modelo MVK-H1 (Hardness Testing Machine) para medición de microdureza con una punta piramidal de diamante.

La máquina funciona de la siguiente manera: se configura la máquina con una carga de 1kg, se hace una indentación y posteriormente se miden las 2 diagonales del rombo que dejó el indentador en la superficie del material. Posteriormente la máquina hace los cálculos pertinentes y proporciona el resultado en escala de dureza Vickers [HV]. Lo anterior se realizó desde el centro de la pieza hacia el borde superficial de la misma cada milímetro hasta llegar al centro como se muestra en la Figura 2.14.

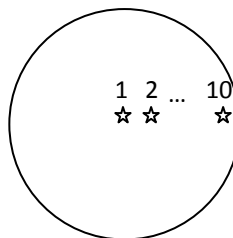


Figura 2.14 Diagrama representativo de las mediciones de microdureza

2.4.2 Medición del tamaño de grano

Una vez que la muestra está preparada para su observación, es decir ya recibió ataque químico, se puede observar en el microscopio. Se tomaron micrografías a diferentes aumentos y en diferentes lugares de la muestra para extraer la mayor cantidad de información posible de éstas, con la ayuda de una cámara NIKON modelo FX-35DX y un expositor NIKON HFX-DX, ambos montados sobre el microscopio.

Después del revelado de las micrografías, usando técnicas de Metalografía Cuantitativa se calculó el tamaño de grano de cada una de las muestras con ayuda de la siguiente fórmula:

$$\bar{D} = \frac{\text{longitud de línea}}{\text{número de intersecciones}} = \frac{L}{n}$$

2.2

La línea debe incluir todas las orientaciones posibles de los granos, por lo que se eligió una circunferencia (5cm de diámetro). Esta circunferencia se trazó en un acetato y se colocó encima de las micrografías, después se procedió a contar el número de intersecciones de los granos que cruzan esta circunferencia (ver Figura 2.15). Posteriormente, se realizó la división mencionada anteriormente y se obtuvo el tamaño de grano para cada micrografía. Lo anterior se hizo para todas las muestras provenientes de un corte perpendicular a la probeta.

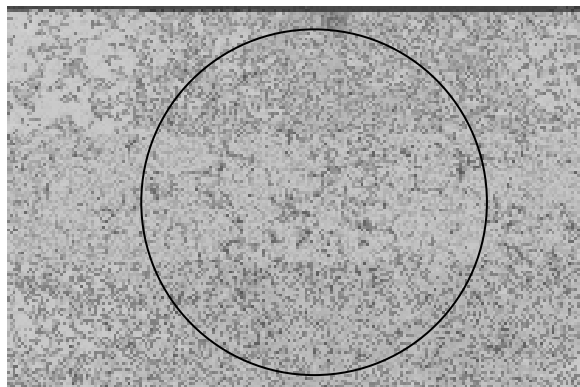


Figura 2.15 Micrografía con retícula circular para calcular el tamaño de grano

Para las muestras provenientes de corte longitudinal el procedimiento anterior no es válido. En las muestras con tratamiento a 850°C no se lograron observar las fronteras de grano por completo. Por otra parte, las muestras tratadas a 700°C se puede determinar fácilmente la orientación de los granos o bandas en este caso; por lo que para calcular el ancho de banda se trazó una línea recta en un acetato, se colocó encima de la micrografía, se contó el número de fronteras de grano que cruzan esta línea y se realizó la división de longitud de la línea entre número de fronteras de grano lo que nos permitió calcular el ancho de banda.

Se tomaron en cuenta los aumentos del microscopio, de la cámara fotográfica y del revelado en papel, obteniendo el tamaño de grano real. También se sacó un promedio ya que se tenían varias fotos con

diferentes aumentos de la misma parte de la muestra, es decir, se contaba con 3 ó 4 fotografías por aumento, siendo éstos 10x, 20x y 40x en el objetivo del microscopio.

2.5 Bibliografía

1. **ASM Handbook Committee.** Stainless Steel. *Metals Handbook*. 9th. OH, USA : ASM International, 1978, Vol. I.

2. *Grain-Boundary Structure and Precipitation in Sensitized Austenitic Stainless Steel.* **Kokawa, Hiroyuki, Shimada, Masayuki y Sato, Yutaka S.** July 2000, JOM, págs. 34-37.

3 Resultados

Después del ensayo de tensión a la temperatura determinada para cada prueba, la mayoría de las probetas (1, 2 y 4) sufrieron una estricción o cuello en la zona de prueba (ver Figura 3.1). Esto sucede cuando en este lugar se encuentran defectos que cambian las condiciones de carga (poros, microgrietas, concentradores de esfuerzos, etc.). En estos casos no se llegó a romper la probeta ya que la dilatación térmica y la extensión sufrida en el ensayo provocaban un cambio de dimensiones longitudinales de la probeta demasiado grande y la zona de prueba ya no estaba dentro de la zona de resistencias del horno, por lo que el ensayo se detuvo antes, cerca de los 40mm de extensión.



Figura 3.1 Estricción de las probetas 1, 2 y 4 después del ensayo de tensión a temperaturas elevadas

En la probeta 3, no se dio la estricción de la zona de prueba, lo cual indica ausencia de defectos en la probeta, y que realmente toda la zona de prueba estuvo bajo las mismas condiciones de carga durante la duración del ensayo.

La probeta 5 fue la única que llegó al esfuerzo último y por lo tanto se fracturó antes de alcanzar la condición de paro de prueba de 40mm de extensión.

3.1 Deformación – Temperatura

Se obtuvieron datos de la temperatura del horno y de la extensión de la probeta (dilatación lineal que sufrió) mientras se elevaba la temperatura de la probeta de temperatura ambiente a la temperatura deseada. Esto permitió la obtención de los valores de deformación al multiplicar el coeficiente de dilatación térmica lineal (α) por una diferencia de temperaturas (ΔT) de acuerdo a la siguiente expresión:

$$\epsilon = \alpha \Delta T \quad 3.1$$

A su vez, este comportamiento también puede representarse como:

$$\delta = \alpha L \Delta T \quad 3.2$$

Con ayuda de esa expresión se calculó L_0 para la primera probeta, sustituyendo los valores de extensión (δ), coeficiente de expansión térmica reportado por el fabricante como características del material (α)

y la temperatura (T). Al hacer esto nos damos cuenta que calentar la probeta con carga constante aplicada sí influye y cambia el valor del coeficiente de expansión térmica (probeta 2). Esto se puede observar en la Figura 3.7, una gráfica de extensión temperatura, como un cambio en la pendiente en la curva de la probeta 2 en comparación con las respectivas de las otras probetas.

Para los datos individuales de extensión temperatura de las probetas, éstos se pueden observar en las figuras siguientes: Figura 3.2 para la probeta 1, Figura 3.3 para la probeta 2, Figura 3.4 para la probeta 3, Figura 3.5 para la probeta 4 y Figura 3.6 para la probeta 5.

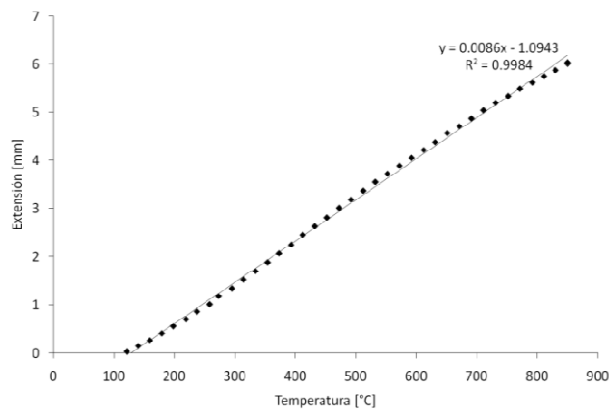


Figura 3.2 Extensión Temperatura de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN

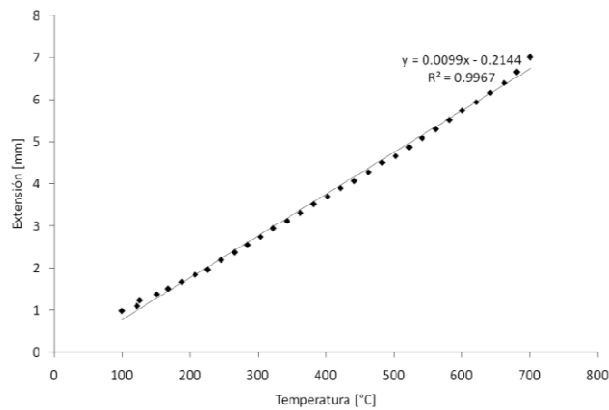


Figura 3.3 Extensión Temperatura de la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN

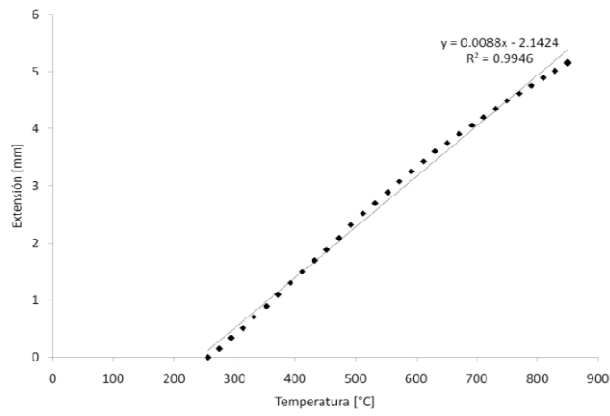


Figura 3.4 Extensión Temperatura de la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN

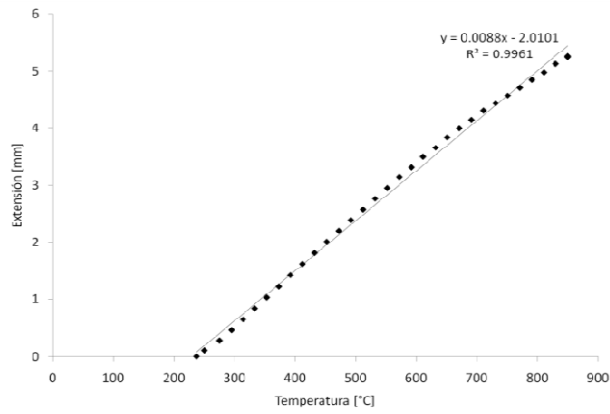


Figura 3.5 Extensión Temperatura de la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN

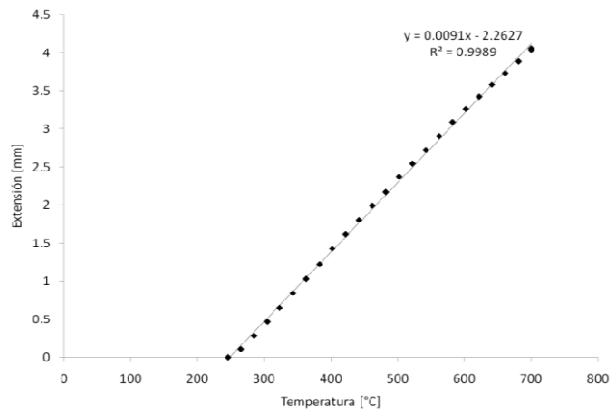


Figura 3.6 Extensión Temperatura de la probeta 5 ensayada a 700C y 0kN

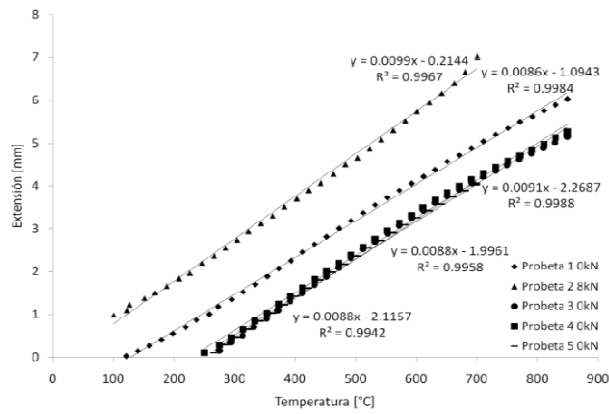


Figura 3.7 Extensión Temperatura de las probetas 1 a 5 ensayadas de la siguiente manera: Probeta 1 a 850C 0kN, Probeta 2 a 700C 8kN, Probeta 3 a 850C 0kN, Probeta 4 a 850C 0kN y Probeta 5 a 700C 0kN

Después del cálculo de la deformación, se procedió a graficar ésta contra la temperatura, que se puede ver en la figura 3.8 donde se presentan los datos de todas las probetas para su comparación. En las figuras 3.9, 3.10, 3.11, 3.12 y 3.13 se pueden ver los resultados individuales de cada probeta respectivamente.

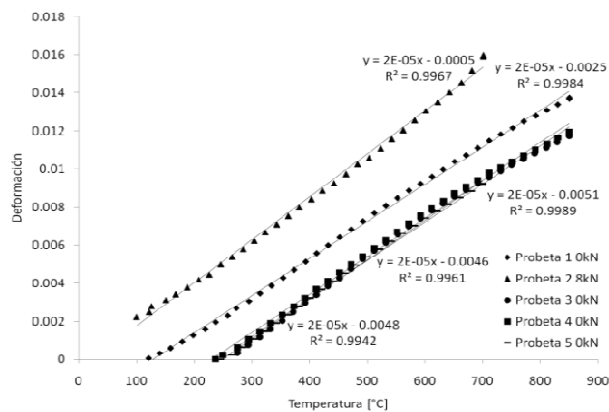


Figura 3.8 Deformación Temperatura de las probetas 1 a 5 ensayadas de la siguiente manera: Probeta 1 a 850C 0kN, Probeta 2 a 700C 8kN, Probeta 3 a 850C 0kN, Probeta 4 a 850C 0kN y Probeta 5 a 700C 0kN

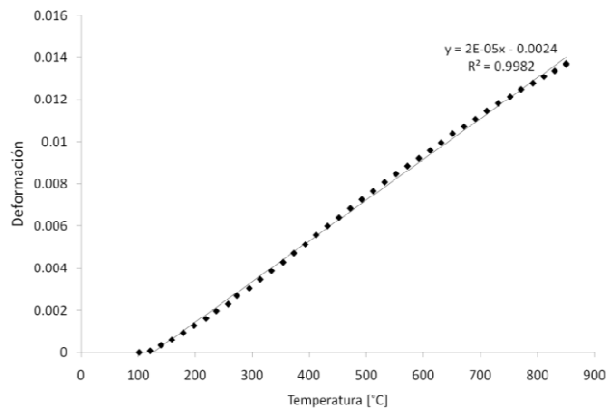


Figura 3.9 Deformación Temperatura de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN

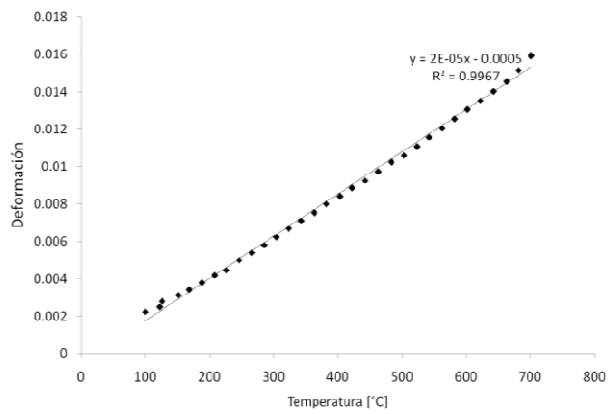


Figura 3.10 Deformación Temperatura de la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN

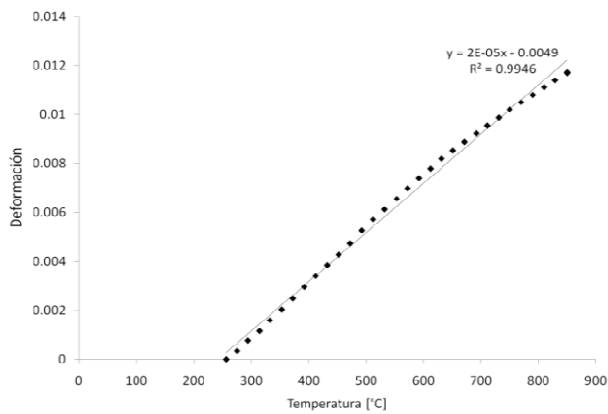


Figura 3.11 Deformación Temperatura de la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN

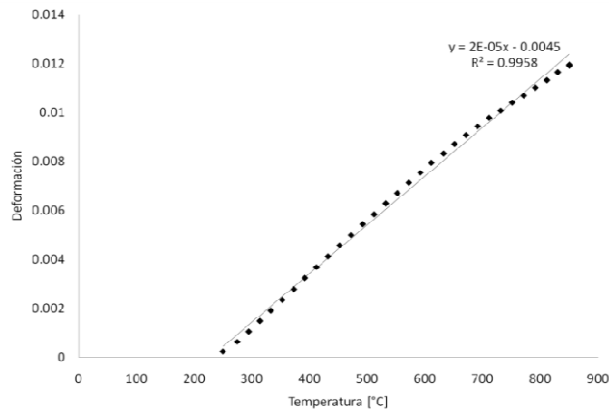


Figura 3.12 Deformación Temperatura de la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN

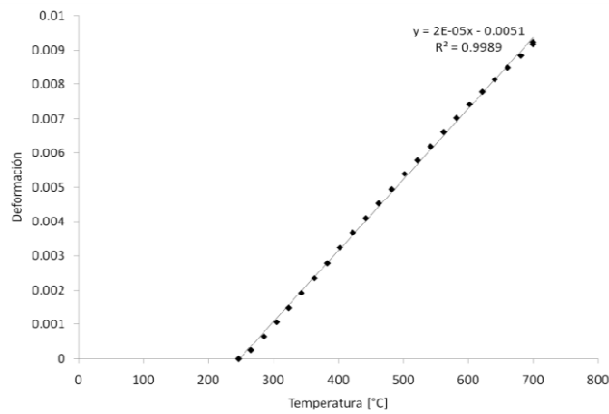


Figura 3.13 Deformación Temperatura de la probeta 5 ensayada a 850C y 0kN

3.2 Esfuerzo - Deformación

Después de sus respectivos ensayos de tracción, el software MERLIN proporcionó datos de extensión y carga que posteriormente se transformaron para obtener datos útiles para conocer el comportamiento mecánico del material a diferentes condiciones de carga, como son el esfuerzo y la deformación.

Para la obtención del esfuerzo se realizó la división de la carga entre el área inicial, y la deformación como la división de extensión entre la longitud inicial. Tanto el área inicial como la longitud inicial se refieren a las dimensiones de la sección de prueba de la probeta (60; 61; 62).

En este caso se obtuvieron tanto el esfuerzo y deformación ingenieril como el esfuerzo y deformación verdadera (60; 61; 62; 63):

$$\varepsilon = \frac{\text{extensión}}{\text{longitud inicial}} = \frac{l}{l_0}$$

3.3

$$\sigma = \frac{\text{carga}}{\text{área}} = \frac{P}{\pi \frac{\phi^2}{4}} \quad 3.4$$

$$\varepsilon_T = \ln(1 + \varepsilon) \quad 3.5$$

$$\sigma_T = \sigma(1 + \varepsilon) \quad 3.6$$

El esfuerzo de cedencia (σ_y) es el punto en el cual el material deja de tener comportamiento elástico y comienza a tener comportamiento plástico, es decir el punto final de la recta y el inicial de la curva (ver Figura 3.14) (60; 61; 62).

El esfuerzo máximo (σ_{max}) es el punto máximo de la curva, se encuentra en la zona plástica de la curva esfuerzo – deformación. Este punto es importante ya que la curva esfuerzo verdadero – deformación verdadera termina en este punto (ver Figura 3.14) (60; 62; 64; 65; 66; 67; 68; 69; 70; 71).

Debido a que el ensayo de tensión no es el procedimiento adecuado para calcular el Módulo de Elasticidad, este valor no se obtuvo de las gráficas.

3.2.1 Probeta 1

En este ensayo de tensión, el esfuerzo de cedencia está muy bien definido a 47.8206MPa, un esfuerzo máximo de 63.4579MPa y una deformación elástica muy elevada como se puede ver en las figuras 3.14 y 3.15; el ensayo se detuvo antes de que la probeta se rompiera, a los 40mm de extensión, lo que evidencia la elasticidad del acero a esta temperatura.

También se puede ver en la Figura 3.16, que tiene un esfuerzo verdadero de cedencia de 48.2097MPa y un esfuerzo verdadero máximo de 79.9670MPa. Ambas series de valores se pueden ver comparadas en la Figura 3.17, en la que están graficadas tanto el esfuerzo – deformación ingenieril, como el esfuerzo – deformación verdadera.

Considerando que el límite elástico es de 215MPa, elevar la temperatura a 850C implica una reducción del 77.6627% de su valor a temperatura ambiente (1-48.0252/215).

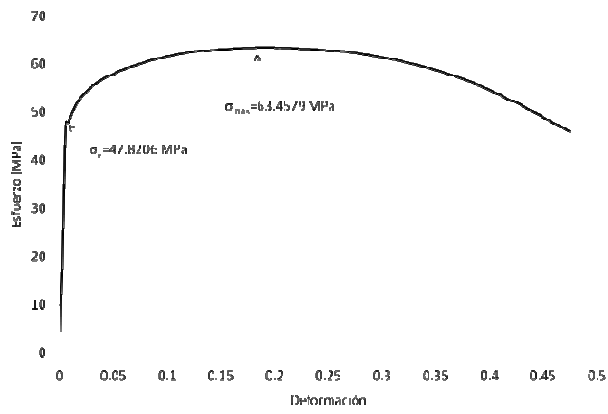


Figura 3.14 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN

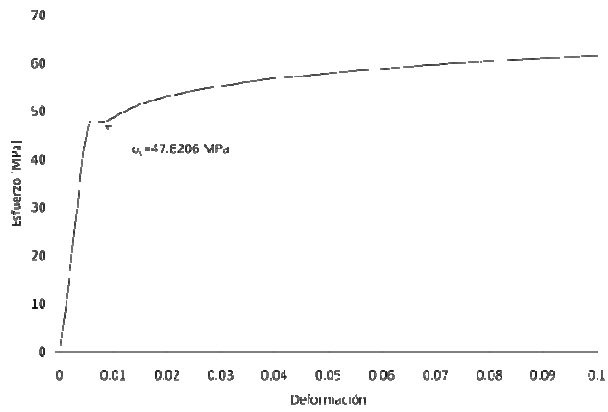


Figura 3.15 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN

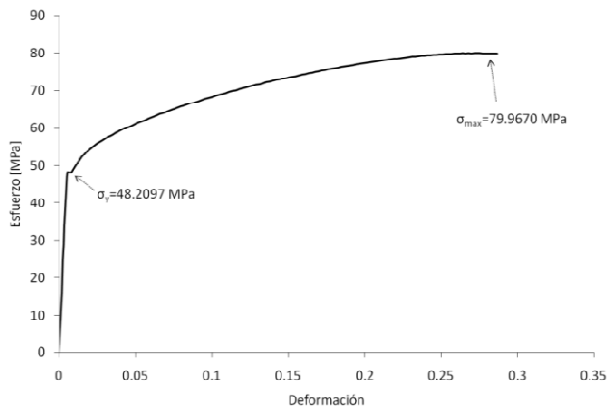


Figura 3.16 Esfuerzo verdadero Deformación verdadera de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN

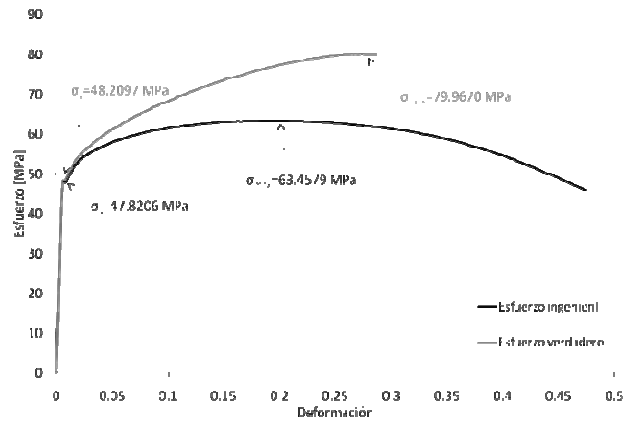


Figura 3.17 Esfuerzo Deformación verdadero e ingenieril de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN

3.2.2 Probeta 2

En este ensayo de tensión, el esfuerzo de cedencia resultó en 127.2200MPa, un esfuerzo máximo de 142.1933MPa y una deformación elástica muy elevada como se puede ver en las figuras 3.18 y 3.19; el ensayo se detuvo antes de que la probeta se rompiera, a los 40mm de extensión, lo que evidencia la elasticidad del acero a esta temperatura.

También se puede ver en la Figura 3.20, que tiene un esfuerzo verdadero de cedencia de 128.5945MPa y un esfuerzo verdadero máximo de 170.8289MPa. Ambas series de valores se pueden ver comparadas en la Figura 3.21, en la que están graficadas tanto el esfuerzo – deformación ingenieril, como el esfuerzo – deformación verdadera. Considerando que el límite elástico es de 215MPa, elevar la temperatura a 700C implica una reducción de 46.2690% de su valor a temperatura ambiente ($1-115.5217/215$).

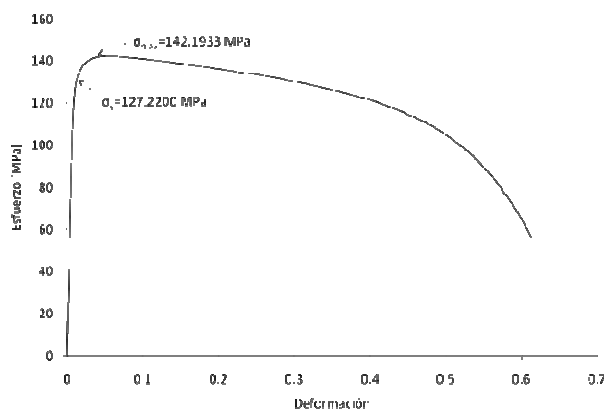


Figura 3.18 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN

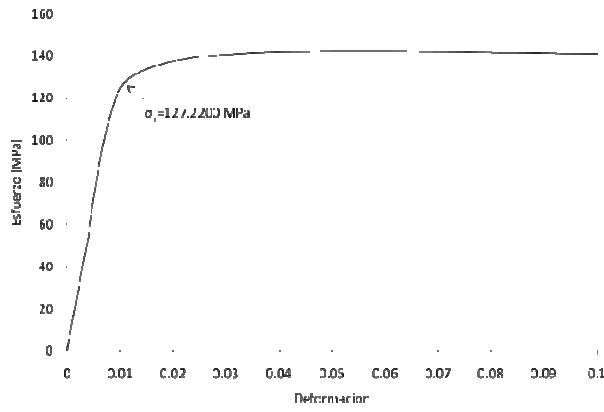


Figura 3.19 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN

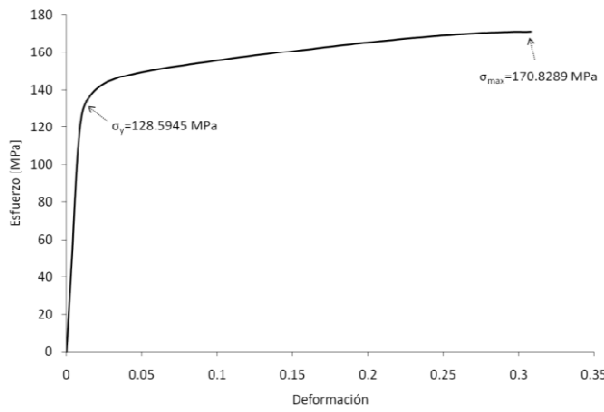


Figura 3.20 Esfuerzo verdadero Deformación verdadera de la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN

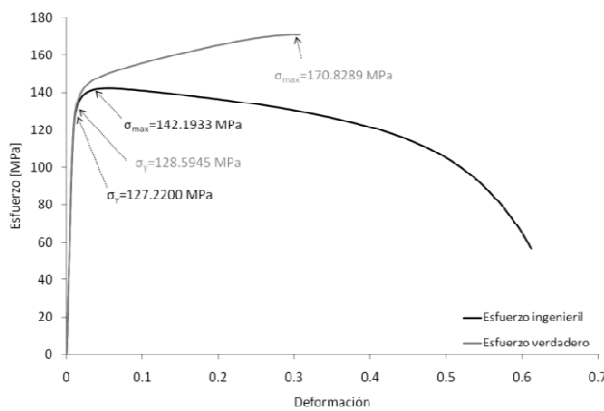


Figura 3.21 Esfuerzo Deformación verdadero e ingenieril de la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN

3.2.3 Probeta 3

En este ensayo de tensión, el esfuerzo de cedencia está definido a 55.0988MPa, un esfuerzo máximo de 73.8881MPa y una deformación elástica muy elevada como se puede ver en las figuras 3.22 y 3.23; el ensayo se detuvo antes de que la probeta se rompiera, a los 40mm de extensión, lo que evidencia la elasticidad del acero a esta temperatura.

También se puede ver en la Figura 3.24, que tiene un esfuerzo verdadero de cedencia de 55.4721MPa y un esfuerzo verdadero máximo de 94.6628MPa. Ambas series de valores se pueden ver comparadas en la Figura 3.25, en la que están graficadas tanto el esfuerzo – deformación ingenieril, como el esfuerzo – deformación verdadera. Considerando que el límite elástico es de 215MPa, elevar la temperatura a 850C implica una reducción de 74.3726% de su valor a temperatura ambiente (1-55.0921/215).

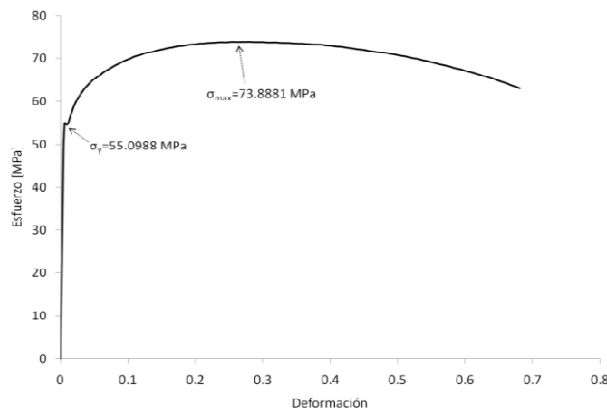


Figura 3.22 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN

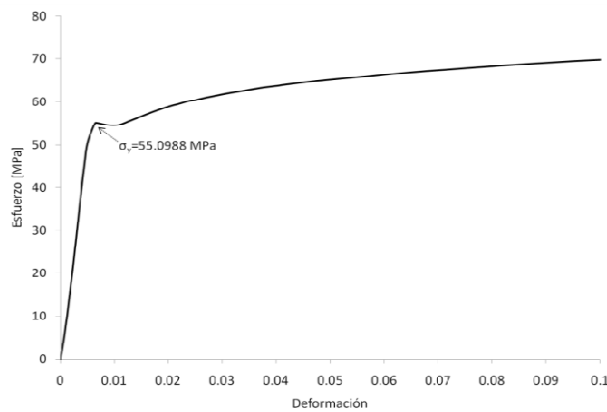


Figura 3.23 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN

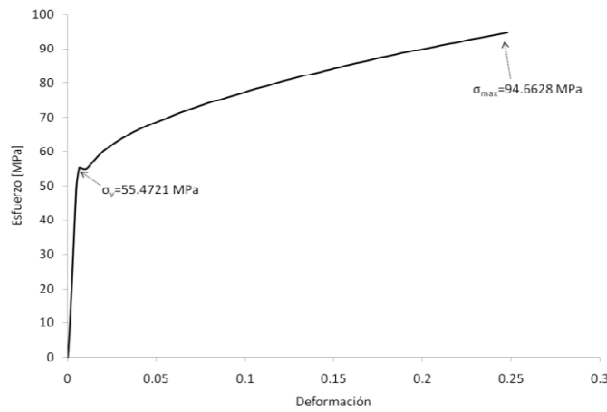


Figura 3.24 Esfuerzo verdadero Deformación verdadera de la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN

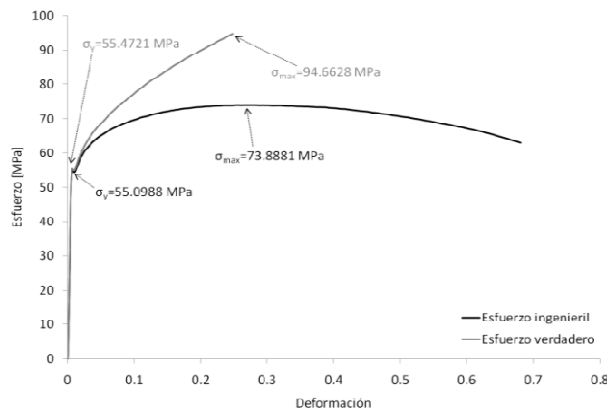


Figura 3.25 Esfuerzo Deformación verdadero e ingenieril de la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN

3.2.4 Probeta 4

En este ensayo de tensión, el esfuerzo de cedencia fue de 55.1148MPa, un esfuerzo máximo de 74.9442MPa y una deformación elástica muy elevada como se puede ver en las figuras 3.26 y 3.27; el ensayo se detuvo antes de que la probeta se rompiera, a los 40mm de extensión, lo que evidencia la elasticidad del acero a esta temperatura.

También se puede ver en la Figura 3.28, que tiene un esfuerzo verdadero de cedencia de 55.4450MPa y un esfuerzo verdadero máximo de 90.1673MPa. Ambas series de valores se pueden ver comparadas en la Figura 3.29, en la que están graficadas tanto el esfuerzo – deformación ingenieril, como el esfuerzo – deformación verdadera. Considerando que el límite elástico es de 215MPa, elevar la temperatura a 850C implica una reducción de 74.3652% de su valor a temperatura ambiente $(1-55.1148/215)$.

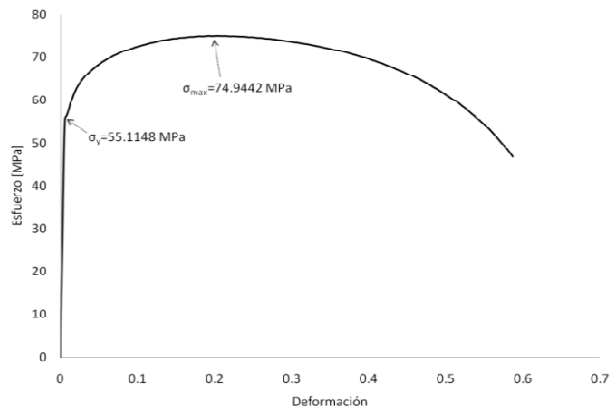


Figura 3.26 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN

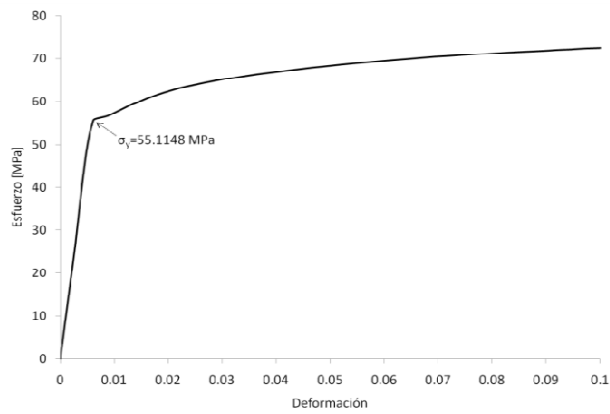


Figura 3.27 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN

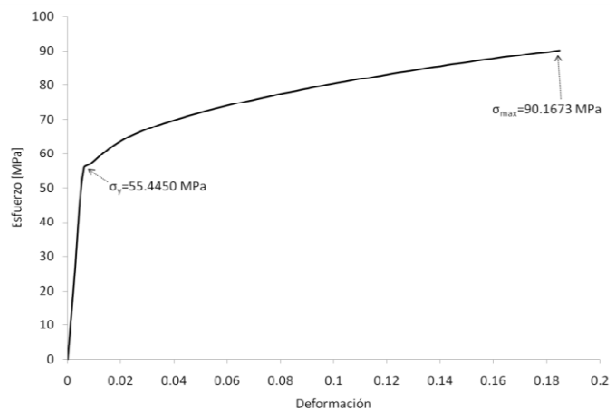


Figura 3.28 Esfuerzo verdadero Deformación verdadera de la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN

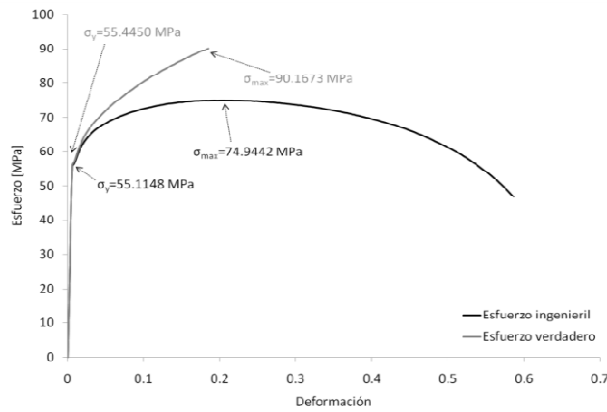


Figura 3.29 Esfuerzo Deformación verdadero e ingenieril de la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN

3.2.5 Probeta 5

En este ensayo de tensión, el esfuerzo de cedencia alcanzó 129.3833MPa, un esfuerzo máximo de 178.4528MPa y una deformación elástica muy elevada como se puede ver en las figuras 3.30 y 3.31; este ensayo es el único en el que se dio la fractura de la probeta antes de los 40mm de extensión que se tenía como condición de paro del ensayo.

También se puede ver en la Figura 3.32, que tiene un esfuerzo verdadero de cedencia de 130.7791MPa y un esfuerzo verdadero máximo de 223.2030MPa. Ambas series de valores se pueden ver comparadas en la Figura 3.33, en la que están graficadas tanto el esfuerzo – deformación ingenieril, como el esfuerzo – deformación verdadera. Considerando que el límite elástico es de 215MPa, elevar la temperatura a 850C implica una reducción de 48.0872% de su valor a temperatura ambiente $(1-111.6126/215)$.

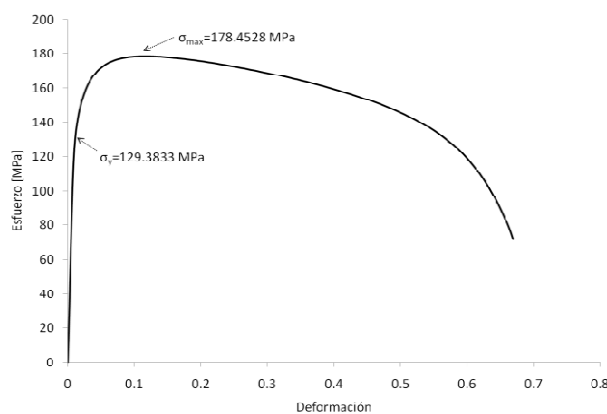


Figura 3.30 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 5 ensayada a 850C y 0kN

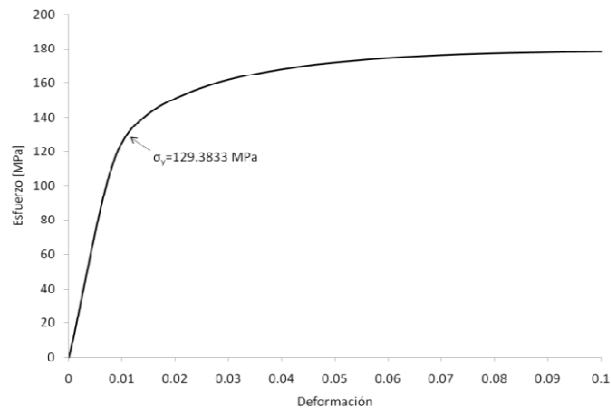


Figura 3.31 Esfuerzo ingenieril Deformación ingenieril de la probeta 5 ensayada a 850C y 0kN

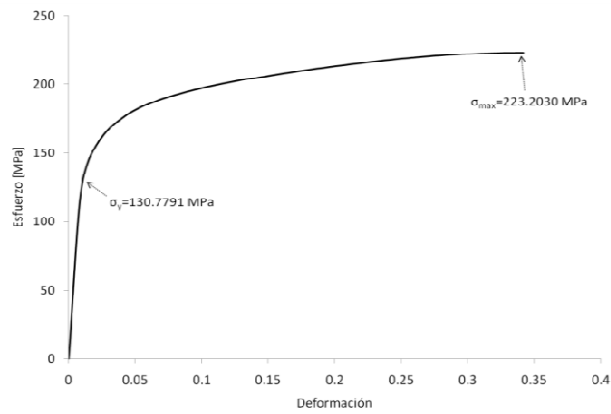


Figura 3.32 Esfuerzo verdadero Deformación verdadera de la probeta 5 ensayada a 850C y 0kN

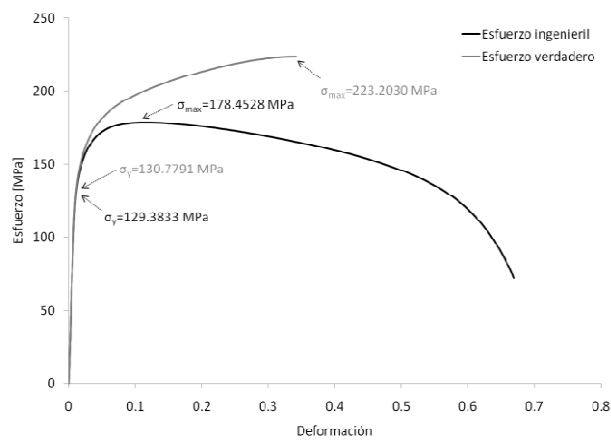


Figura 3.33 Esfuerzo Deformación verdadero e ingenieril de la probeta 5 ensayada a 850C y 0kN

3.2.6 Probetas 1 a 5

En las figuras 3.34, 3.35, 3.36 y 3.37 se muestran las gráficas esfuerzo ingenieril contra deformación ingenieril (figuras 3.34 y 3.35), esfuerzo verdadero contra deformación verdadera (Figura 3.36) y esfuerzo contra deformación ingenieril y verdadera para todas las probetas (1 a 5) para comparar el comportamiento mecánico a las diferentes condiciones de prueba.

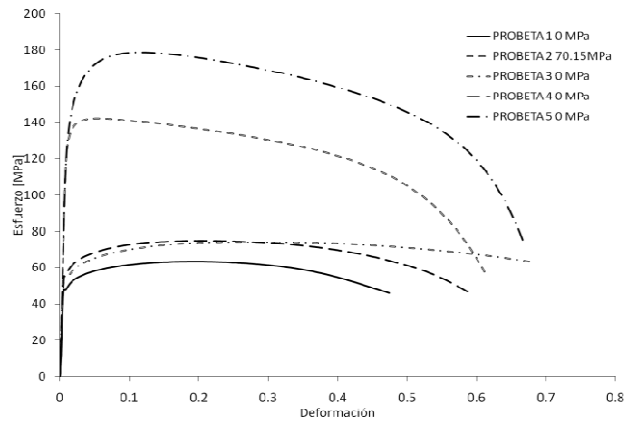


Figura 3.34 Esfuerzo ingenieril vs Deformación ingenieril de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN, la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN y la probeta 5 ensayada a 700C y 0kN

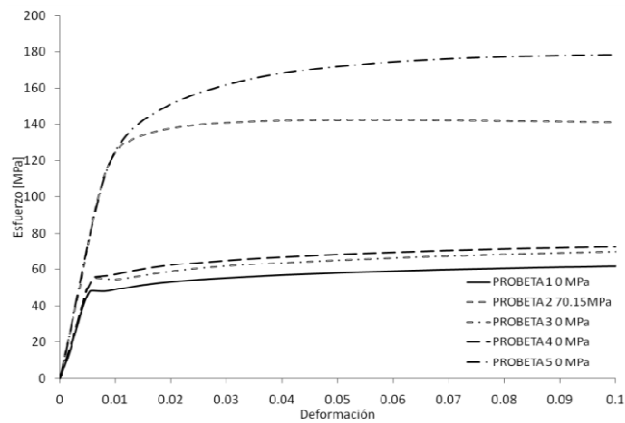


Figura 3.35 Esfuerzo ingenieril vs Deformación ingenieril de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN, la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN y la probeta 5 ensayada a 700C y 0kN

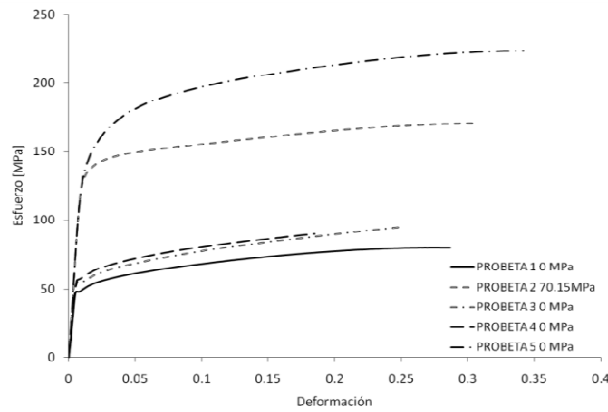


Figura 3.36 Esfuerzo verdadero vs Deformación verdadera de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN, la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN y la probeta 5 ensayada a 700C y 0kN

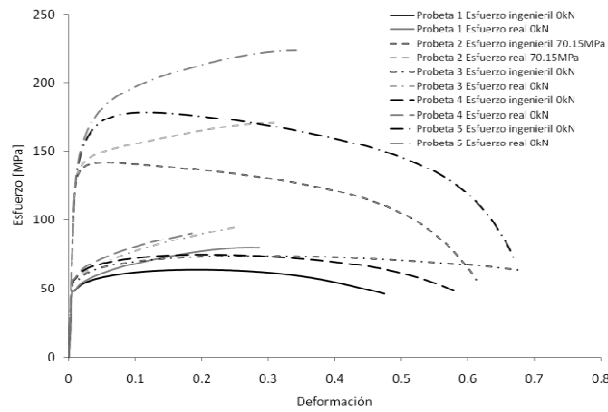


Figura 3.37 Esfuerzo vs Deformación verdadera e ingenieril de la probeta 1 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 2 ensayada a 700C y 8kN, la probeta 3 ensayada a 850C y 0kN, la probeta 4 ensayada a 850C y 0kN y la probeta 5 ensayada a 700C y 0kN

3.2.7 Esfuerzos máximo y de cedencia

Como se vio individualmente con cada probeta, los esfuerzos de cedencia y máximos cambiaron con cada tratamiento y la comparación de los valores se puede ver en la Tabla 3.1.

También se generaron gráficas con los valores de esfuerzos de cedencia verdaderos, así como esfuerzos verdaderos máximos. La Figura 3.38 muestra los valores a temperatura ambiente (valores teóricos publicados en la literatura), así como los valores a 700 y 850C. Estos valores se obtuvieron de las curvas de esfuerzo-deformación obtenidas después del ensayo de tensión a temperatura elevada de cada probeta. La Figura 3.39 muestra, a diferencia de la Figura 3.38, los valores porcentuales de los esfuerzos (2).

Probeta	Esfuerzo de cedencia (MPa)		Esfuerzo máximo (MPa)	
	Ingenieril	Verdadero	Ingenieril	Verdadero
1	47.8206	48.2097	63.4580	79.9061
2	127.2200	128.5945	142.1933	170.8290
3	55.0988	55.4721	73.8881	94.6629
4	55.1148	55.4450	74.9442	90.1673
5	129.3833	130.7792	178.4528	223.2030

Tabla 3.1 Esfuerzos de cedencia y máximos para las probetas sometidas a diferentes tratamientos térmicos

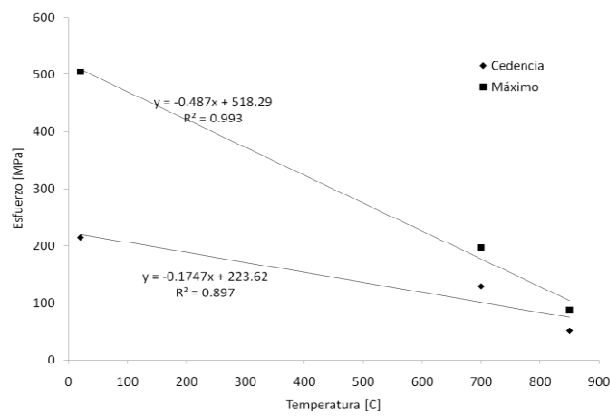


Figura 3.38 Esfuerzos de cedencia y máximos obtenidos después de las pruebas de tensión a temperatura elevada

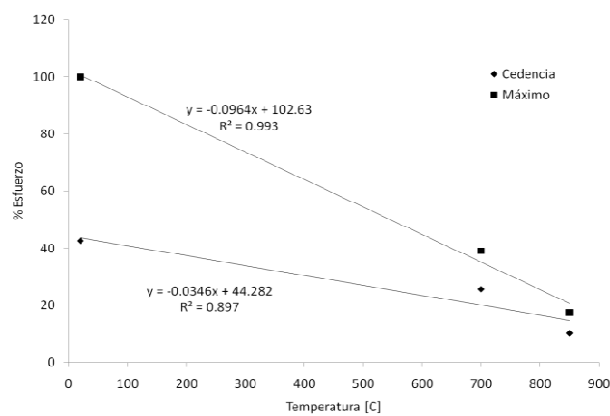


Figura 3.39 Esfuerzos de cedencia y máximos (en porcentaje) obtenidos después de las pruebas de tensión a temperatura elevada

3.3 Tamaño de grano

Además de los datos obtenidos de las pruebas mecánicas, se hicieron análisis microestructurales que incluyen la morfología de la microestructura y el tamaño de grano de la misma. Los resultados de éstos se muestran en la Tabla 3.2.

Tratamiento	Localización	Tamaño de grano [μm]
Sin tratamiento	Centro	21.39
	Periferia	14.19
850C con 2 horas 23 minutos de estabilización	Centro	13.29
	Periferia	17.53
700C con 2 horas 23 minutos de estabilización	Centro	18.08
	Periferia	25.46

Tabla 3.2 Tamaño de grano en los diferentes tratamientos térmicos

En la Tabla 3.3 se muestran los resultados de los tamaños de grano de las muestras obtenidas de las probetas después de los ensayos de tensión a temperatura elevada.

Tratamiento	Localización	Tamaño de grano [μm]
850C con 5 minutos de estabilización	Centro	18.93
	Periferia	11.10
850C con 1 hora de estabilización	Centro	11.93
	Periferia	7.41
850C con 1 hora 30 minutos de estabilización	Centro	12.74
	Periferia	7.82
700C con 5 minutos de estabilización	Centro	6.83
	Periferia	6.24
700C con 3 horas de estabilización	Centro	12.45
	Periferia	10.45

Tabla 3.3 Tamaño de grano de las muestras obtenidas provenientes de un corte transversal después de los ensayos de tensión a temperatura elevada

Utilizando los datos mostrados en las tablas 3.1 y 3.2, se hicieron gráficas (figuras 3.40, 3.41 y 3.42) para mostrar la evolución del tamaño de grano con los diferentes tratamientos térmicos.

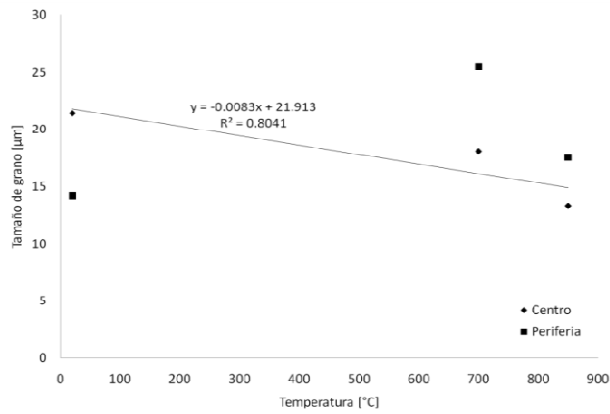


Figura 3.40 Variación del tamaño de grano en muestras con tratamientos térmicos a diferentes temperaturas y tiempos de estabilización

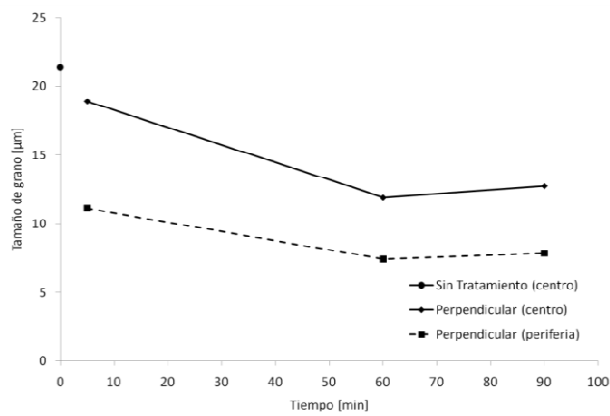


Figura 3.41 Tamaño de grano para muestras sometidas a distintos tratamientos térmicos (variación de tiempos de estabilización a 850C)

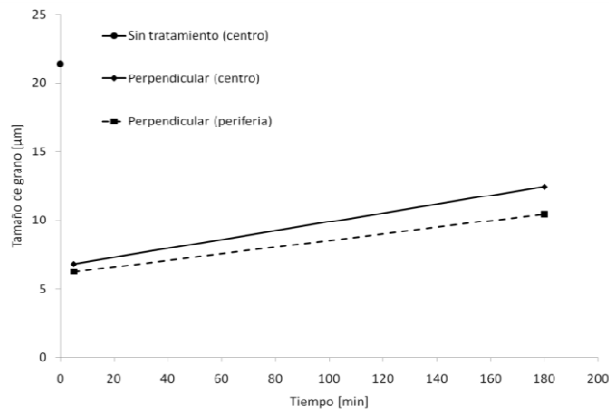


Figura 3.42 Tamaño de grano para muestras sometidas a distintos tratamientos térmicos (variación de tiempos de estabilización a 700C)

Temperatura del ensayo [C]	Tiempo de estabilización	Localización	Ancho de banda [μm]
850	5 minutos	Centro	10.99
		Periferia	10.75
	1 hora	Centro	11.06
		Periferia	10.79
	1 hora 30 minutos	Centro	13.61
		Periferia	8.81
700	5 minutos	Centro	4.74
		Periferia	3.89
	3 horas	Centro	9.03
		Periferia	4.61
		Centro (estricción)	4.81
		Periferia (estricción)	4.89
		Centro (fractura)	4.36
		Periferia (fractura)	4.13

Tabla 3.4 Ancho de banda de muestras en sentido longitudinal de probetas sometidas a distintos tratamientos térmicos (variación en tiempos de estabilización a 700C)

Como se mencionó en el capítulo anterior, las muestras obtenidas de las probetas de los ensayos a 850C en el sentido longitudinal no permiten que toda la frontera de grano se observe adecuadamente para poder determinar su tamaño. Por otra parte, las muestras obtenidas de las probetas de los ensayos a 700C en el sentido longitudinal, permitieron calcular el ancho de banda y los resultados se muestran en la Tabla 3.4.

3.4 Dureza

Se midió la microdureza de las muestras empezando por el centro (0mm) y avanzando hacia la superficie (10mm) con un microdurómetro, los resultados se muestran en la Figura 3.43.

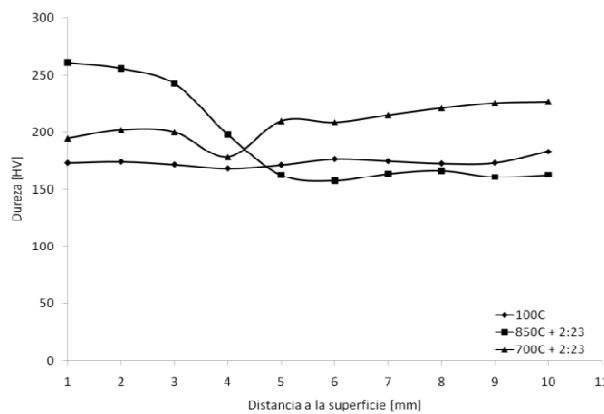


Figura 3.43 Dureza vs Distancia a la superficie de muestra sin tratamiento térmico, a 850C y a 700C ambas con 2 horas 23 min de tiempo de estabilización

3.5 Simulación por elemento finito (ANSYS)

Se programó una simulación con el software de elemento finito (ANSYS) para determinar el perfil de temperatura que sufriría la probeta al estar dentro del horno. Después de utilizar la herramienta de mallado del software, la Figura 3.44 muestra los elementos generados (cada elemento cuenta con 3 nodos) y su distribución en la geometría de la probeta. Las condiciones iniciales de simulación incluyeron la temperatura fija a 20C (debida a los enfriadores colocados en los “pull rods” para protección de la máquina de tensión) y también la temperatura de 850C en la zona central de la probeta. Las restricciones incluyeron eliminar todos los grados de libertad en uno de los extremos de la probeta, mientras que en el otro extremo se permitió la dilatación térmica en el eje principal de la probeta (equivalente a la protección de probeta utilizada en el calentamiento de las probetas). Los resultados obtenidos son, como se puede observar en la Figura 3.45, la distribución de temperaturas a lo largo de la probeta. También podemos ver el gradiente de temperatura que se produce en las distintas zonas. En la Figura 3.46 podemos ver el gradiente de temperatura a lo largo del eje longitudinal y en la Figura 3.47

la sumatoria del gradiente de temperatura a lo largo de la probeta. En ambas se puede ver la zona que posee un mayor gradiente, ésta se localiza a 35mm del centro de la probeta.



Figura 3.44 Elementos a lo largo de una probeta en un análisis de elemento finito

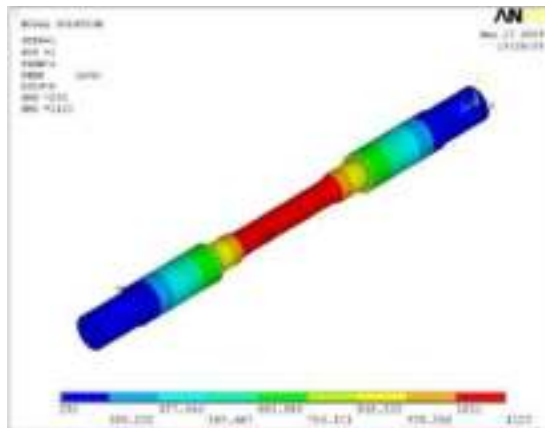


Figura 3.45 Distribución de temperaturas a lo largo de la probeta. Las temperaturas están en Kelvin

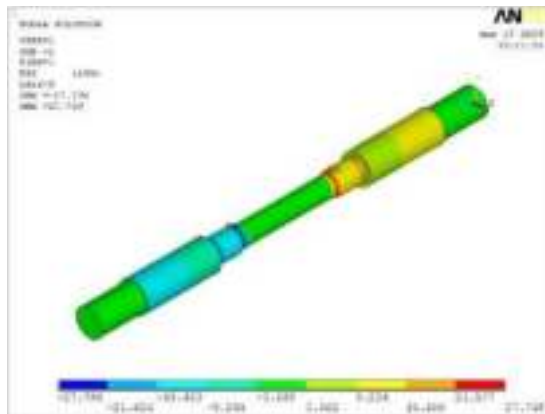


Figura 3.46 Gradiente de temperatura a lo largo del eje longitudinal de la probeta

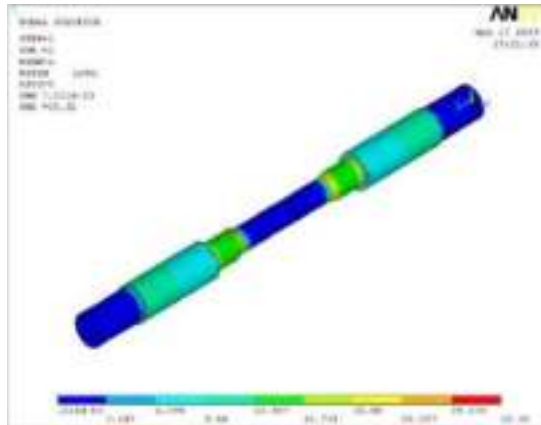


Figura 3.47 Sumatoria del gradiente de temperatura en la probeta

3.6 Micrografías

En esta sección se presentan las microestructuras de muestras obtenidas, tanto de probetas tratadas térmicamente, como de ensayos de tensión a temperatura elevada. Estos últimos se hicieron a 700 y 850C con diferentes tiempos de estabilización, y se pueden observar fenómenos como maclas (líneas paralelas en ciertos granos) o bandas, cambios en la distribución de los precipitados de carburo de cromo ($Cr_{23}C_6$) e incluso su migración hacia las fronteras de grano (2).

3.6.1 Probetas tratadas térmicamente

3.6.1.1 Sin tratamiento

Se obtuvieron muestras del material (Muestra 1) a las cuales no se les hizo ningún tratamiento térmico para conocer su morfología microestructural. Su tamaño de grano se mostró en la sección 3.3 y a continuación se muestran las fotografías con su morfología. El corte se realizó de manera transversal.

En las figuras 3.48 y 3.49 se puede observar la zona central de la probeta, con maclas de recocido y precipitados que no tienen una tendencia en su distribución ni están concentrados en ningún área en particular.

Por otra parte, las figuras 3.50 y 3.51 muestran la microestructura de la periferia de la probeta, en las que se observa una mayor cantidad de maclas de recocido, mientras que los precipitados presentan el mismo tipo de distribución que en la zona central.

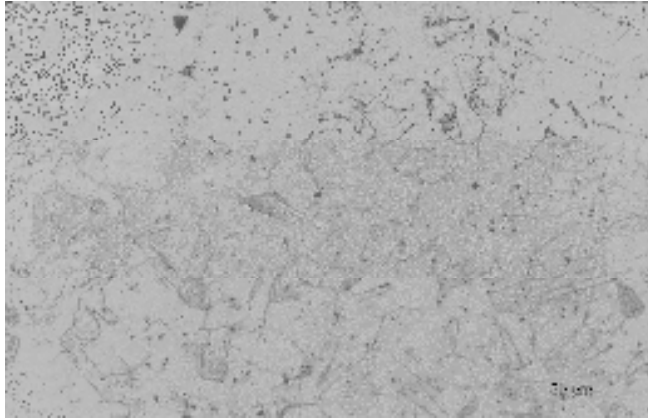


Figura 3.48 Microestructura de la muestra sin tratamiento térmico (zona central)

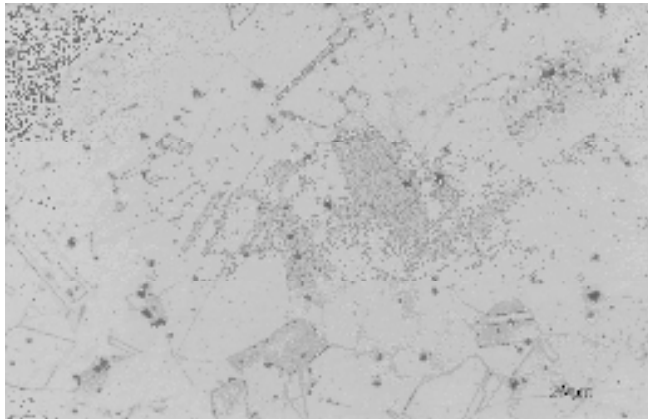


Figura 3.49 Microestructura de la muestra sin tratamiento térmico (zona central)

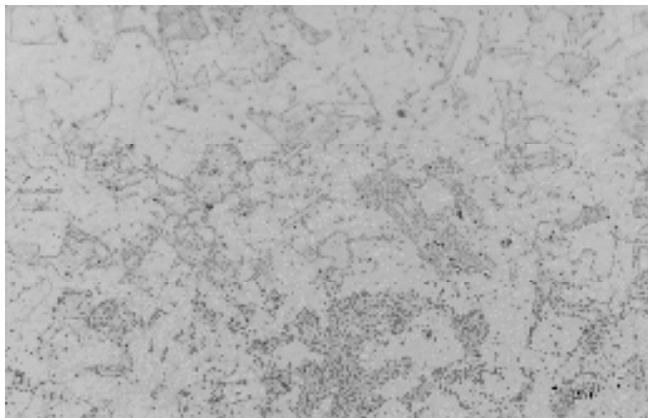


Figura 3.50 Microestructura de la muestra sin tratamiento térmico (periferia)

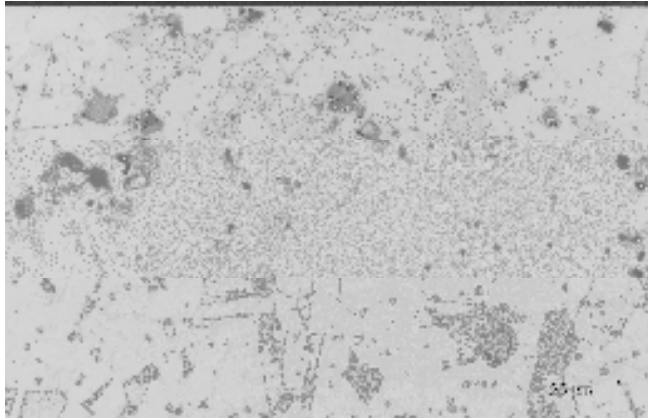


Figura 3.51 Microestructura de la muestra sin tratamiento térmico (periferia)

3.6.1.2 Tratamientos a 850C

En el caso de la Muestra 2 el tratamiento térmico aplicado consistió en elevar la temperatura en una mufla hasta 850C, al llegar a esta temperatura la muestra permaneció en estas condiciones durante 2 horas 23 minutos y se llevó, posteriormente a las condiciones iniciales con enfriamiento dentro del horno. Su tamaño de grano se presentó en la sección 3.3 y a continuación se muestran las fotografías con su morfología. El corte se realizó de manera transversal.

En las figuras 3.52, 3.53 y 3.54, se puede observar que mantener la temperatura indicada por 2 horas 23 minutos cambia la microestructura en la zona central: siguen existiendo maclas de recocido en menor cantidad en comparación con el material en estado original (figuras 3.52 y 3.53), pero la diferencia principal es que los precipitados migran hacia las fronteras de grano (Figura 3.54).

En las figuras 3.55, 3.56 y 3.57, se muestra la microestructura en la periferia de la probeta: la diferencia con la zona central radica en la mayor cantidad y el tamaño de las maclas de recocido. También se pueden ver los precipitados que migran hacia las fronteras de grano, de manera similar a la zona central.

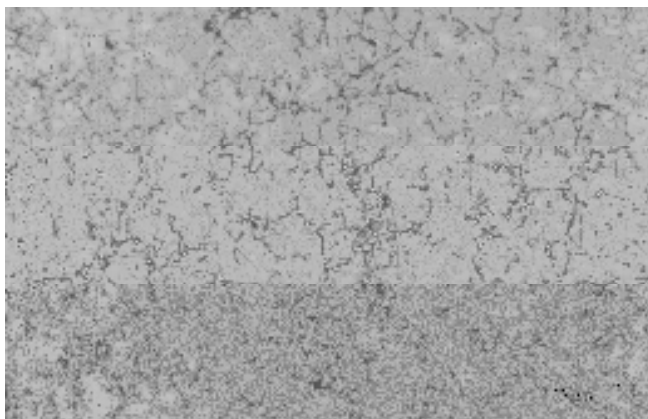


Figura 3.52 850C + 2h 23min – zona central

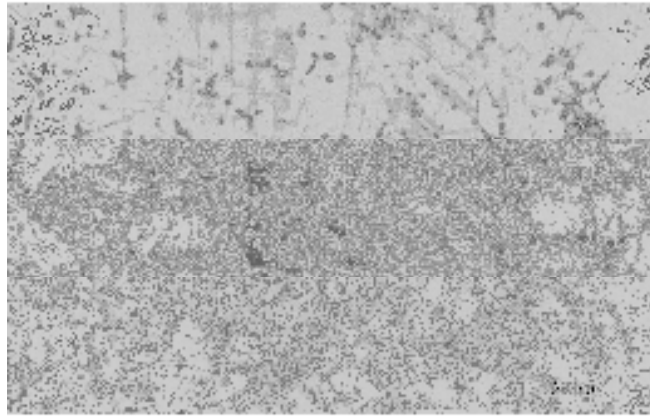


Figura 3.53 850C + 2h 23min – zona central

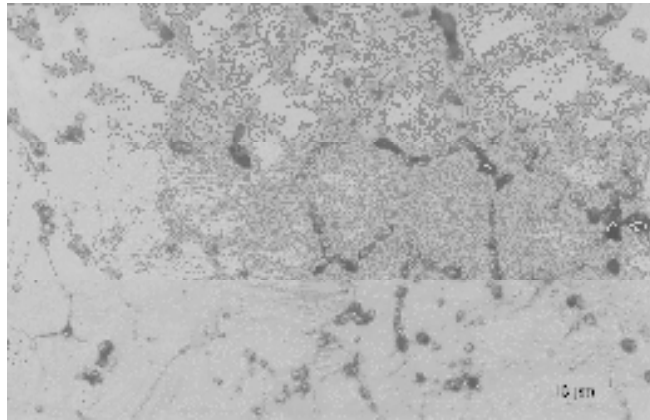


Figura 3.54 850C + 2h 23min – zona central

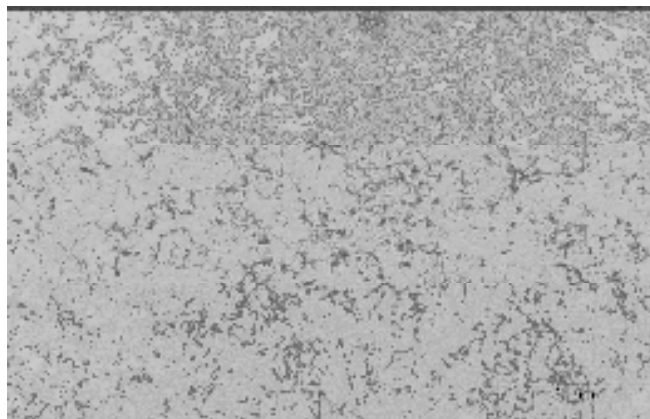


Figura 3.55 850C + 2h 23min – periferia

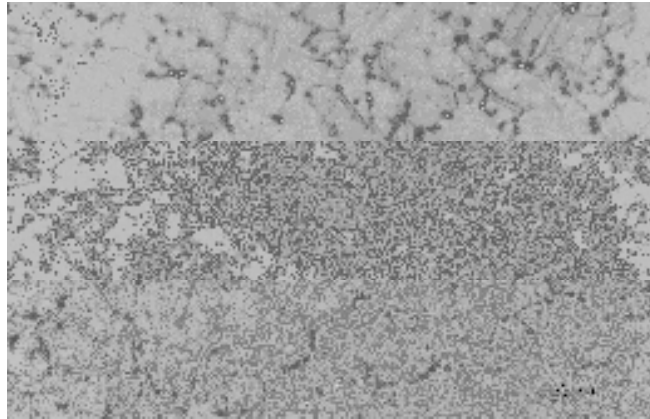


Figura 3.56 850C + 2h 23min – periferia

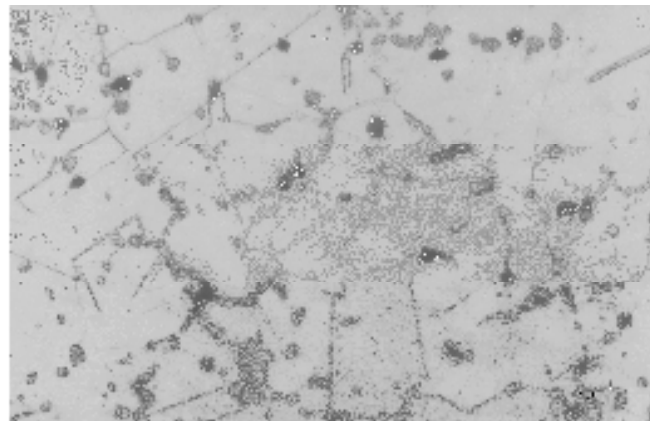


Figura 3.57 850C + 2h 23min – periferia

3.6.1.3 Tratamientos a 700C

Para la Muestra 3, el tratamiento térmico consistió en elevar la temperatura en una mufla hasta 700C, al llegar a esta temperatura la muestra permaneció en estas condiciones durante 2 horas 23 minutos, y se llevó posteriormente a las condiciones iniciales con enfriamiento dentro del horno. El tamaño de grano se mencionó anteriormente.

En las figuras 3.58, 3.59 y 3.60, se puede observar la microestructura de la zona central: se pueden observar maclas de recocido y bandas de Neumann. Los precipitados también se encuentran concentrados en las fronteras de grano y también se encuentran formando las bandas de Neumann como se observa en la Figura 3.60.

En las figuras 3.61, 3.62 y 3.63 se observa la microestructura de la periferia: la morfología no cambia y hay granos muy grandes y muy pequeños, siguen existiendo maclas y en las fronteras de grano se encuentra un mayor porcentaje de precipitados en comparación con la zona central, pero la principal diferencia es en la gran cantidad de bandas de Neumann presentes.

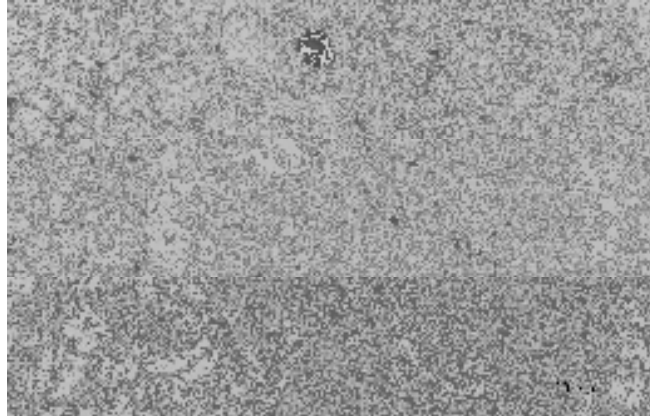


Figura 3.58 700C + 2h 23min – zona central

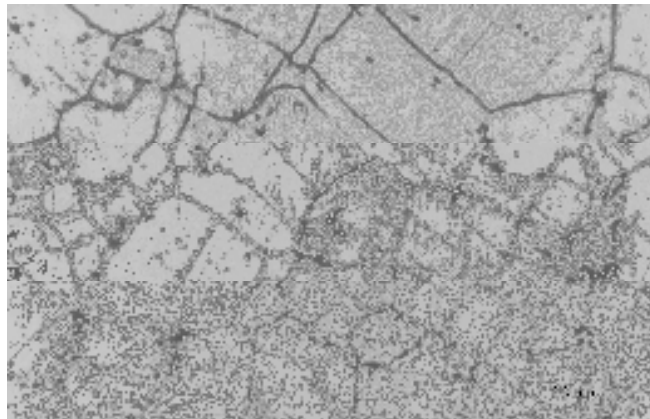


Figura 3.59 700C + 2h 23min – zona central

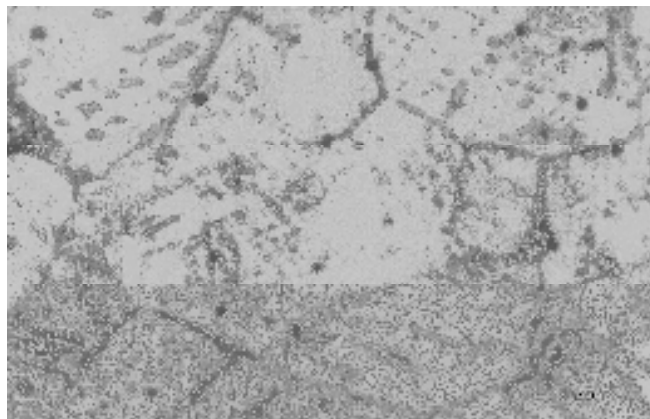


Figura 3.60 700C + 2h 23min – zona central

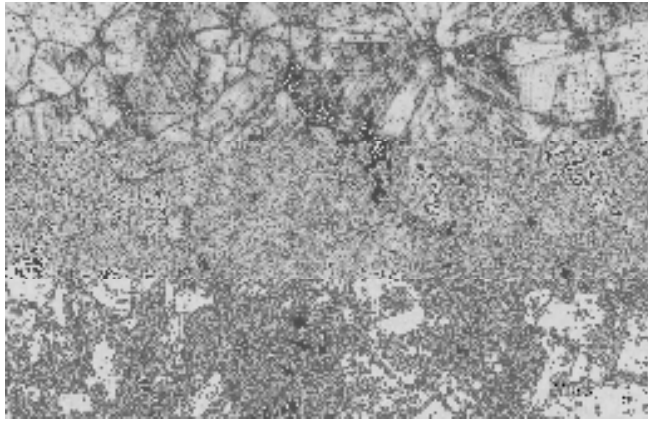


Figura 3.61 700C + 2h 23min – periferia

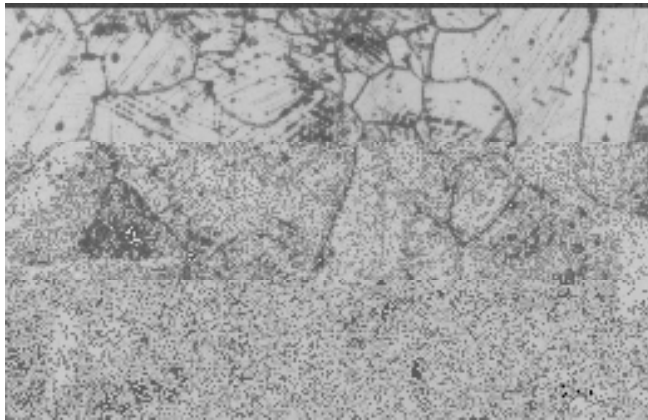


Figura 3.62 700C + 2h 23min – periferia

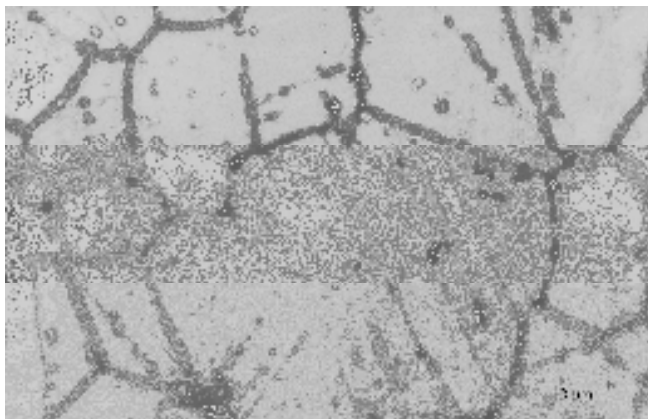


Figura 3.63 700C + 2h 23min – periferia

3.6.2 Microestructuras de ensayos de tensión a temperatura elevada

3.6.2.1 Ensayos a 850C

Los ensayos a esta temperatura variaron en el tiempo de estabilización: 5 minutos (probeta 1), 1 hora (probeta 3) y 1 hora 30 minutos (probeta 4).

3.6.2.1.1 5 minutos de estabilización

Se realizaron cortes de la probeta 1 en sentido longitudinal y transversal para tener una perspectiva completa de la microestructura.

3.6.2.1.1.1 Longitudinal

En las figuras 3.64 y 3.65 se observa la microestructura en el sentido longitudinal en la zona central de la probeta. En ellas se nota la presencia de maclas de recocido y de bandas en el sentido longitudinal. Las bandas en este caso están formadas por parte de la matriz que forma esta estructura, y algunos precipitados que comienzan a formarlas también. La cantidad de precipitados es poca y no tienen una distribución definida, algunos de ellos presentan coalescencia.

Las figuras 3.66 y 3.67 muestran la microestructura en la periferia de la probeta. Ahí notamos la existencia de bandas y maclas de recocido, ambas en igual cantidad en comparación con la zona central. Las bandas en la periferia también están formadas por secciones de la matriz que cambian de estructura y también algunos precipitados comienzan a formar bandas, todas en el mismo sentido (longitudinal). Los precipitados de igual manera presentan coalescencia.

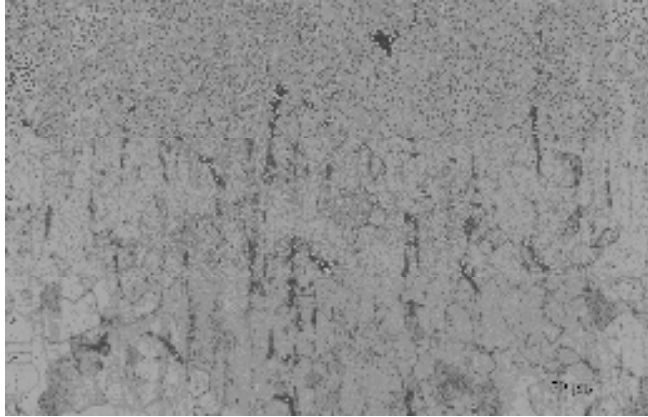


Figura 3.64 Microestructura de la probeta 1, en el sentido longitudinal (zona central)

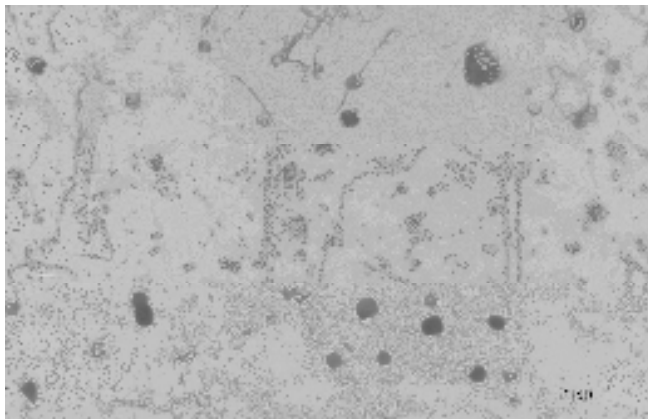


Figura 3.65 Microestructura de la probeta 1, en el sentido longitudinal (zona central)

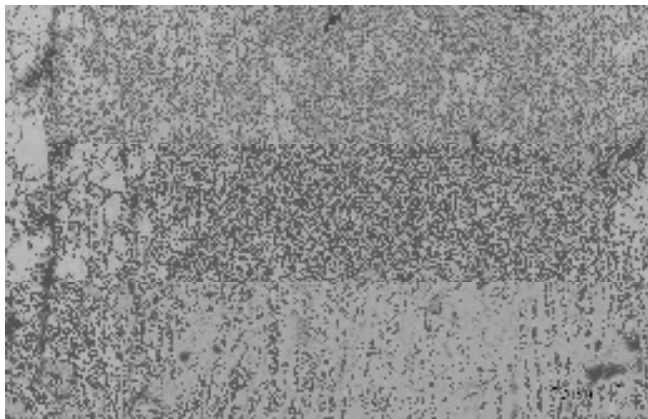


Figura 3.66 Microestructura de la probeta 1, en el sentido longitudinal (periferia)

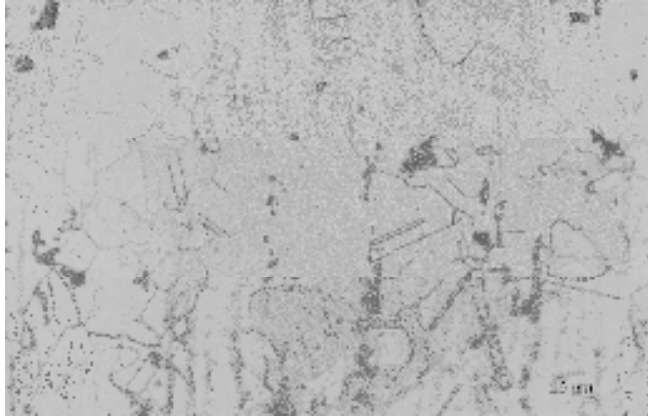


Figura 3.67 Microestructura de la probeta 1, en el sentido longitudinal (periferia)

3.6.2.1.1.2 Transversal

Las figuras 3.68, 3.69 y 3.70 muestran la microestructura en sentido transversal de la zona central de la probeta 1. Se observan maclas de recocido y precipitados, los cuales se encuentran dentro de los cristales y algunos en las fronteras de grano. También se pueden observar algunos precipitados que presentan coalescencia y maduración

En las figuras 3.71, 3.72 y 3.73 se observa la microestructura de la periferia de la probeta 1. La diferencia con la zona central radica en la menor cantidad de maclas de recocido. Los precipitados también presentan el mismo tipo de distribución que en la zona central (dentro de los cristales, en fronteras de grano, con coalescencia y madurados).

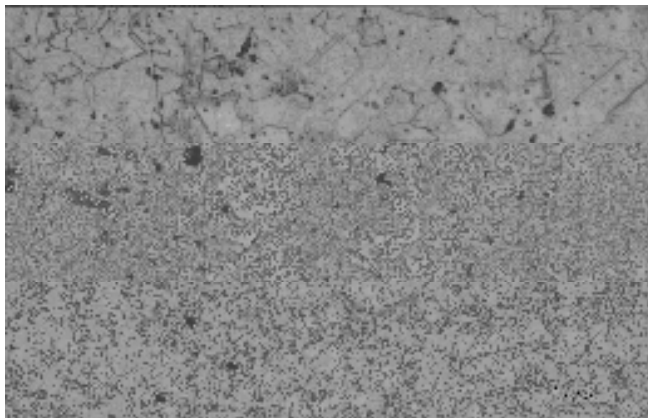


Figura 3.68 Microestructura de la probeta 1, en el sentido transversal (zona central)

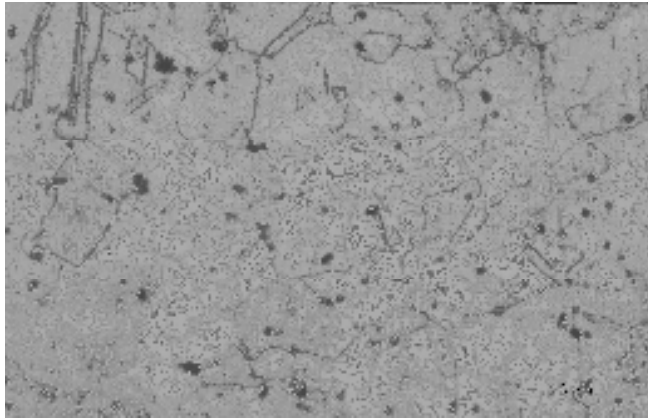


Figura 3.69 Microestructura de la probeta 1, en el sentido transversal (zona central)

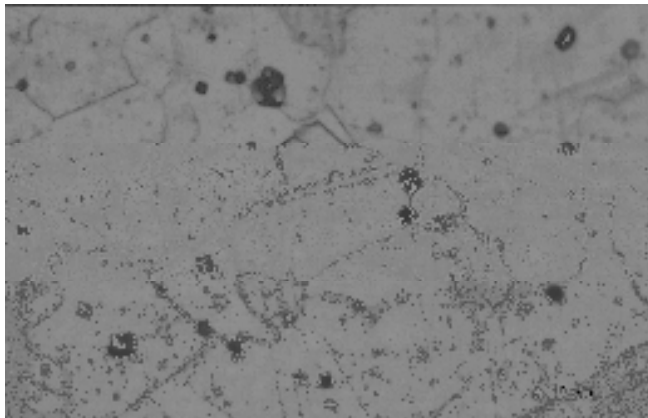


Figura 3.70 Microestructura de la probeta 1, en el sentido transversal (zona central)

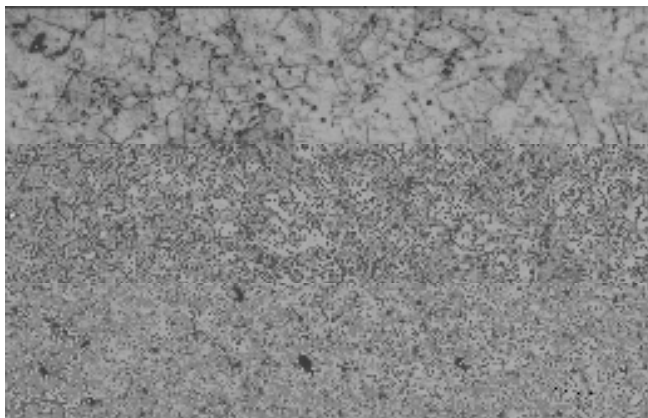


Figura 3.71 Microestructura de la probeta 1, en el sentido transversal (periferia)

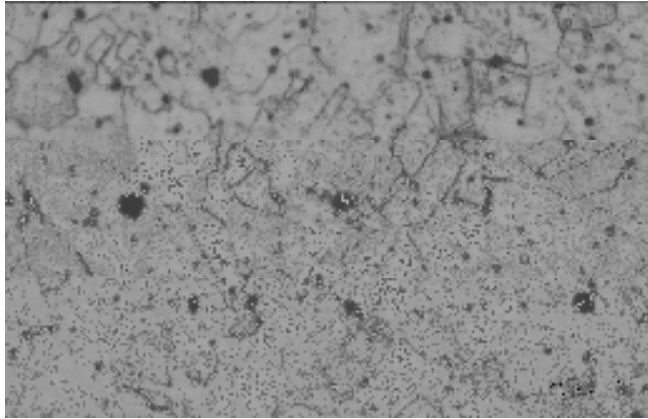


Figura 3.72 Microestructura de la probeta 1, en el sentido transversal (periferia)

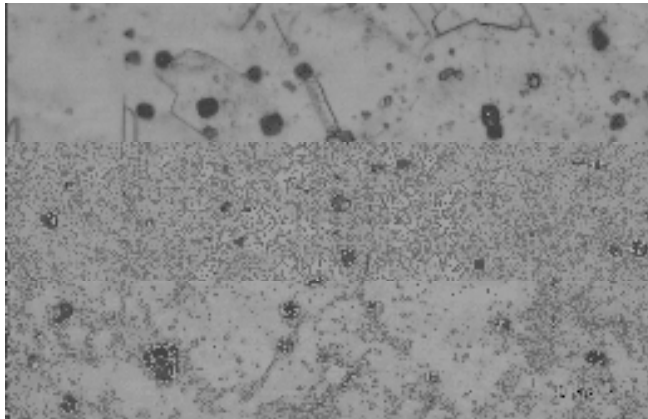


Figura 3.73 Microestructura de la probeta 1, en el sentido transversal (periferia)

3.6.2.1.2 1 hora de estabilización

Las muestras se obtuvieron de la probeta 3 y se realizaron cortes en sentido longitudinal y transversal.

3.6.2.1.2.1 Longitudinal

Las figuras 3.74, 3.75 y 3.76 muestran la microestructura de la probeta 3 en la zona central de la misma y en sentido longitudinal. Se observan maclas de recocido y los precipitados empiezan a formar bandas en el sentido del corte (longitudinal) y otros se empiezan a concentrar en las fronteras de grano. Algunas áreas de la matriz comienzan a orientarse para iniciar bandas.

En comparación, las figuras 3.77 y 3.78 muestran la microestructura en la periferia de la probeta, se observan también maclas de recocido. Los precipitados también comienzan a formar bandas en el

sentido longitudinal y otros comienzan a concentrarse en las fronteras de grano. Ciertas áreas de la matriz comienzan a formar bandas en el mismo sentido, de las cuales hay una menor cantidad que en la zona central.

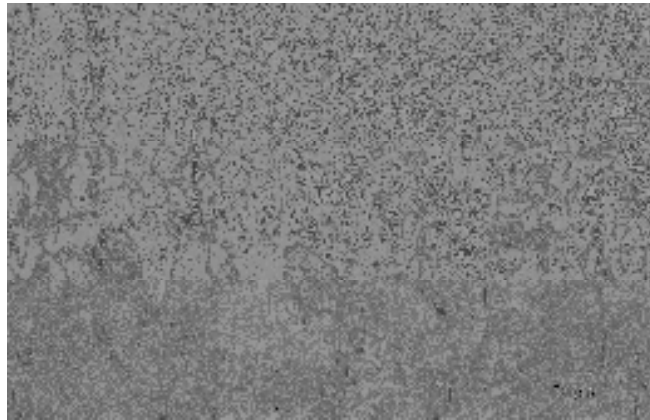


Figura 3.74 Microestructura de la probeta 3, en el sentido longitudinal (zona central)

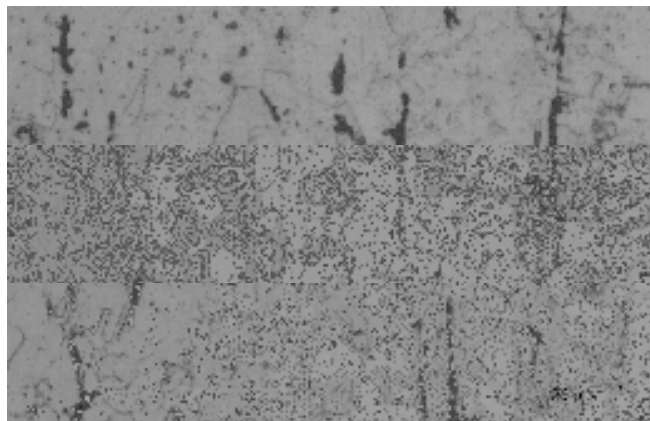


Figura 3.75 Microestructura de la probeta 3, en el sentido longitudinal (zona central)

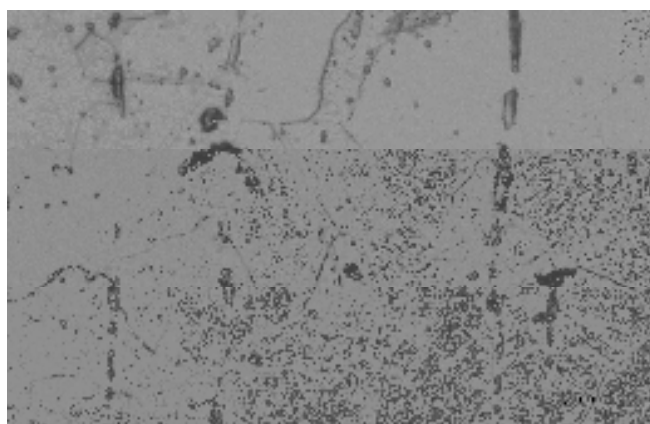


Figura 3.76 Microestructura de la probeta 3, en el sentido longitudinal (zona central)

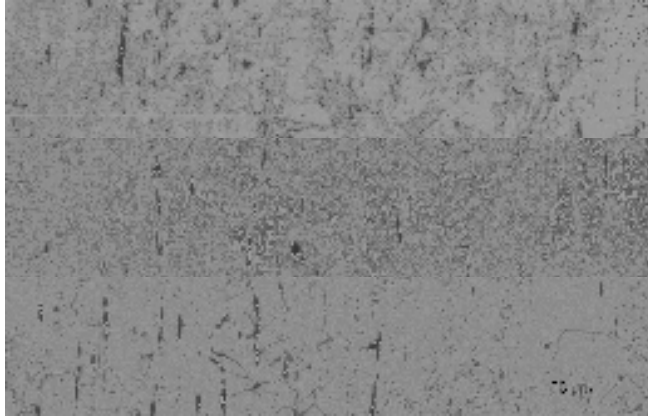


Figura 3.77 Microestructura de la probeta 3, en el sentido longitudinal (periferia)

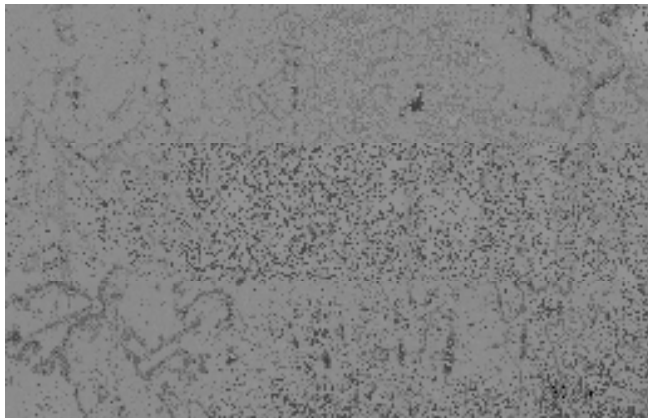


Figura 3.78 Microestructura de la probeta 3, en el sentido longitudinal (periferia)

3.6.2.1.2.2 Transversal

En las figuras 3.79 y 3.80 observamos la microestructura de la probeta 3 en la zona central de la misma y en sentido transversal. Se encuentran una gran cantidad de maclas de recocido y los precipitados se encuentran dentro de los cristales y algunos en las fronteras de grano, como se puede ver más claramente en la Figura 3.80. También se puede notar que algunos de ellos presentan maduración y coalescencia.

Las figuras 3.81 y 3.82 muestran la microestructura de la periferia de la probeta. Se nota la presencia de maclas de recocido, precipitados dentro de los cristales y algunos en las fronteras de grano. La diferencia principal con la microestructura de la zona central es una mayor cantidad de precipitados madurados y una mayor coalescencia.

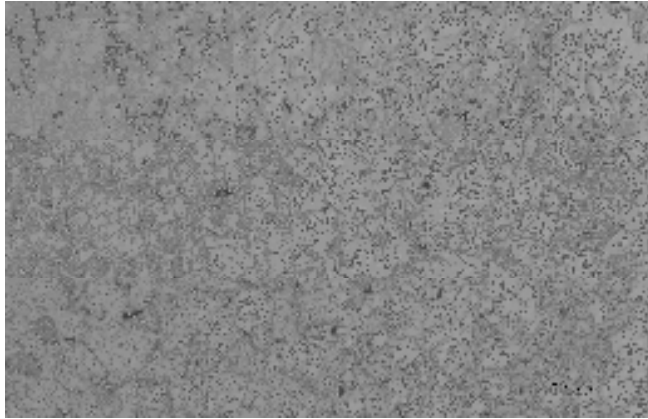


Figura 3.79 Microestructura de la probeta 3, en el sentido transversal (zona central)

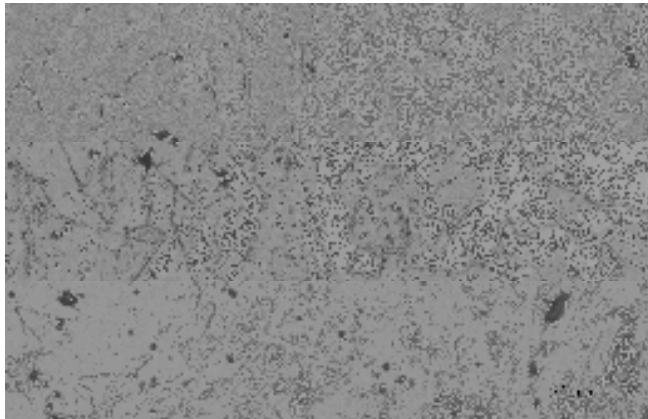


Figura 3.80 Microestructura de la probeta 3, en el sentido transversal (zona central)

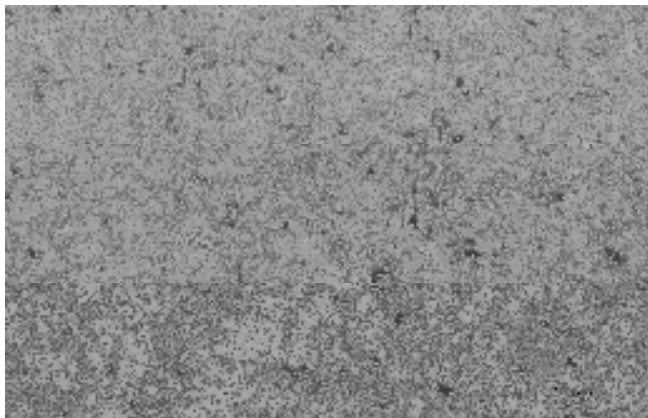


Figura 3.81 Microestructura de la probeta 3, en el sentido transversal (periferia)

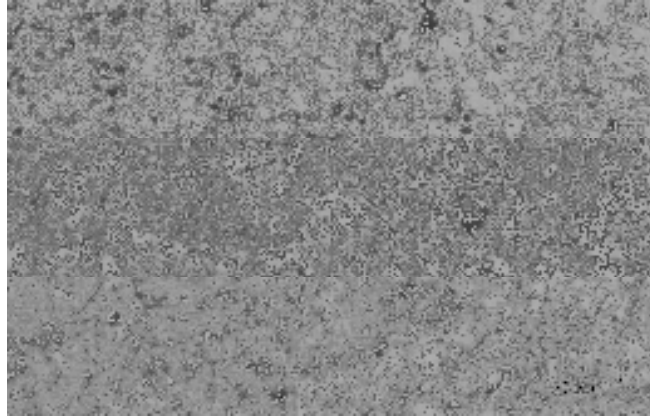


Figura 3.82 Microestructura de la probeta 3, en el sentido transversal (periferia)

3.6.2.1.3 1 hora 30 minutos de estabilización

Las muestras se obtuvieron de la probeta 4 y se realizaron cortes en sentido longitudinal y transversal.

3.6.2.1.3.1 Longitudinal

Las figuras 3.83, 3.84 y 3.85 muestran la microestructura de la zona central de la probeta 4 en sentido longitudinal. Se observan maclas de recocido y bandas formadas por secciones transformadas de la matriz. También se observan precipitados que comienzan a formar bandas en el sentido longitudinal de la probeta y algunos concentrados en las fronteras de grano, como se nota claramente en la Figura 3.85.

En las figuras 3.86 y 3.87 se presentan las microestructuras de la periferia de la probeta. Se pueden ver maclas de recocido, bandas formadas por precipitados y precipitados en las fronteras de grano. La diferencia principal en comparación con la zona central son las bandas formadas por la matriz en mayor cantidad que la zona central.

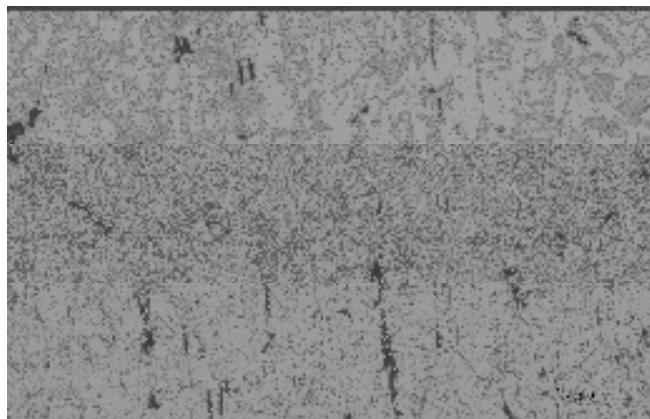


Figura 3.83 Microestructura de la probeta 4, en el sentido longitudinal (zona central)

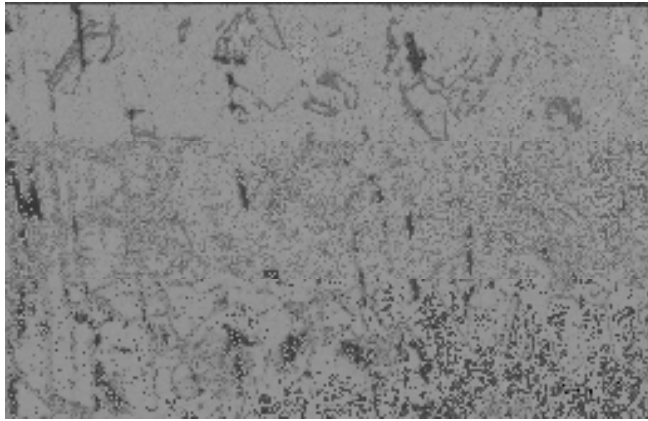


Figura 3.84 Microestructura de la probeta 4, en el sentido longitudinal (zona central)

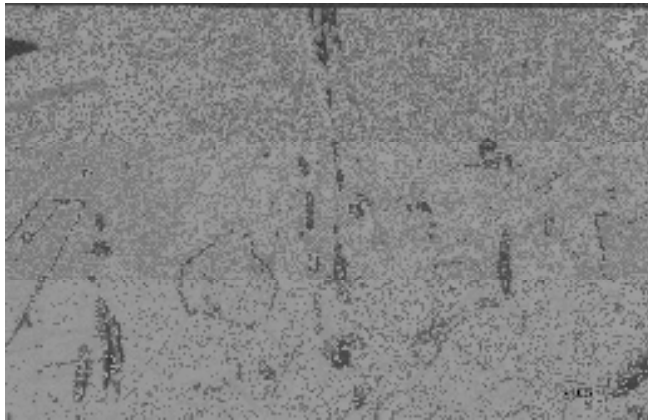


Figura 3.85 Microestructura de la probeta 4, en el sentido longitudinal (zona central)

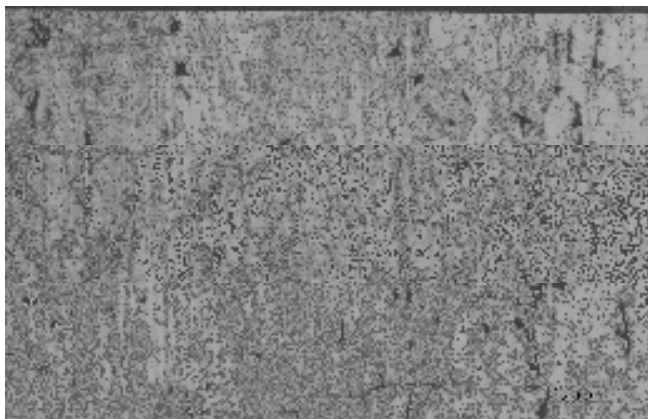


Figura 3.86 Microestructura de la probeta 4, en el sentido longitudinal (periferia)

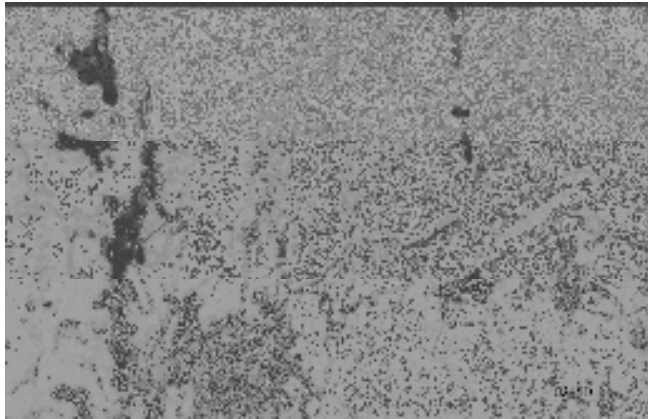


Figura 3.87 Microestructura de la probeta 4, en el sentido longitudinal (periferia)

3.6.2.1.3.2 Transversal

En las figuras 3.88 y 3.89 se observa la microestructura de la zona central de la probeta 4 en sentido transversal. Las maclas de recocido están presentes y los precipitados se encuentran dentro de los cristales, algunos concentrados en las fronteras de grano, como se observa claramente en la Figura 3.89. Algunos precipitados presentan coalescencia y maduración.

Las figuras 3.90 y 3.91 muestran la microestructura de la periferia de la probeta. Se observan algunas maclas de recocido y la diferencia con la zona central radica en el tamaño de los precipitados, en este caso evidentemente más grandes, aunque con la misma distribución que en la zona central (dentro de los cristales). Otra diferencia es que en las fronteras de grano está presente una mayor cantidad de precipitados y es evidente una mayor coalescencia y maduración que la zona central.

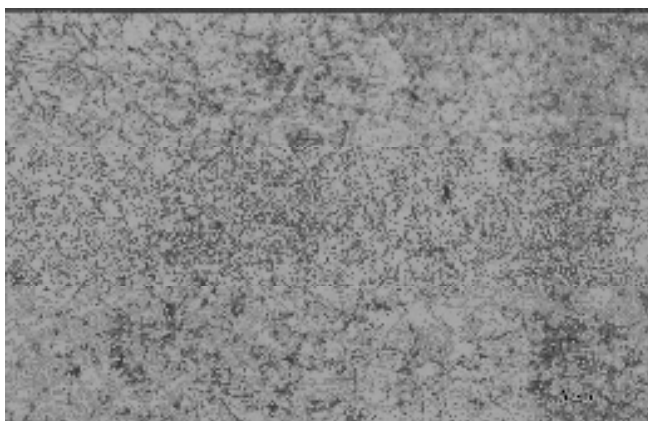


Figura 3.88 Microestructura de la probeta 4, en el sentido transversal (zona central)

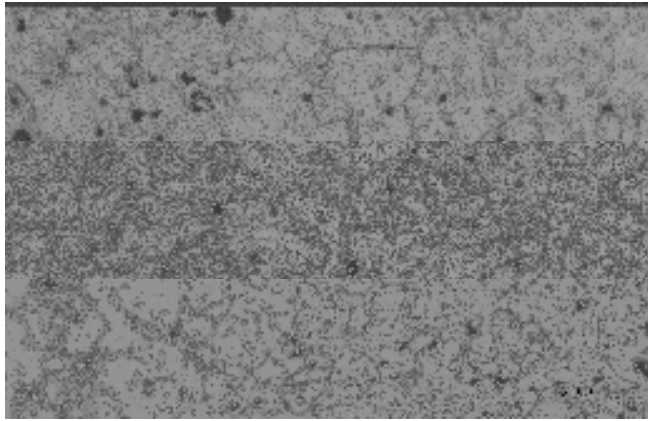


Figura 3.89 Microestructura de la probeta 4, en el sentido transversal (zona central)

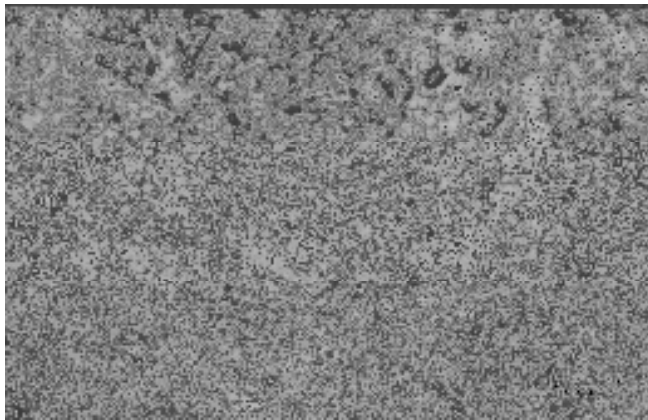


Figura 3.90 Microestructura de la probeta 4, en el sentido transversal (periferia)

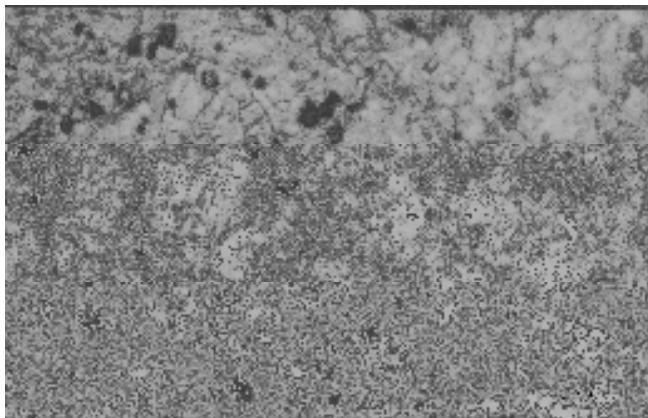


Figura 3.91 Microestructura de la probeta 4, en el sentido transversal (periferia)

3.6.2.2 Ensayos a 700C

Los ensayos de tensión a esta temperatura variaron en el tiempo de estabilización: 5 minutos (probeta 2) y 3 horas (probeta 5).

3.6.2.2.1 5 minutos de estabilización

Las muestras se obtuvieron de la probeta 2 y se realizaron cortes en sentido longitudinal y transversal.

3.6.2.2.1.1 Longitudinal

En las figuras 3.92, 3.93 y 3.94 se observa la microestructura de la zona central de la probeta 2 en sentido longitudinal. En este caso no existen maclas y lo que se observa son granos muy alargados. Parte de la matriz comienza a formar bandas y también los precipitados forman bandas y están concentrados en las fronteras de grano, además de presentar coalescencia y maduración.

Las figuras 3.95, 3.96, 3.97 y 3.98 corresponden a la periferia de la probeta. Las figuras 3.95 y 3.97 presentan la micrografía de la probeta antes de la formación del cuello o estricción, por lo que las bandas se encuentran en sentido vertical a diferencia de las figuras 3.96 y 3.98 en las que las bandas están inclinadas porque muestran las líneas de flujo que se deforman cuando la probeta presenta estricción. En este caso, tanto la matriz como los precipitados forman las bandas y no existen maclas. Las diferencias son una menor cantidad de bandas formadas por precipitados y una mayor cantidad de precipitados madurados y con coalescencia.

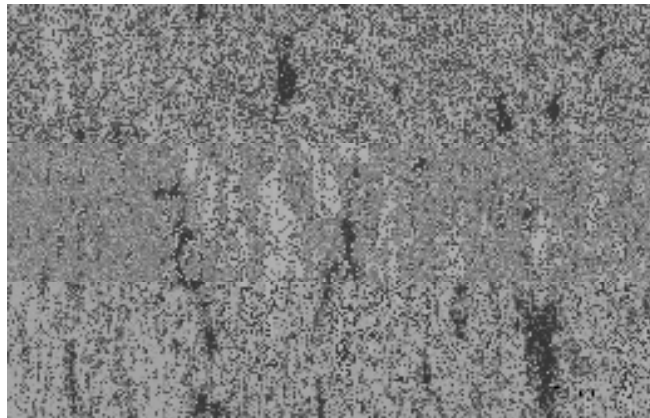


Figura 3.92 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (zona central)

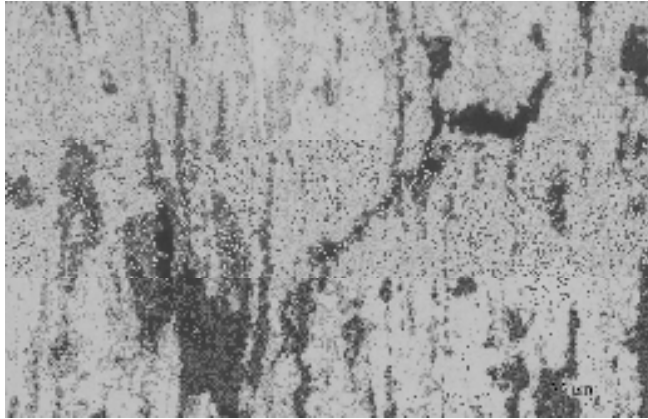


Figura 3.93 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (zona central)

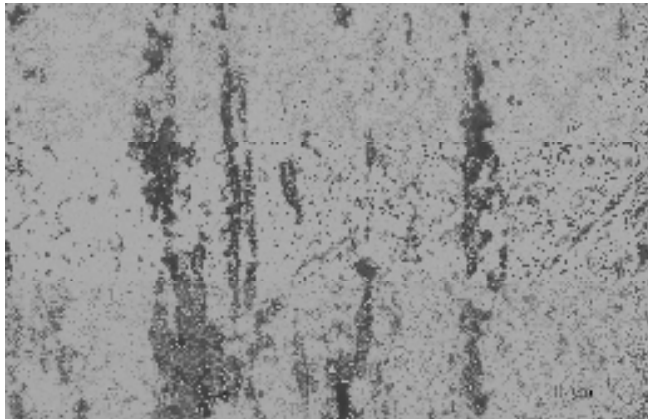


Figura 3.94 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (zona central)

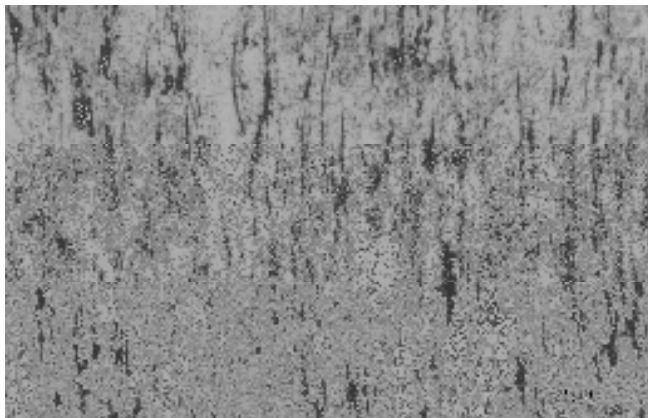


Figura 3.95 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (periferia antes de la estricción)

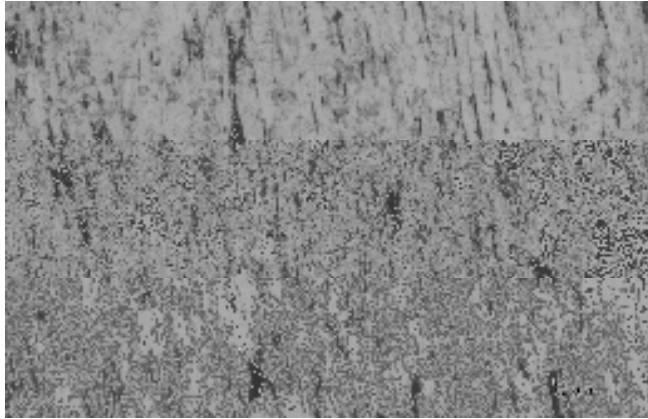


Figura 3.96 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (periferia cercana a la estricción)

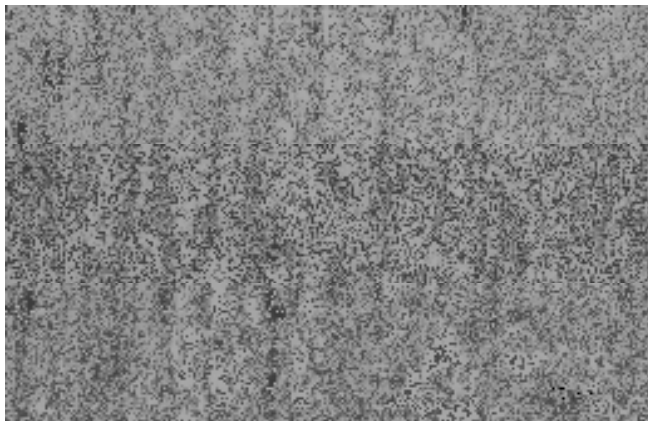


Figura 3.97 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (periferia antes de la estricción)

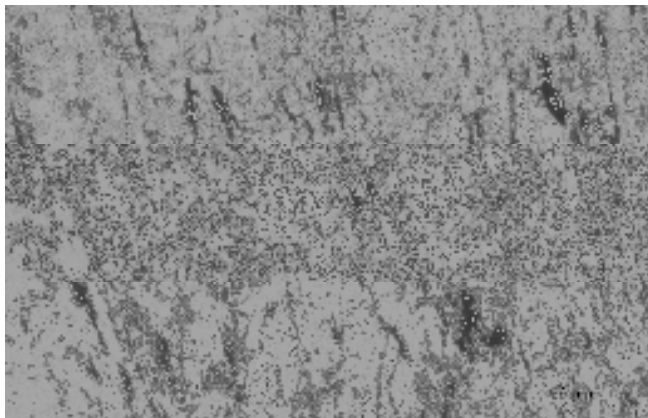


Figura 3.98 Microestructura de la probeta 2, en el sentido longitudinal (periferia cercana a la estricción)

3.6.2.2.1.2 Transversal

En las figuras 3.99, 3.100 y 3.101 se muestra la microestructura de la probeta 2 en sentido transversal. En ellas se nota la existencia de maclas de recocido y también que gran cantidad de los precipitados se concentran en las fronteras de grano. El resto se encuentra dentro de los cristales de la matriz, y muchos de ellos presentan coalescencia.

Las figuras 3.102, 3.103 y 3.104 muestran la microestructura de la periferia de la probeta. Las maclas de recocido están presentes, así como precipitados dentro de los cristales y en las fronteras de grano. La diferencia con la zona central es la presencia de precipitados madurados.

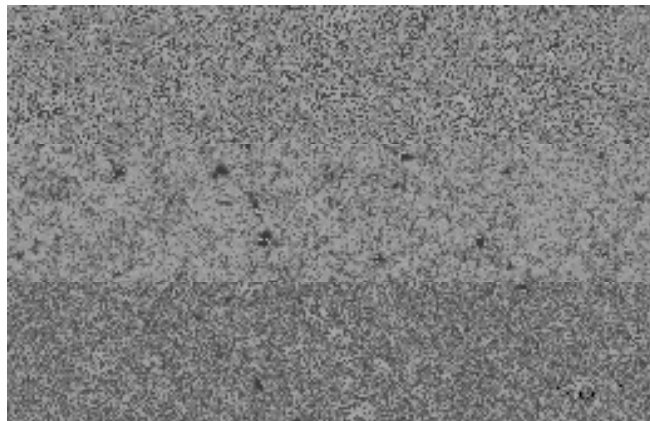


Figura 3.99 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (zona central)

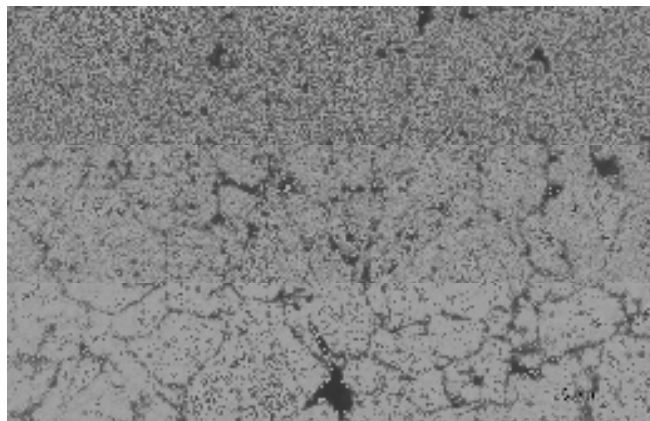


Figura 3.100 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (zona central)

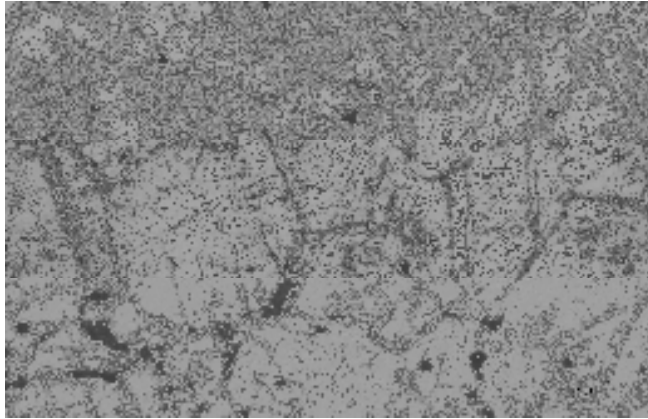


Figura 3.101 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (zona central)

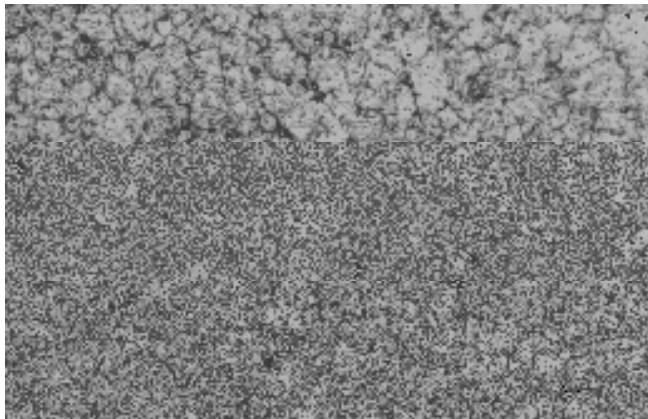


Figura 3.102 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (periferia)

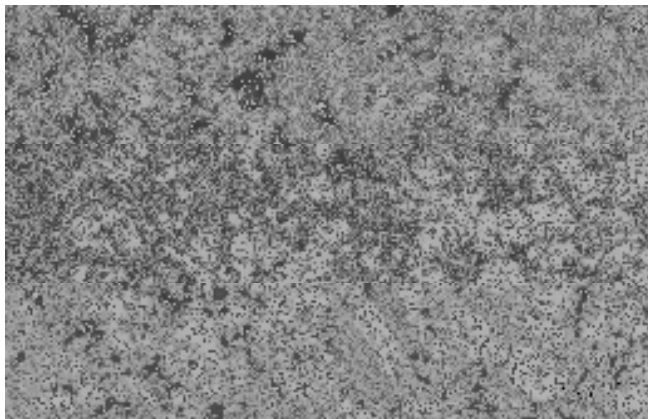


Figura 3.103 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (periferia)

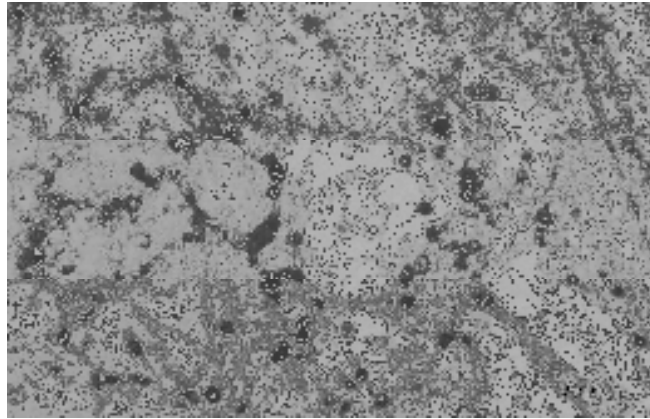


Figura 3.104 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (periferia)

3.6.2.2.2 3 horas de estabilización

Las muestras se obtuvieron de la probeta 5, siendo la única que llegó a fracturarse. Se realizaron cortes en sentido longitudinal y transversal.

3.6.2.2.2.1 Longitudinal

Se obtuvieron muestras de diferentes lugares de la probeta: de la zona central de la probeta alejada del cuello, zona cercana a la estricción o cuello y en la fractura.

En las figuras 3.105 y 3.106 se muestra la microestructura de la probeta 5 de la zona central alejada de la estricción en sentido longitudinal. Se observan granos alargados con eje mayor paralelo al eje longitudinal de la probeta. Los precipitados en su mayoría se concentran en las fronteras de grano y formando bandas en el sentido longitudinal, algunos con maduración.

Las figuras 3.107 y 3.108 muestran la microestructura en la zona central cercana a la estricción. Se observan granos alargados, con el eje mayor paralelo al eje longitudinal de la probeta. Son evidentemente más pequeños que los mostrados en las figuras 3.105 y 3.106.

La microestructura de la periferia de la probeta cercana a la estricción se muestra en las figuras 3.109 y 3.110, en donde la diferencia con la zona central a la misma altura de la probeta radica en la inclinación de los granos que coincide con las líneas de flujo en la probeta. En ambos casos, los precipitados se encuentran concentrados en las fronteras de grano, algunos presentan maduración, y unos pocos forman bandas en el sentido de las líneas de flujo, verticales (en la zona central) e inclinadas (en la periferia). La matriz también forma bandas.

La microestructura de la fractura se observa en las figuras 3.111 y 3.112 en la zona central de la probeta y en las figuras 3.113 y 3.114 la periferia de la probeta. En estas últimas se aprecian granos alargados,

con eje mayor paralelo al eje longitudinal de la probeta. Los granos son tan largos que en la micrografía se podrían considerar como bandas. Además los precipitados en su mayoría se encuentran en las fronteras de grano y unos pocos forman bandas en el sentido longitudinal. La diferencia entre ambas zonas de la probeta es la orientación de los granos y bandas: mientras que en la central es vertical, en la periferia están inclinadas ya que siguen el ángulo de las líneas de flujo.

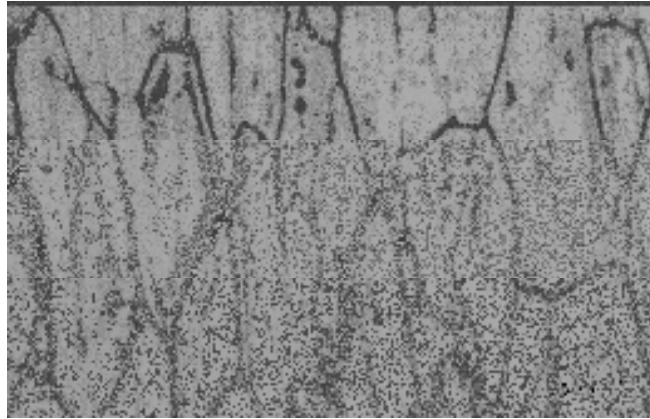


Figura 3.105 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (zona central alejada de la estricción)

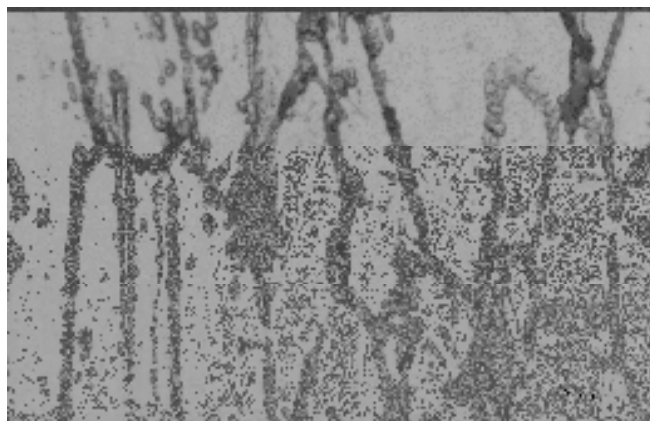


Figura 3.106 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (zona central alejada de la estricción)

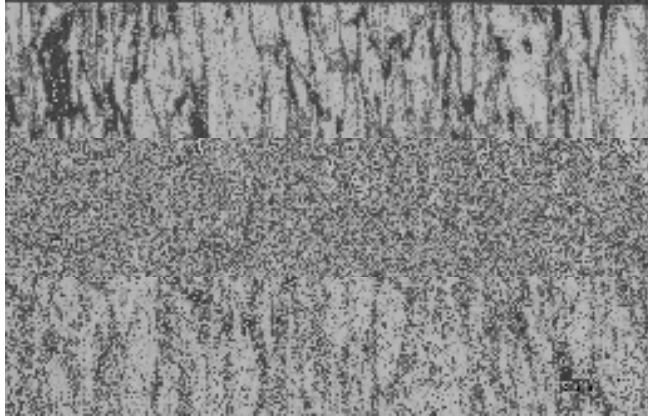


Figura 3.107 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (zona central cercana a la estricción)

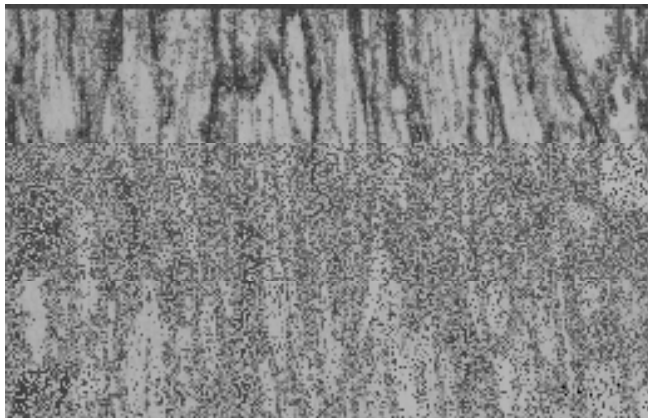


Figura 3.108 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (zona central cercana a la estricción)

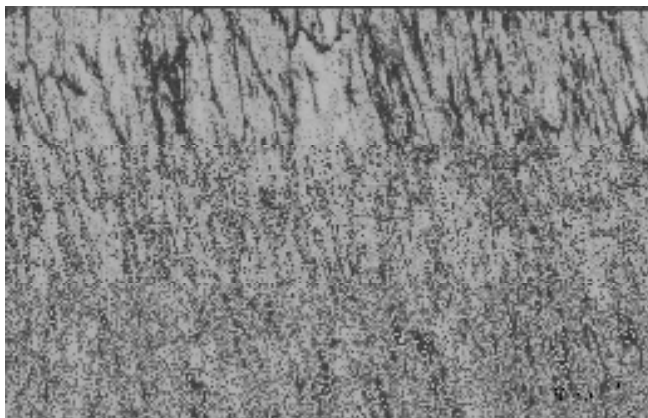


Figura 3.109 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (periferia cercana a la estricción)

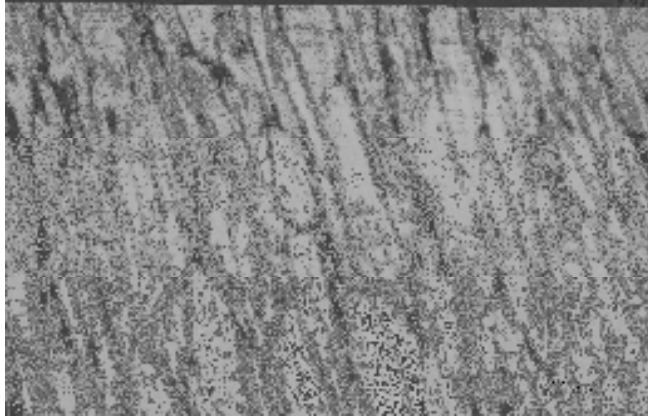


Figura 3.110 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (periferia cercana a la estricción)

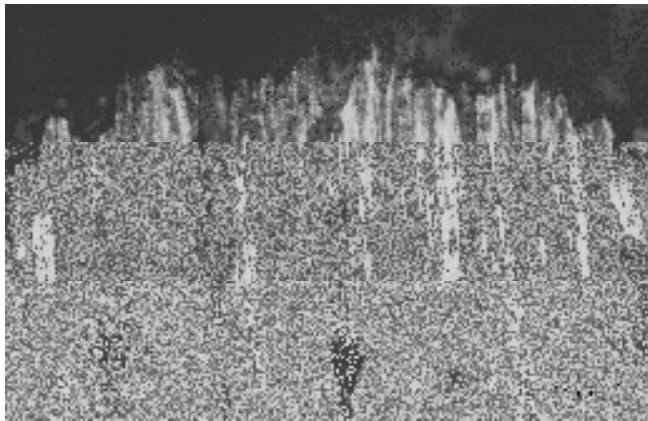


Figura 3.111 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (zona central en la fractura)

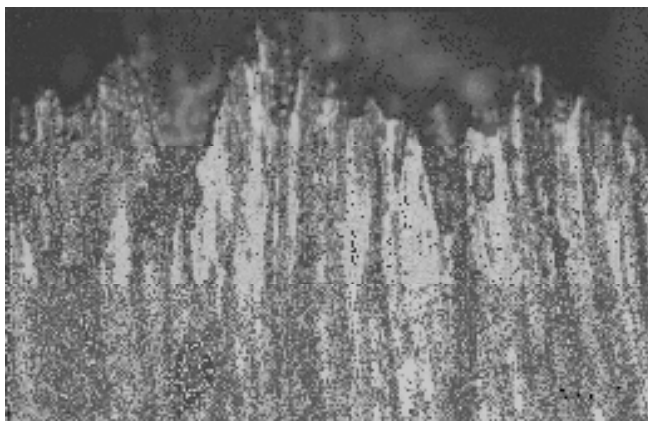


Figura 3.112 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (zona central en la fractura)

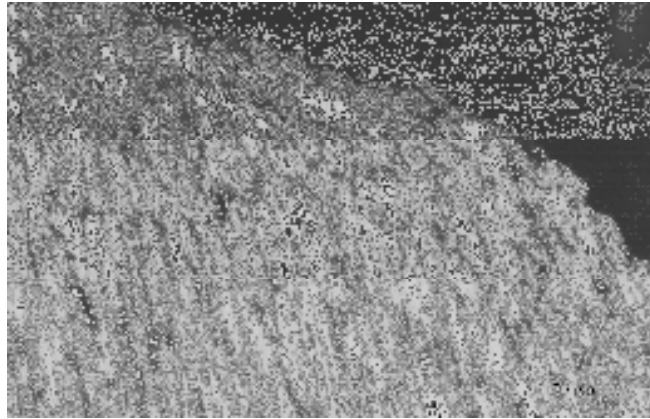


Figura 3.113 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (periferia en la fractura)

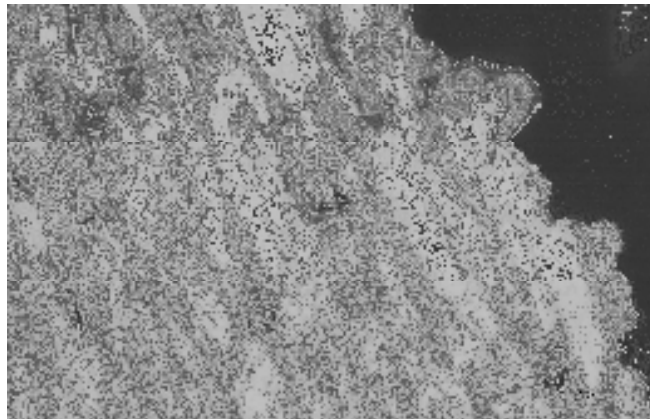


Figura 3.114 Microestructura de la probeta 5, en el sentido longitudinal (periferia en la fractura)

3.6.2.2.2.2 Transversal

La microestructura de la zona central de la probeta 5 en el sentido transversal se observa en las figuras 3.115 y 3.116, en donde se observan maclas de recocido, granos muy grandes y otros muy pequeños. La gran mayoría de los precipitados se encuentran concentrados en las fronteras de grano, y unos pocos dentro de los cristales. También se notan muchos precipitados con coalescencia y algunos ordenados.

La zona de la periferia (figuras 3.117 y 3.118) también muestra granos muy grandes y muy pequeños, se encuentran maclas de recocido y los precipitados concentrados en las fronteras de grano y algunos de manera intracristalina. También hay coalescencia en los precipitados y otros están en las fronteras, sin olvidar los precipitados ordenados. En otras palabras no se encuentran diferencias visibles o evidentes en la microestructura de la zona central y la de la periferia de la probeta y sólo una menor cantidad de precipitados con coalescencia y menor cantidad de precipitados en las fronteras de grano.

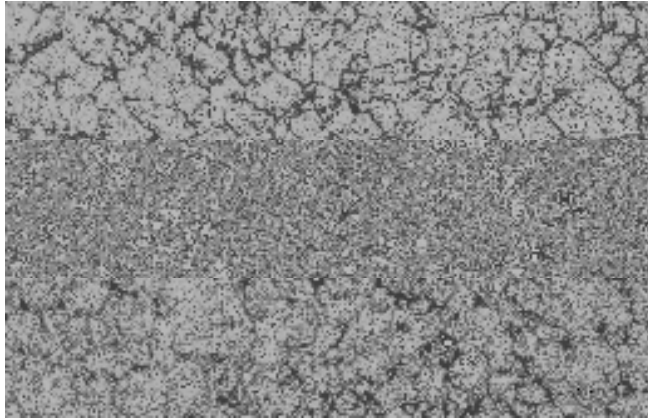


Figura 3.115 Microestructura de la probeta 5, en el sentido transversal (zona central)

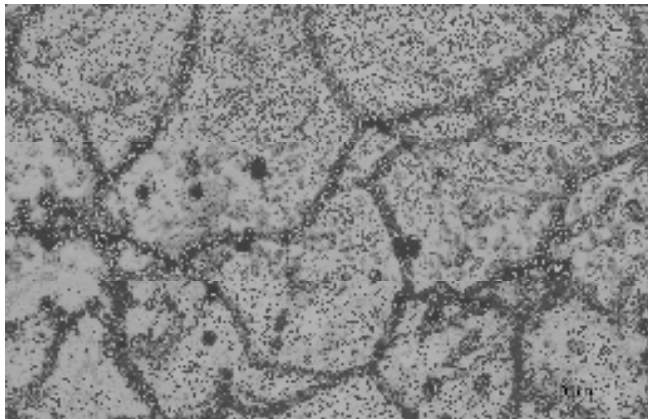


Figura 3.116 Microestructura de la probeta 5, en el sentido transversal (zona central)

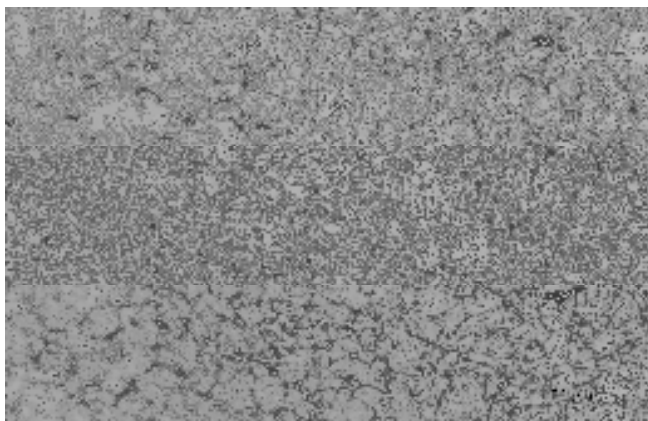


Figura 3.117 Microestructura de la probeta 5, en el sentido transversal (periferia)

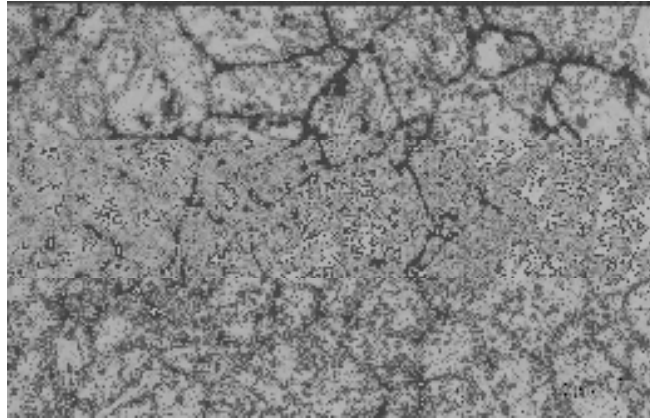


Figura 3.118 Microestructura de la probeta 5, en el sentido transversal (periferia)

3.7 Bibliografía

1. Callister, William D. *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994.
2. Beddoes, Jonathan y Parr, J. Gordon. *Introduction to Stainless Steels*. 3rd Edition. OH, USA : ASM International, 2003.
3. Dieter, George E. *Mechanical Metallurgi*. UK : McGraw-Hill, 1988.
4. Kalpakuian, S. *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. s.l. : Addison-Wesley.
5. ASM Handbook Committee. *Mechanical Testing. ASM Handbook*. OH, USA : ASM International, 1985, Vol. 8.
6. Bertram, Albrecht. *Elasticity and Plasticity of Large Deformation. An Introduction*. 2nd. Geermany : Springer, 2008.
7. Han, P., [ed.]. *Tensile Testing*. OH, USA : ASM International, 1992.
8. Hayden, H.W., Moffatt, W.G. y Wulff, J. *Mechanical Behavior. The Structure and Properties of Materials*. New York, USA : John Wiley & Sons, 1965, Vol. III.
9. McClintock, F.A. y Argon, A.S. *Mechanical Behavior of Materials*. MA, USA : Addison-Wesley Publishing Co., 1966.
10. Marin, J. *Mechanical Behavior of Engineering Materials*. NJ, USA : Prentice-Hall, 1962.
11. Tegart, W.J.M. *Elements of Mechanical Metallurgy*. New York, USA : The Macmillan Company, 1966.
12. Boyer, H.E., [ed.]. *Atlas of Stress-Strain Curves*. OH, USA : ASM International, 1986.

4 Discusión

4.1 Importancia de los datos a temperatura elevada en aceros inoxidables

La importancia de la caracterización del comportamiento de aceros inoxidables a temperatura elevada, en particular el tipo 304, se debe a las diferentes aplicaciones en las que estos materiales son utilizados.

4.1.1 Industria Química

El acero inoxidable 304 se utiliza en el transporte y almacenamiento de químicos. La producción del ácido nítrico al 95%, se da usualmente por la oxidación de amoníaco, lo que implica temperatura elevada y por esta razón el comportamiento mecánico del material es un factor primordial de diseño (72).

El amoníaco, usado en la manufactura de álcalis, fertilizantes y ácido nítrico, y en estado líquido como refrigerante comercial, está formado principalmente por gas natural cuyo componente principal es metano. El proceso para la obtención de cualquiera de los productos mencionados implica temperatura elevada, por lo que los materiales utilizados deben ser resistentes a la oxidación y capaces de operar a esa temperatura. El acero inoxidable 304 se utiliza en tanques de desulfurización, en aislantes térmicos externos de tuberías y tubos, en varillas y soportes de las tuberías y tubos. Los aceros inoxidables austeníticos se utilizan en casos en los que se contiene o transporta amoníaco en gas o en agua (72).

4.1.2 Intercambiadores de calor

En esta aplicación la conservación del calor es muy importante, tanto en la manufactura como en la generación de energía. El tipo más común es en el que el calor se transfiere de vapor circulando por la carcasa al agua pasando por los tubos. El material más económico para esto es el acero inoxidable (ferrítico o austenítico) ya que sostendrá su resistencia a las temperaturas de operación (comportamiento mecánico a temperatura elevada) y mantendrá sus propiedades de transferencia de calor debido a que no se acumulan depósitos aislantes (72).

En este caso se pueden dar fenómenos de fluencia y de corrosión localizada y por estas razones es importante estudiar el comportamiento mecánico de los aceros inoxidables (austeníticos) a temperatura elevada.

4.1.3 Sistemas de escape (Automotriz)

En este caso, el acero inoxidable tipo 304 se utiliza en el tubo de escape, debido a la alta temperatura de los gases que circulan por este sistema de los automóviles. Aunque se ha optado por el acero tipo 409, debido a que se puede utilizar en todo el sistema de escape (72).

4.1.4 Pilas

El centro de investigación Inasmet Tecnalía en España está desarrollando una nueva generación de pilas secas, con ánodo hecho de acero inoxidable austenítico fabricado por pulvimetalurgia. El proyecto todavía se encuentra en experimentación, pero lo que pretenden lograr es la sustitución de pilas de Ni-Cd por esta nueva generación en la que el ánodo trabaja a temperatura elevada (2).

4.1.5 Otras aplicaciones

Otras aplicaciones de los aceros inoxidables a temperatura elevada incluyen (72):

- Válvulas en motores para automóviles (aceros inoxidables austeníticos 21-2N y 21-4N)
- Turbinas de agua (acero inoxidable austenítico 301 y un acero inoxidable que contiene cobalto, manganeso y nitrógeno)
- Turbinas de vapor (aceros inoxidables martensíticos 403, 410, 422 y 431)
 - Álabes (aceros inoxidables ferríticos)

4.2 Coeficiente de dilatación térmica (α)

Como se puede ver en las curvas de extensión-temperatura (Figuras 3.2 a 3.7), en ambos valores medidos por la máquina de tracción durante el calentamiento de la probeta, si la carga de tracción que sufre la probeta permanece en 0 MPa el coeficiente de dilatación térmica es el esperado, cercano a los $18.7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. Sin embargo, si durante el calentamiento el esfuerzo permanece constante en 70.15 MPa, el coeficiente de dilatación térmica crece en un 12.5%³⁸. Ya que este esfuerzo está por debajo del límite elástico, inclusive a temperatura elevada, es de esperarse que haya un movimiento mínimo de dislocaciones y de planos atómicos por efecto del esfuerzo.

Tal como indica Neumann, en algunas aleaciones cargadas con rapidez a baja temperatura, se producen maclas delgadas de tipo lamelar denominadas bandas de Neumann, lo cual es una explicación al

³⁸ Pendiente de la recta de la curva extensión-temperatura de la probeta 2 entre la pendiente de la recta de la curva extensión-temperatura de la probeta 3 y 4: $m_2/m_3=0.0099/0.0088=1.125$ lo que implica un incremento del 12.5%.

incremento del coeficiente de expansión térmica. Aunque en algunas gráficas anteriores (Figura 3.11) se podría intuir un comportamiento curvo en los datos de deformación-temperatura, el ajuste de las líneas rectas que determinan la ecuación es suficientemente bueno para que el coeficiente de correlación (R^2) sea mayor a 0.99 lo que hace suponer un comportamiento lineal en el material (74; 75; 10).

La microestructura del material en su estado original (Figuras 3.46 a 3.49) presenta granos angulados, en donde la presencia de maclas es evidente tal como lo reportan autores como Dieter, Hamdi y Beddoes, entre otros. Por otro lado no se observan gran cantidad de poros o defectos que pudieran explicar la diferencia en el coeficiente de dilatación térmica, como el efecto de espacios vacíos ocupados por material deformado (72; 74; 75; 10; 76).

Las implicaciones de este resultado son:

1. En piezas mecánicas que contengan concentradores de esfuerzos, la diferencia en los esfuerzos locales se verá magnificada cuando la pieza sea sometida a temperatura elevada.
2. La falta de homogeneidad en la microestructura, específicamente entre el centro de la pieza y su periferia (lo cual se puede observar en la Figura 4.1) y la diferencia entre la forma de los granos (y presencia de bandas de Neumann en la microestructura) puede provocar una diferencia en los coeficientes de dilatación térmica, y en piezas de sección transversal considerable que funcionen a temperatura elevada pueden causar la presencia de esfuerzos residuales en el interior de la pieza.

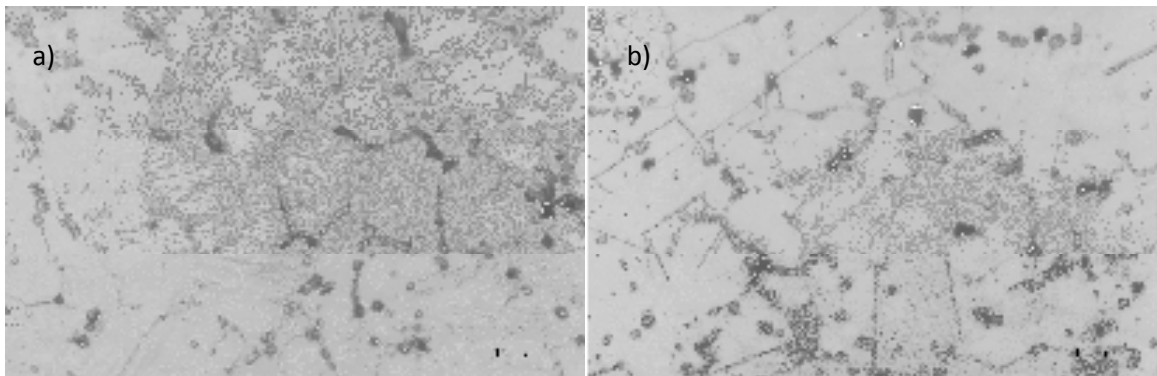


Figura 4.1 Microestructura después de un tratamiento térmico de 2h23 de estabilización a 850°C. a) Centro de la pieza, b) Periferia de la pieza

Más específicamente, como se observa al comparar las figuras 4.2 y 4.3, la presencia de un mayor número de maclas en la periferia provocará durante el calentamiento esfuerzos de compresión angular cerca de la superficie mientras que las zonas internas de la pieza pueden sufrir esfuerzos tractivos.

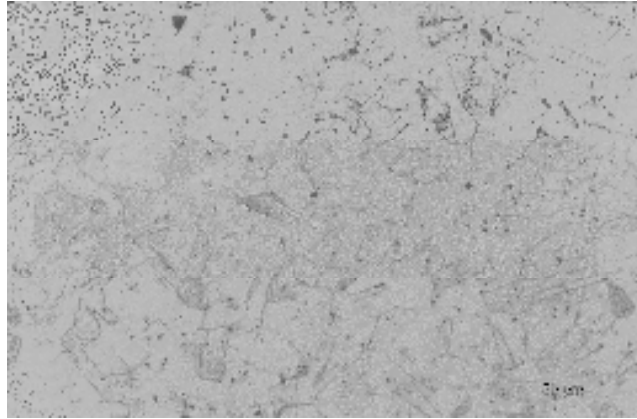


Figura 4.2 Microestructura del material en su estado original (zona central)

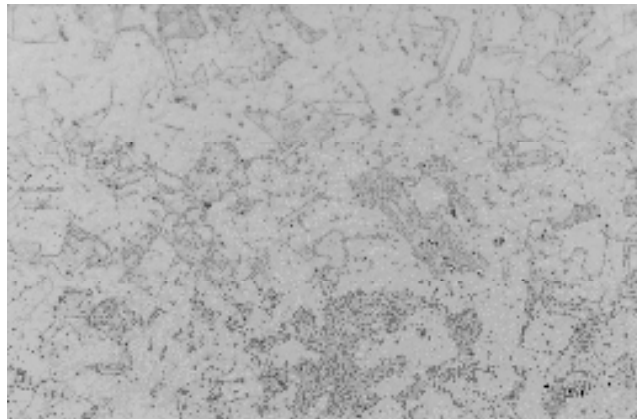


Figura 4.3 Microestructura del material en su estado original (periferia)

4.3 Efecto de los tratamientos térmicos

Para poder analizar el efecto que tiene la temperatura sobre la microestructura del acero, independientemente de la carga mecánica, se realizaron tratamientos térmicos tal como lo indica la tabla 2.2 en una mufla sin atmósfera controlada.

Analizando únicamente la parte central de las muestras, en donde se puede suponer que los procesos de transformación de fases son más lentos y completos, el acero en su estado original presenta una cantidad moderada de precipitados y maclas de recocido (Figuras 3.46 y 3.47), mientras que la muestra tratada a 850C también presenta maclas pero muchos de los precipitados aparecen en las fronteras de grano (Figuras 3.50 a 3.52). Por otra parte, a 700C (Figuras 3.56 a 3.58) se observan precipitados gruesos prácticamente en todas las fronteras de grano y precipitados finos alineados en el interior de los cristales y lo que parecen ser bandas de Neumann (72; 74; 75; 76; 77).

Uno de los aspectos más interesantes al observar estas microestructuras, es que la muestra tratada a 700C presenta un tamaño de grano más grande que la tratada a 850C, incluso considerando que la muestras fueron tratadas el mismo tiempo de estabilización.

Una explicación a este hecho es que la energía térmica a los 700C es solamente suficiente para la maduración y reacomodo de la fase $M_{23}C_6$, mientras que a 850C existe una recristalización completa y la formación de nuevos cristales.

Considerando el efecto térmico en la periferia de las muestras (en donde la velocidad de enfriamiento es más alta), el acero en su estado original (Figuras 3.48 y 3.49) presenta más maclas de recocido y menos precipitados que la zona central, mientras que a 850C (Figuras 3.53 a 3.55) la distribución de los precipitados en las fronteras de grano parece ser más uniforme y existe una combinación de granos grandes y pequeños. A 700C (Figuras 3.59 a 3.61) de nuevo se observan granos grandes combinados con pequeños, así como precipitados en las fronteras de grano, precipitados finos en el interior de los granos, una gran cantidad de maclas (Figura 3.59) y lo que parece ser bandas de Neumann.

La medición del tamaño de grano como se observa en la Figura 4.4, muestra los tamaños de grano medidos tanto en la zona central como en la periferia y el ajuste de una recta exclusivamente para los puntos de la zona central.

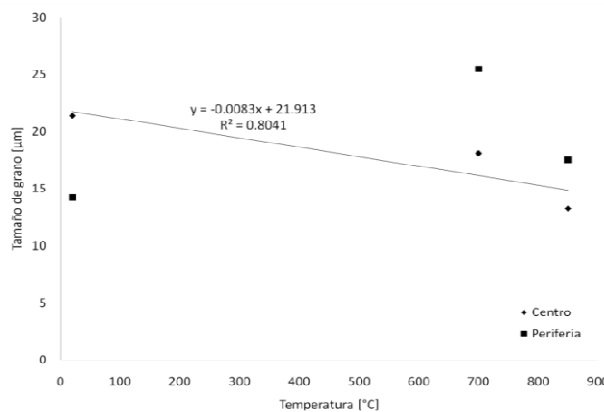


Figura 4.4 Variación del tamaño de grano en muestras con tratamientos térmicos a diferentes temperaturas y tiempos de estabilización

Tanto a 700C como a 850C, los granos de la periferia resultan de mayor tamaño que los de la zona central, seguramente debido a que el proceso de enfriamiento en la superficie, que al ser más rápido, limita el reacomodo de los precipitados y ralentiza la recristalización.

Como ya se había indicado, es muy interesante que a 850C el tamaño de grano sea menor que a 700C y que el acero en su estado original tenga granos en la periferia más grandes que en el centro. Los efectos de estas diferencias microestructurales sobre las propiedades mecánicas a temperatura elevada serán abordadas en la siguiente sección.

Tal como lo proponen Hall y Petch, el esfuerzo de cedencia está relacionado con la siguiente fórmula (75):

$$\sigma_0 = \sigma_i + KD^{-1/2} \quad 4.1$$

Donde σ_0 es el esfuerzo de cedencia, σ_i representa la resistencia de los cristales al movimiento de las dislocaciones, K es la contribución relativa de las fronteras de grano al endurecimiento y D es el tamaño de grano. Esto implica que si el tamaño de grano es decrementado, se pueden esperar resistencias mayores.

Tal como lo indica Durand-Charre, la precipitación discontinua genera morfologías parecidas a las de la perlita, con las partículas alineadas en bandas, lo que sucede claramente en las Figuras 3.58 a 3.62 (77).

La recristalización es un proceso irreversible a diferencia de las transformaciones alotrópicas, por ejemplo la transformación de hierro alfa a hierro gamma al sobrepasar los 912C, pero que al disminuir esa temperatura la variedad alfa reaparece. De igual manera los precipitados se disuelven formando solución sólida cuando la temperatura es superior a la crítica y se precipitan cuando la temperatura desciende de la crítica. Por el contrario, la recristalización una vez lograda no se revierte al disminuir la temperatura por debajo de la de recristalización (75).

Algunas veces la recristalización no comienza de inmediato y cuando se trata de aleaciones con alta energía de defectos de apilamiento, el material forma polígonos y subgranos durante la restauración. Cuando las desorientaciones superan los 30-40°, los subgranos se convierten en núcleos de recristalización. Otras veces sigue el modelo clásico de nucleación y crecimiento, cuando el material tiene baja energía de defectos de apilamiento (75).

Los núcleos de recristalización tienen preferencia a formarse en regiones con alto grado de deformación local, tales como fronteras de grano, bandas de deformación, inclusiones, maclas y zonas periféricas próximas a las superficies libres (75).

4.3.1 Dureza

Como se puede ver en la Figura 3.41, en la cual el eje X es la distancia a la superficie en milímetros, la dureza de la muestra en su estado original permanece constante a lo largo de la superficie. Mientras que la muestra a 700C, en la cual el proceso de precipitación es más intenso y el de recristalización es prácticamente nulo, la dureza se incrementa en la periferia. Por lo anterior y por lo que se observa en las microestructuras a 850C, resulta muy interesante que la zona central de la muestra sea más dura que la periferia, lo cual indica que el interior de la pieza al tener una velocidad de enfriamiento más lenta, sufre recristalización de la austenita y forma granos pequeños y más resistentes.

4.4 Comportamiento mecánico a temperatura elevada

Cuando un metal recristalizado se conforma en caliente, se producen simultáneamente endurecimiento por deformación y ablandamiento del material deformado. Los cuales son mecanismos antagónicos de creación y eliminación de defectos cristalinos (75).

Tal como se puede ver en las figuras 4.5 y 4.6, la resistencia a la tracción del acero disminuye con la temperatura de manera muy importante. Aunque en la sección anterior se explicó que hay una recristalización total, la solución de los precipitados a esa temperatura deja a los cristales con muy poca capacidad para resistir la deformación mecánica y las líneas de tendencia implican que a una temperatura cercana a las 1100C el material dejará de tener comportamiento plástico y tendrá comportamiento visco-plástico.

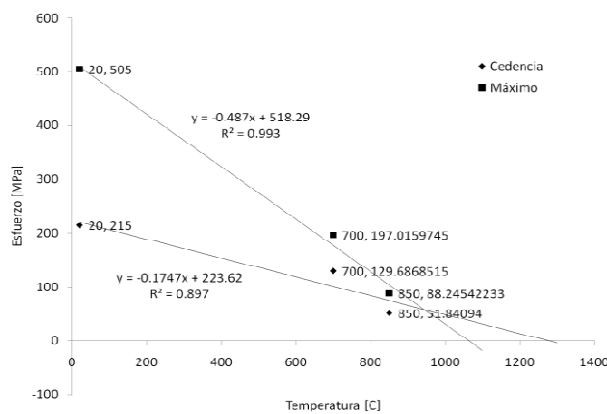


Figura 4.5 Esfuerzos de cedencia y máximos obtenidos después de las pruebas de tensión a temperatura elevada

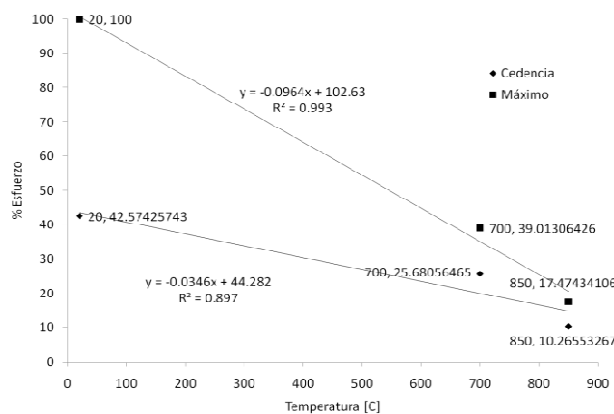


Figura 4.6 Esfuerzos de cedencia y máximos (en porcentaje) obtenidos después de las pruebas de tensión a temperatura elevada

Al comparar las gráficas mostradas en las Figuras 3.15, 3.23 y 3.27, se observa que el material tiene muy bien definido su límite elástico y una zona de deformación ondulada (aserrados) antes de la zona de deformación plástica generalizada. La apariencia de esta curva está relacionada a temperatura ambiente con aceros con bajo contenido de carbono y al deslizamiento simultáneo de planos atómicos o bloques de planos (maclas) a un cierto esfuerzo umbral. Las diferencias entre las tres figuras mencionadas independientemente de variaciones relativamente pequeñas en el valor del esfuerzo, consiste en que esa zona ondulada o aserrada de deformación es más corta en la probeta 4 que permaneció durante un periodo de 1 hora 30 minutos a la temperatura de estabilización y en donde la mayor recrystalización de los granos limita la formación de maclas (75).

Las Figuras 3.18 y 3.30 muestran las probetas ensayadas a 700C. Aunque la curva es similar, la probeta 2 se deformó sin fracturarse hasta que el ensayo fue detenido, mientras que la probeta 5 sí llegó a la fractura. En la Figura 3.34 se puede notar que la probeta 5 tiene mayor resistencia que la probeta 2 lo cual sólo puede ser explicado por el reacomodo de precipitados $M_{23}C_6$, probablemente en bandas, y su efecto como barreras a las dislocaciones, lo cual también explica la mayor fragilidad de la probeta 5 (78; 29; 30; 31; 34; 36).

El hecho de que en ambas curvas se alcance a deformaciones muy pequeñas el máximo de esfuerzo en la curva ingenieril (Figura 3.34) es una indicación de que el material presenta fluencia lenta (creep) a la temperatura de ensayo.

La Figura 3.34 muestra un comparativo de las curvas esfuerzo deformación de las 5 probetas, notándose las dos temperaturas de prueba, 700 y 850C. Ahí se puede observar que las probetas a una temperatura menor (700C) tienen más resistencia que las de 850C, lo que coincide con lo dicho por Pero-Sanz que un material resulta menos resistente y más dúctil, en caliente que en frío. También lo dicho por De, Speer, et al y por Najafzadeh, Jones, et al que descubrieron que la temperatura afecta el comportamiento mecánico del acero inoxidable tipo 304 y que las temperaturas elevadas reducen las propiedades de esfuerzo máximo y de cedencia, reduciendo la curva y trasladándola hacia abajo (78; 7; 8).

Como se puede ver en la Figura 3.36, las probetas ensayadas a 850C tienen resistencias parecidas, independientemente del tiempo de estabilización, mientras que en las probetas ensayadas a 700C, la diferencia es muy importante, lo cual se explica a continuación a partir de las microestructuras observadas en las probetas.

Inclusive esas pequeñas diferencias se pueden explicar debido a la microestructura que presentan las probetas en el eje longitudinal. La Tabla 3.4 muestra el ancho de banda de las muestras obtenidas de las probetas ensayadas a 700C, en donde se nota que con 3 horas de estabilización el ancho de banda es mayor que con 5 minutos. Krauss menciona que un mayor ancho de banda implica una mayor resistencia, por lo que la curva esfuerzo deformación desplaza hacia arriba los esfuerzos de cedencia y máximos, lo cual es evidente observando la Figura 3.34 (16).

4.5 Microestructura de probetas ensayadas a temperatura elevada

4.5.1 Secciones longitudinales

4.5.1.1 850C con 5 minutos de estabilización

Las Figuras 3.62 y 3.63 presentan la estructura bandeada en la zona central en donde las bandas están principalmente marcadas por los precipitados y por la morfología de los granos. Además, los precipitados no están preferentemente localizados en las fronteras de grano sino a lo largo de la microestructura.

En la zona de la periferia (Figuras 3.64 y 3.65), los granos parecen ser de menor tamaño, aunque las bandas de precipitados están separadas por espacios más grandes.

4.5.1.2 850C con 1 hora de estabilización

Como era de esperarse, el número de bandas, formadas por precipitados del tipo $M_{23}C_6$, aparecen en la zona central en menor cantidad y de longitud más corta, como se aprecia en las Figuras 3.72, 3.73 y 3.74, mientras que en la periferia las bandas son muy cortas (Figuras 3.75 y 3.76) y en porcentaje muy pequeño.

4.5.1.3 850C con 1 hora 30 minutos de estabilización

En este caso, las bandas formadas por precipitados de nuevo tienden a desaparecer y hacerse más cortas y ensanchadas (Figuras 3.81, 3.82 y 3.83), lo cual es evidencia de un proceso de coalescencia de los precipitados.

La coalescencia es un fenómeno que sucede cuando los precipitados o ramas de dendritas se pegan unas con otras y forman un solo precipitado de mayor tamaño o una sola rama de dendrita, según sea el caso. Resulta muy interesante la microestructura presente en las Figuras 3.84 y 3.85 en donde de nuevo tienden a desaparecer los precipitados en la periferia de la muestra y a formar estructuras por efecto de la coalescencia. Además se aprecian estructuras bandeadas y muy finas que corresponden a los granos de austenita (77).

4.5.1.4 700C con 5 minutos de estabilización

En las Figuras 3.90, 3.91 y 3.92, se aprecian estructuras bandeadas formadas tanto por los precipitados como por los granos, aunque la coalescencia y maduración de los precipitados es mucho más intensa que a 850C. Incluso la Figura 3.91 presenta precipitados que parecen colocarse en sentido perpendicular a la estructura bandeada.

La maduración surge cuando a una partícula, en este caso un precipitado, se adhieren otras de mucho menor tamaño, de esta manera la nueva partícula se vuelve una unidad. En ciertas fases compuestas la maduración de dendritas puede involucrar la formación de facetas cristalográficas que representan el fácil crecimiento de planos. Este es también un proceso que convierte las microestructuras en burdas. A diferencia de lo anterior, la periferia tiene precipitados formando estructuras bandeadas y algunos cristales de austenita comienzan a formar bandas (77).

Las Figuras 3.94, 3.95 y 3.96 fueron obtenidas muy cerca de la estricción, en donde las bandas de precipitados se ven inclinadas debido a la aparición del cuello. Las bandas en este lugar se observan más pegadas unas a otras.

4.5.1.5 700C con 3 horas de estabilización

La microestructura de esta probeta parece ser un caso aparte de las estructuras bandeadas de los casos anteriores, aunque parece una microestructura anisotrópica y que corre en el sentido longitudinal de la probeta. No se observan bandas de los precipitados sino granos o estructuras de granos austeníticos con precipitados en las fronteras de grano y pocos precipitados de menor tamaño en el interior de los cristales. Como se aprecia en la Figura 3.104, el intenso proceso de coalescencia y maduración, incluso deja rastros de estructuras dendríticas.

En las Figuras 3.105 y 3.106 cercanas a la estricción, los granos son más delgados y hay una mayor coalescencia y estructuras más gruesas de precipitados.

En un caso similar (Figuras 3.107 y 3.108) que coincide con la periferia de la muestra, la microestructura tiene granos inclinados debido a la formación del cuello y estructuras todavía más delgadas.

Las zonas de fractura (la cual no apareció en las probetas anteriores) se presentan en las Figuras 3.109 y 3.110. En ellas parece evidente que la separación del material se logra al tirar de las estructuras bandeadas y arrancarlas de la matriz y no parece ser una fractura que haya avanzado de forma transversal a la probeta.

4.5.2 Secciones transversales

4.5.2.1 850C con 5 minutos de estabilización

Las Figuras 3.68, 3.69 y 3.70 muestran que la microestructura en la zona central contiene maclas de recocido y precipitados del tipo $M_{23}C_6$, los cuales se encuentran distribuidos uniformemente en toda la superficie.

Comparándola con la periferia (Figuras 3.71, 3.72 y 3.73) observamos una mayor cantidad de maclas presentes, mientras que los precipitados conservan el mismo tipo de distribución que la zona central.

4.5.2.2 850C con 1 hora de estabilización

La microestructura de la zona central (Figuras 3.79 y 3.80), como era de esperarse por lo analizado en las muestras longitudinales, muestra una gran cantidad de maclas de recocido. Los precipitados se encuentran distribuidos dentro de los cristales y algunos en las fronteras de grano, como se puede ver más claramente en la Figura 3.80, en donde también se puede notar la coalescencia de los precipitados.

En contraposición con las muestras con 5 minutos de estabilización, la microestructura de la periferia mostrada en las Figuras 3.81 y 3.82 presenta una menor cantidad de maclas de recocido. También hay una mayor cantidad de precipitados, éstos a su vez de mayor tamaño, probablemente formados por coalescencia, y algunos en las fronteras de grano.

4.5.2.3 850C con 1 hora 30 minutos de estabilización

En la zona central (Figuras 3.88 y 3.89) notamos que las maclas de recocido son notorias. Los precipitados están dentro de los cristales, y algunos, formados por coalescencia, se concentran en las fronteras de grano, como se observa claramente en la Figura 3.89.

Como se observa también en las muestras con 1 hora de estabilización, la microestructura de la periferia (Figuras 3.90 y 3.91) muestra algunas maclas de recocido, en menor cantidad que en la zona central. Otra diferencia con la zona central radica en el tamaño de los precipitados que son evidentemente más grandes, aunque tienen la misma distribución que en la zona central (en el interior de los cristales y algunos en las fronteras de grano). Los precipitados encontrados en las fronteras de granos presentan evidencia de coalescencia y maduración.

4.5.2.4 700C con 5 minutos de estabilización

En este caso, Figuras 3.99, 3.100 y 3.101, es evidente la existencia de maclas de recocido y también una gran cantidad de los precipitados concentrados en las fronteras de grano (inicios de coalescencia) mientras que el resto se encuentra dentro de los cristales.

Por otra parte, en la periferia (Figuras 3.102, 3.103 y 3.104) están presentes una gran cantidad de maclas de recocido, similar a lo sucedido a 850C y con 5 minutos de estabilización. Otra diferencia es que un mayor porcentaje de precipitados se concentra en las fronteras de grano, donde se pueden ver los efectos de coalescencia y maduración. Además resultan muy interesantes los pequeños precipitados que se ven en el interior de los cristales (Figura 4.7) cuyas figuras geométricas son una indicación del crecimiento ordenado de los mismos en la matriz cristalina.

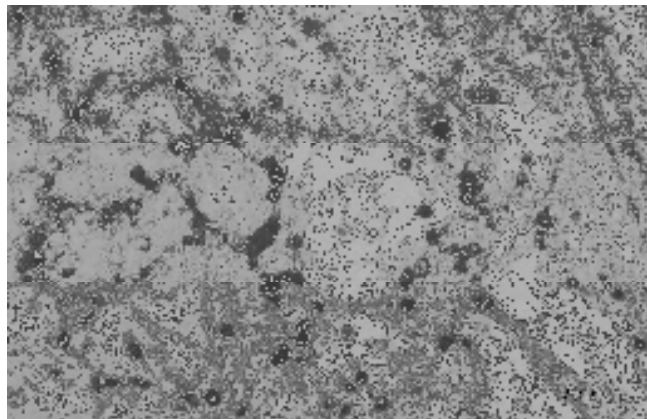


Figura 4.7 Microestructura de la probeta 2, en el sentido transversal (periferia)

Para ciertas composiciones y temperaturas, los diferentes elementos en solución sólida pueden ocupar lugares específicos en la estructura cristalina, para formar sub-redes entretrejidas. Cuando esto sucede, se dice que la solución sólida está ordenada, y corresponde a una nueva estructura cristalina con un menor grado de simetría que una distribución completamente desordenada. La coherencia es generalmente inexistente entre la matriz y partículas de segunda fase en los sistemas de endurecimiento por dispersión. El ordenamiento o coherencia está acompañado por un incremento en la dureza en comparación con la estructura desordenada, debido a que el precipitado coherente produce un campo de deformación incrementada en la matriz y esto es lo que incrementa la dureza. La coherencia disminuye al incrementar el tiempo de recocido, por lo que al incrementar el tiempo de estabilización debe disminuir la cantidad de partículas ordenadas (75; 77).

4.5.2.5 700C con 3 horas de estabilización

Esta microestructura (Figuras 3.115 y 3.116) presenta maclas de recocido pero en mucha menor cantidad en comparación con todas las muestras anteriores y además se observan granos muy grandes y otros muy pequeños. Por otra parte, la gran mayoría de los precipitados se encuentran concentrados en

las fronteras de grano (Figura 3.116), y unos pocos dentro de los cristales. Se aprecian unos pocos precipitados ordenados en la microestructura.

La zona de la periferia (Figuras 3.117 y 3.118) también muestra granos muy grandes y muy pequeños. Se encuentran maclas de recocido y los precipitados concentrados en las fronteras de grano y algunos dentro de los cristales. En otras palabras no se encuentran diferencias visibles o evidentes en la microestructura de la zona central y la de la periferia de la probeta.

4.6 Resumen de resultados

Se presentan en las siguientes tablas (Tabla 4.1 y Tabla 4.2) los resultados de manera resumida, tanto de propiedades mecánicas como de características microestructurales detectadas en las muestras. Estas últimas se dividen en:

- Tamaño de grano
- Maclas de recocido
- Bandas de Neumann
- Estructuras bandeadas
- Coherencia de precipitados
- Coalescencia y maduración de precipitados

Muestra				Original	1	2
Temperatura [C]				20	850	700
Tiempo de estabilización [h]				0	2:23	2:23
Zona de análisis	Centro	Transversal	Tamaño de grano [μm]	21.4	13.3	18.1
			Dureza [HV]	173	260.7	194.6
			Microestructura	M3 P	M2 PF1	M1 PF2 BN1
	Periferia	Transversal	Tamaño de grano [μm]	14.2	17.5	25.4
			Dureza [HV]	182.9	162.7	226.7
			Microestructura	M4 P	M3 PF1	M1 PF3 BN2

Tabla 4.1 Resumen de resultados de tratamientos térmicos en mufla. La comparación se realiza contra el material en su estado original. Nomenclatura: M=maclas de recocido, P=precipitados sin distribución aparente, PF=precipitados en fronteras de grano, BN=Bandas de Neumann. El número que se encuentra a la derecha de las siglas indica la cantidad de esta estructura, un menor número significa menor cantidad presente en la muestra.

Aunque la observación microestructural se realizó a temperatura ambiente y, por tanto, los procesos de formación de precipitados, recristalización y formación de nuevas estructuras, no corresponden directamente a la estructura presente durante el ensayo de tracción, se puede entender la influencia de estos fenómenos con consideraciones como las siguientes:

- La resistencia a la cedencia y resistencia máxima del material está directamente influenciada por el tamaño de grano, por la presencia de precipitados de tamaño fino y el ancho de banda.
- La dureza del material es influenciada por la posible coherencia de los precipitados, la aparición de estos últimos en las fronteras de grano y la presencia de Bandas de Neumann.
- Las maclas de recocido y el ancho de la estructura bandeada tiene una influencia importante en el comportamiento plástico del material.

Probeta			Original	1	2	3	4	5
Temperatura [C]			20	850	700	850	850	700
Tiempo de estabilización [h]			0	0:05	0:05	1:00	1:30	3:00
Esfuerzo de cedencia [MPa]			215	48.2	128.6	55.5	55.4	130.8
Esfuerzo máximo [MPa]			505	79.9	170.8	94.7	90.2	223.2
Zona de análisis: centro	Longitudinal	Ancho de banda [μm]	-	11.0	4.7	11.1	13.6	9.0
		Microestructura	-	M3 B3 BP3 PF1 PC1	B5 BP5 PF2 PC2 PM2	M2 B2 BP2 PF1	M2 B1 BP1 PF1	B4 BP4 PF3 PC3 PM1
		Tamaño de grano [μm]	21.4	18.9	6.8	11.9	12.7	12.4
	Transversal	Tamaño de grano [μm]	21.4	18.9	6.8	11.9	12.7	12.4
		Microestructura	M1 P	M2 PI3 PC2 PM2 PF1	M5 PI1 PC4 PF4 PM2	M3 PI3 PC1 PM1 PF1	M4 PI3 PC2 PM2 PF2	M5 PI1 PC5 PF5 PO
		Ancho de banda [μm]	-	10.7	3.9	10.8	8.8	4.6
Zona de análisis: periferia	Longitudinal	Ancho de banda [μm]	-	10.7	3.9	10.8	8.8	4.6
		Microestructura	-	M3 B3 BP3 PF1 PC1	B4 BP4 PF2 PC4 PM3	M2 B1 BP2 PF1	M2 B3 BP1 PF1	B4 BP4 PF3 PC3 PM1
		Tamaño de grano [μm]	14.2	11.1	6.2	7.4	7.8	10.4
	Transversal	Tamaño de grano [μm]	14.2	11.1	6.2	7.4	7.8	10.4
		Microestructura	M3 P	M1 PI3 PC2 PM2 PF1	M5 PI1 PC4 PM4 PF4 PO	M3 PI3 PC2 PM2 PF1	M4 PI3 PC3 PM3 PF3	M5 PI3 PC4 PF4 PO
		Ancho de banda [μm]	-	10.7	3.9	10.8	8.8	4.6

Tabla 4.2 Resumen de resultados de ensayos de tensión a temperatura elevada Nomenclatura: M = maclas de recocido, P = precipitados sin distribución aparente, PI = precipitados dentro de los cristales, PF = precipitados en fronteras de grano, PC = precipitados con coalescencia, PM = precipitados madurados, PO = precipitados ordenados, B = Bandas, BP = Bandas formadas por precipitados, BN = Bandas de Neumann. El número que se encuentra a la derecha de las siglas indica la cantidad de esta estructura, un menor número significa menor cantidad presente en la muestra.

Existen varios efectos que implican cambios en la curva esfuerzo-deformación, como son:

1. La existencia de maclas produce aserrados entre el comportamiento elástico y plástico del material.
2. Un incremento en la temperatura de prueba reduce la resistencia del material y, por lo tanto, un desplazamiento de la curva hacia abajo.
3. Un mayor ancho de banda eleva el esfuerzo máximo y por lo tanto desplaza un poco hacia arriba la curva esfuerzo deformación.

El tiempo de estabilización, por su parte produce distintos resultados:

1. Poco tiempo de estabilización produce un mayor número de maclas en la periferia que en el centro de la muestra. También permite que ciertos precipitados estén ordenados respecto a la matriz en la periferia de la misma.
2. Mayor tiempo de estabilización genera una mayor cantidad de maclas, tanto en la periferia como en el centro en comparación con las que tuvieron poco tiempo de estabilización. En los casos con tiempos de estabilización altos, la cantidad de maclas es similar tanto en el centro como en la periferia de las muestras. A su vez, se permite la migración de los precipitados a las fronteras de grano donde se pueden observar efectos como coalescencia y maduración de los mismos.

Las bandas sólo se producen a alta temperatura, curiosamente a 700C se observaron mayor número de bandas que a 850C. Otro fenómeno que se presenta a la menor temperatura es una mayor coalescencia y maduración de precipitados en las muestras obtenidas en cortes longitudinales.

El calentamiento hecho con carga implica un cambio en el coeficiente de dilatación térmica, lo que facilita fenómenos como la fluencia, efecto que se observa al analizar las curvas a 700C.

Los tratamientos térmicos sin deformación muestran que con ese tiempo de calentamiento, se crea una cantidad importante de maclas de recocido y bandas de Neumann, sin olvidar que los precipitados se encuentran en su mayoría en las fronteras de grano.

4.7 Bibliografía

1. **Beddoes, Jonathan and Parr, J. Gordon.** *Introduction to Stainless Steels*. 3rd Edition. OH, USA : ASM International, 2003.
2. *INASMET-Tecnalia, pasión por el futuro*. [En línea] 18 de Marzo de 2009. [Citado el: 22 de Marzo de 2009.] <http://www.inasmet.es/home.aspx?tabId=1>.

3. **Callister, William D.** *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994.
4. **Dieter, George E.** *Mechanical Metallurgy*. UK : McGraw-Hill, 1988.
5. **Anderson, J.C., y otros.** *Ciencia de los Materiales*. [ed.] 2a. México : Limusa, 1998.
6. *Evaluation of the Role of Deformation Twinning in Work Hardening Behavior of Face-Centered-Cubic Polycrystals*. **Hamdi, Farzad and Asgari, Sirous**. USA : s.n., February 2008, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, pp. 294-303.
7. **Durand-Charre, Madeleine.** *Microstructure of Steels and Cast Irons*. Germany : Springer-Verlag, 2004.
8. **Pero-Sanz Elorz, José Antonio.** *Ciencia e ingeniería de materiales*. 4a. Madrid, España : CIE Inversiones Editoriales - Dossat, 2000.
9. *A Model for Ferrite/Pearlite Band formation and Prevention in Steels*. **Rivera-Díaz-Del-Castillo, P.E.J., Sietsma, J. y Van Der Zwaag, S.** February 2004, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, págs. 425-433.
10. *Development of Microstructural Banding in Low-Allow Steel with Simulated Mn Segregation*. **Majka, Ted F., Matlock, David K. y Krauss, George.** June 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 1627-1637.
11. *A Comparison of Mechanical Properties and Hydrogen Embrittlement Resistance of Austempered vs Quenched and Tempered 4340 Steel*. **Tartaglia, John M., y otros.** March 2008, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, págs. 559-576.
12. *Effect of Microstructural Banding in Steel*. **Grange, R.A.** February 1971, Metallurgical Transactions, Vol. 2, págs. 417-426.
13. *Microstructural Banding and Failure of a Stainless Steel*. **Stauffer, A.C., Koss, D.A. y McKirgan, J.B.** April 2004, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 35A, págs. 1317-1324.
14. *Deformation-Induced Phase Transformation and Strain Hardening in Type 304 Austenitic Stainless Steel*. **De, Amar K., y otros.** June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 1875-1886.
15. *The Strain Dependence of Postdynamic Recrystallization in 304H Stainless Steel*. **Najafizadeh, A., y otros.** June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 1899-1906.
16. *Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels*. **Krauss, George.** December 2003, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 34B, pp. 781-792.

4 Conclusiones

4.1 Coeficiente de dilatación térmica

- Si el calentamiento se realiza sin carga, el coeficiente de dilatación térmica es el esperado, sin importar que sea hasta temperaturas mayores a las reportadas como el rango de temperaturas en las que el valor es válido, además de presentar un comportamiento lineal. Si por el contrario se aplica una carga constante menor al límite elástico (en este caso 8 kN) el coeficiente de dilatación térmica crece en un 12.5%. El cambio en el coeficiente de dilatación térmica se explica con el movimiento de dislocaciones y planos atómicos por efecto del esfuerzo producido al aplicar la carga. Otra explicación es la creación de bandas de Neumann.

4.2 Tratamientos térmicos en mufla

- Este material, sin importar el tratamiento térmico que se le realice, presenta siempre maclas de recocido en las secciones transversales.
- La falta de homogeneidad en la microestructura, entre el centro y la periferia de la pieza y la diferencia entre la forma de los granos puede provocar una diferencia en los coeficientes de dilatación térmica. En piezas de gran tamaño esto puede inducir a la existencia de esfuerzos residuales en el interior de las mismas.
- Comparando las microestructuras de muestras procedentes de tratamientos térmicos, se concluye que el material permaneciendo 2 horas 23 minutos a 850C presenta maclas al igual que el estado original. La diferencia radica en que una gran cantidad de precipitados se encuentran en las fronteras de grano. Permaneciendo el mismo tiempo a 700C, prácticamente en todas las fronteras de grano se encuentran precipitados gruesos mientras que ciertos carburos finos forman bandas de Neumann alineadas en el interior de los cristales.
- Estos tratamientos térmicos crean en la microestructura una cantidad importante de maclas de recocido y bandas de Neumann. Los precipitados, en su mayoría, se encuentran en las fronteras de grano.
- La energía térmica a 700C es posiblemente la causante del mayor tamaño de grano en comparación con la muestra tratada a 850C, ya que es solamente suficiente para la maduración y reacomodo de los precipitados del tipo $M_{23}C_6$. La energía térmica a 850C permite una recristalización completa y la formación de nuevos cristales.
- Debido a que el proceso de enfriamiento en la superficie es más rápido que en el interior, se limita el reacomodo de los precipitados y se ralentiza la recristalización. Esto provoca que tanto

a 700C como a 850C, los granos de la periferia resulten de mayor tamaño que los de la zona central.

- Debido a la velocidad de enfriamiento más lenta en la zona central de la muestra tratada a 850C, la austenita en esta parte de la pieza sufre recristalización y forma granos pequeños y resistentes. Por esta razón la zona central es más dura que la periferia.
- La dureza de la muestra a 700C, en comparación, se explica por el intenso proceso de precipitación que sufre, ya que en este caso la periferia es más dura que la zona central.

4.3 Comportamiento mecánico a temperatura elevada

- La resistencia a la tracción del acero disminuye al incrementar la temperatura debido a la solución sólida de los precipitados en la matriz austenítica que deja a los cristales con poca capacidad de resistir la deformación mecánica.
- El material probado a 850C tiene muy bien definido el límite elástico, lo que se nota por aserrados, provocados por la creación de maclas, antes de la zona de comportamiento plástico. Estos aserrados se disminuyen al incrementar el tiempo de estabilización debido a que la mayor recristalización de los granos limita la formación de maclas.
- Las curvas esfuerzo-deformación del material ensayado a 700C muestran un máximo de esfuerzo a deformaciones muy pequeñas, lo que es evidencia de que el material presenta fluencia lenta a esta temperatura.
- Un mayor tiempo de estabilización a esta temperatura implica un mayor ancho de banda, lo que produce una mayor resistencia. Además el reacomodo de carburos en este tipo de estructuras y su efecto como barreras al movimiento de dislocaciones provocan además de una mayor resistencia, una mayor fragilidad, por lo que sólo una probeta (ensayada a 700C, con 3 horas de estabilización) se fracturó. Esta fractura se logró al tirar de las estructuras bandeadas y arrancarlas de la matriz.
- Comparando las curvas esfuerzo-deformación de ambas temperaturas se nota que una menor temperatura provoca mayor resistencia, debido a que las curvas se encuentran por arriba de las probadas a una mayor temperatura.
- Un mayor tiempo de estabilización produce mayor ancho de banda. Un mayor ancho de banda produce mayor resistencia en el material. Por estas razones, las curvas esfuerzo-deformación provenientes de una probeta con un mayor tiempo de estabilización se encuentran por arriba de las provenientes de un menor tiempo de estabilización.

4.4 Microestructura de probetas ensayadas a temperatura elevada

- Al incrementar el tiempo de estabilización se incrementa la coalescencia de los precipitados en las fronteras de grano.
- Los ensayos de tensión a temperatura elevada, en este material, producen bandas en el sentido longitudinal. A 700C hay una mayor cantidad de bandas, y la coalescencia y maduración de precipitados es mucho más intensa que a 850C.
- 3 horas de estabilización a 700C produce una microestructura anisotrópica en el sentido longitudinal, formando granos muy alargados en lugar de bandas que poseen la mayoría de los precipitados en las fronteras de grano. En el sentido transversal, la microestructura no presenta diferencias entre la zona central y la periferia.
- Con poco tiempo de estabilización hay una mayor cantidad de maclas presentes en la periferia que en la zona central, mientras que al incrementar el tiempo de estabilización el comportamiento se revierte. Esto sucede sin importar la temperatura de prueba.
- Las microestructuras provenientes de los ensayos de tensión a 700C, sin importar el tiempo de estabilización, presentan precipitados ordenados o coherentes respecto a la matriz cristalina en la periferia de las probetas.
- Los precipitados ordenados son otra razón por la cual la dureza de las muestras a 700C se ve incrementada en la periferia en comparación con la zona central.

4.5 Conclusiones generales

- La aplicación de esfuerzos mecánicos durante el calentamiento en la fabricación de piezas de acero inoxidable tipo 304 tiene un efecto importante en el coeficiente de dilatación térmica (este valor puede variar hasta en un 12.5%). Lo anterior implica que el diseño de piezas sometidas a temperatura elevada y fabricadas con este acero debe considerar los esfuerzos residuales provocados, no sólo por la dilatación térmica en sí, sino por gradientes de dilatación térmica.
- Los tratamientos térmicos en mufla confirman que a 700C la recristalización de la austenita no es significativa y las modificaciones microestructurales están más relacionadas a la distribución, coalescencia y maduración de los carburos $M_{23}C_6$, mientras que a 850C los granos de austenita se regeneran y recristalizan, incluso formando granos de menor tamaño que los originales.
- Contrario a lo que se esperaría del comportamiento mecánico a temperatura elevada, prolongar los tiempos de estabilización, por ejemplo a 850C, tiene como efecto la disminución de los granos de austenita y un incremento en la resistencia mecánica del material. Lo anterior está directamente relacionado al ancho de banda en la dirección longitudinal en la barra de acero

inoxidable, lo que implica un comportamiento anisotrópico del material que no desaparece a temperatura elevada.

- Las posibilidades de aplicación del acero inoxidable tipo 304 u otros aceros parecidos en condiciones extremas de temperatura, se ha vuelto, en los últimos años, un tema relevante debido a aplicaciones que incluyen el diseño de pilas de nueva generación, intercambiadores de calor y procesos químicos en donde la comprensión de las relaciones entre la microestructura del material y su resistencia mecánica pueden resultar en diseños más ligeros, más durables o más eficientes.

6 Bibliografía

Anderson, J.C., y otros. *Ciencia de los Materiales*. [ed.] 2a. México : Limusa, 1998.

Creep and Recovery. **Andrade, E.N. da C.** OH,USA : American Society for Metals, 1957, Proc. R. Soc. London, Vol. 90A, pp. 329-342.

ASM Handbook Committee. *Stainless Steel. Metals Handbook*. 9th. OH, USA : ASM International, 1978, Vol. I **Bai, Y.L.** 1990, Res. Mechanica., Vol. 32, págs. 133-203.

Beddoes, Jonathan and Parr, J.Gordon. *Introduction to Stainless Steels*. 3rd. OH, USA : ASM International, 2003.

Bertram, Albrecht. *Elasticity and Plasticity of Large Deformation. An Introduction*. 2nd. Germany : Springer, 2008.

Boyer, H.E., [ed.]. *Atlas of Stress-Strain Curves*. OH, USA : ASM International, 1986.

Grain Boundary Segregation of Phosphorus and Sulfur in Types 304L and 316L Stainless Steel and Its Effect on Intergranular Corrosion in the Huey Test. **Briant, C.L.** April 1987, Metallurgical Transactions A, Vol. 18A, pp. 691-699.

Brown, K. 1972, J. Inst. Met., Vol. 100, págs. 341-345.

Callister, William D. *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994.

Factors Influencing the Strength Differential of High Strength Steels. **Chait, R.** February 1972, Metallurgical Transactions, Vol. 3, pp. 365-371.

Deformation-Induced Phase Transformation and Strain Hardening in Type 304 Austenitic Stainless Steel. **De, Amar K., y otros.** June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 1875-1886.

Effects of grain size on the properties of a low nickel austenitic stainless steel. **Di Schino, A., Barteri, M. y Kenny, J.M.** 2003, Journal of Materials Science, Vol. 38, págs. 4725-4733.

Dieter, George E. *Mechanical Metallurgy*. UK : McGraw-Hill, 1988.

Durand-Charre, Madeleine. *Microstructure of Steels and Cast Irons*. Germany : Springer-Verlag, 2004.

Influence of Grain Size and Stacking-Fault Energy on Deformation Twinning in Fcc Metals. **El-Danaf, Ehab, Kalidindi, Surya R. y Doherty, Roger D.** May 1999, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30A, págs. 1223-1233.

Froment, M. 1975, *Journal de Physique*, Vol. 36, pág. 371.

Garofalo, F. *Properties of Crystalline Solids*. USA : ASTM Spec. Tech. Publ., 1960. pág. 82.

Effect of Microstructural Banding in Steel. **Grange, R.A.** February 1971, *Metallurgical Transactions*, Vol. 2, págs. 417-426.

Evaluation of the Role of Deformation Twinning in Work Hardening Behavior of Face-Centered-Cubic Polycrystals. **Hamdi, Farzad y Asgari, Sirous.** USA : s.n., February 2008, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39A, págs. 294-303.

Han, P., [ed.]. *Tensile Testing*. OH, USA : ASM International, 1992.

Hayden, H.W., Moffatt, W.G. y Wulff, J. *Mechanical Behavior. The Structure and Properties of Materials*. New York, USA : John Wiley & Sons, 1965, Vol. III.

Hecker, S.S., y otros. 1982, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13A, págs. 619-626.

Hirth, J.P. y Loth, J. *Theory of Dislocations*. NY, USA : McGraw-Hill, 1968. pág. 292.

Creep Inhibition at Grain Boundaries in a Stainless Steel. **Horsewell, A.** December 1978, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 9A, págs. 1843-1847.

The effect of creep deformation on the stability of intergranular carbide dispersions in an austenitic stainless steel. **Howell, P.R., Nilsson, J.O. y Dunlop, G.L.** 1978, *Journal of Materials Science*, Vol. 13, págs. 2022-2028.

INASMET-Tecnalia, pasión por el futuro. [Online] March 18, 2009. [Cited: March 22, 2009.] <http://www.inasmet.es/home.aspx?tabId=1>.

Kalpakuian, S. *Manufacturing Processes for Engineering Materials*. s.l. : Addison-Wesley.

The Deformation of Low-Stacking-Fault-Energy Austenitic Steels. **Karaman, I., y otros.** July 2002, *JOM*, págs. 31-37.

The Effect of Twinning and Slip on the Bauschinger Effect of Hadfield Steel Single Crystals. **Karaman, Ibrahim, y otros.** March 2001, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32A, págs. 695-706.

Changes in de Subboundary Mesh Size with Creep Strain in 304 Stainless Steel. **Kassner, M.E., Elmer, J.W. y Echer, C.J.** November 1986, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 17A, págs. 2093-2097.

Kaur, I. y Gust, W. *Fundamentals of Grain and Interphase Boundary Difussion*. Stuttgart, Germany : Ziegler Press, 1988. pág. 275.

The Effect of Grain Size on the Shock-Loading Response of 304-Type Stainless Steel. **Kestenbach, H.J. y Meyers, M.A.** December 1976, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 7A, págs. 1943-1950.

On the Effect of Carbide Precipitation during Creep of 304 and 316 Type Stainless Steels. **Kestenbach, H.J.** February 1988, Metallurgical Transactions A, Vol. 19A, págs. 387-389.

Grain-Boundary Structure and Precipitation in Sensitized Austenitic Stainless Steel. **Kokawa, Hiroyuki, Shimada, Masayuki y Sato, Yutaka S.** July 2000, JOM, págs. 34-37.

Kop, T.A., Sietsma, J. y Van Der Zwaag, S. 2001, Materials Science and Technology, Vol. 17, págs. 1569-1574.

Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. **Krauss, George.** December 2003, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 34B, pp. 781-792.

Role of Grain Boundary Character Distribution on Tensile Properties of 304L Stainless Steel. **Kumar, Bandari Ravi, y otros.** May 2007, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 38A, págs. 1136-1143.

Le Coze, J y al, et. 1973, Memoires Scientifiques Review de Metallurgie, Vol. 70, pág. 397.

Le Coze, J. y Biscondi, M. 1974, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 13, pág. 59.

Comparative Study of the Impact Response and Microstructure of 304L Stainless Steel with and without Prestrain. **Lee, Woei-Shyan y Lin, Chi-Feng.** September 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 2801-2810.

Effect of Strain Rate on Stress-Strain Behavior of Alloy 309 and 304L Austenitic Stainless Steel. **Lichtenfeld, Joshua A., Mataya, Martin C. y Van Tyne, Chester J.** January 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 147-161.

Deformation Banding and Ferrite-Type Rolling Textures. **Liu, Guanglei y Duggan, B.J.** January 2001, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32A, págs. 125-134.

Development of Microstructural Banding in Low-Allow Steel with Simulated Mn Segregation. **Majka, Ted F., Matlock, David K. y Krauss, George.** June 2002, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 33A, págs. 1627-1637.

Marin, J. *Mechanical Behavior of Engineering Materials.* NJ, USA : Prentice-Hall, 1962.

McClintock, F.A. y Argon, A.S. *Mechanical Behavior of Materials.* MA, USA : Addison-Wesley Publishing Co., 1966.

Anelasticity and creep transients in an austenitic steel. **Morris, D.G.** 1978, Journal of Materials Science, Vol. 13, págs. 1849-1854.

Murr, L.E., Staudhammer, K.P. y Hecker, S.S. 1982, Metallurgical Transactions A, Vol. 13A, págs. 627-635.

The Strain Dependence of Postdynamic Recrystallization in 304H Stainless Steel. **Najafizadeh, A., y otros.** June 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 1899-1906.

Offerman, S.E., y otros. 2002, *Materials Science and Technology*, Vol. 18, págs. 297-303.

Orowan, E. Causes and Effects of Internal Stresses. *Internal Stresses and Fatigue in Metals*. NY, USA : Elsevier Publishing Company, 1959.

Pero-Sanz Elorz, José Antonio. *Ciencia e ingeniería de materiales*. 4a. Madrid, España : CIE Inversiones Editoriales - Dossat, 2000.

Pumphrey, P.H. *Grain Boundary Structure and Properties*. [ed.] G.A. Chadwick y D.A. Smith. London : Academic Press, 1976. pág. 139.

Qian, X.R. y Chou, Y.T. 1982, *Philosophical Magazine A*, Vol. 45, pág. 1075.

A Model for Ferrite/Pearlite Band formation and Prevention in Steels. **Rivera-Díaz-Del-Castillo, P.E.J., Sietsma, J. y Van Der Zwaag, S.** February 2004, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35A, págs. 425-433.

Samuels, L.E. *Optical Microscopy of Carbon Steels*. OH, USA : ASM International, 1980. págs. 127-128.

Semiatin, S.L. y Lahori, G.D. 1982, *Met. Trans.*, Vol. 13A, págs. 275-278.

Twin-Boundary Cavitation During Creep in Aged Type 304 Stainless Steel. **Sikka, V.K., Swindeman, R.W. y Brinkman, C.R.** Julio 1977, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 8A, págs. 1117-1129.

Microstructural Banding and Failure of a Stainless Steel. **Stauffer, A.C., Koss, D.A. y McKirgan, J.B.** April 2004, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35A, págs. 1317-1324.

A Comparison of Mechanical Properties and Hydrogen Embrittlement Resistance of Austempered vs Quenched and Tempered 4340 Steel. **Tartaglia, John M., y otros.** March 2008, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39A, págs. 559-576.

Tegart, W.J.M. *Elements of Mechanical Metallurgy*. New York, USA : The Macmillan Company, 1966.

Thompson, S.W. y Howell, P.R. 1992, *Materials Science and Technology*, Vol. 8, págs. 777-784.

Effects of Test Temperature on Internal Fatigue Crack Generation Associated with Nonmetallic Particles in Austenitic Steels. **Umezawa, Osamu y Nagai, Kotobu.** USA : s.n., December 1998, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 29A, págs. 3017-3028.

Venables, J.A. *Deformation Twinning*. [ed.] R.D. Reed-Hill y J.P. and Rogers, H.C. Hirth. s.l. : Gordon and Breach, 1964. pág. 77.

Denuded Zones, Diffusional Creep and Grain Boundary Sliding. **Wadsworth, Jeffrey, Ruano, Oscar A. y Sherby, Oleg D.** February 2002, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 33A, págs. 219-229.

Deformation Twinning as a mode of energy accommodation. **Wasilewski, R.J.** USA : s.n., May 1970, *Metallurgical Transactions*, Vol. 1, págs. 1333-1335.

Development of Adiabatic Shear Bands in Annealed 316L Stainless Steel: Part I. Correlation between Evolving Microstructure and Mechanical Behavior. **Xue, Q. y Gray III, G.T.** August 2006, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, págs. 2435-2446.

Influence of Shock Prestraining on the Formation of Shear Localization in 304 Stainless Steel. **Xue, Q., y otros.** June 2005, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, págs. 1471-1486.

7 Sugerencias para estudios futuros

Aunque el equipo actualmente no cuenta con ello, sería muy interesante medir la extensión de las probetas con mayor precisión, por ejemplo, con equipos de visión resistentes a la temperatura elevada.

Otra sugerencia sería conocer el comportamiento del material (acero inoxidable tipo 304) bajo ensayos de fluencia o creep. Estas pruebas probarían que el material sigue la curva típica de fluencia (Figura 7.1) o no, bajo condiciones de carga constante durante largos periodos de tiempo. Es importante este comportamiento de los materiales, en particular cuando la temperatura de funcionamiento es elevada, como es el caso de estudio de esta tesis.

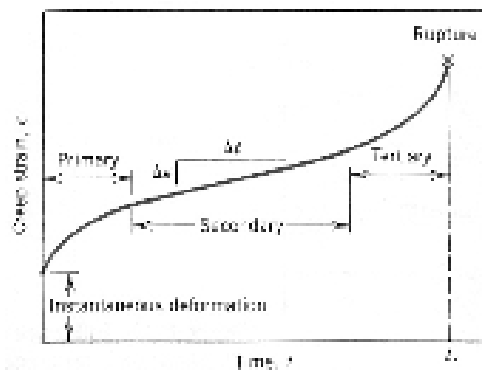


Figura 7.1 Curva típica de fluencia. Deformación provocada por fluencia contra tiempo³⁹

Sería interesante hacer tratamientos térmicos a las probetas de tracción previos a los ensayos de tensión para lograr microestructuras específicas y lograr resistencias mecánicas y a la fluencia, para posteriormente determinar el comportamiento mecánico logrado con los tratamientos térmicos.

Otra posibilidad sería realizar los mismos tratamientos y mismas pruebas pero cambiando el material: un acero inoxidable también austenítico, de la serie 300, por ejemplo el 316 debido a que posee diferentes precipitados a los presentes en el acero inoxidable tipo 304. Estos precipitados fragilizan el material lo cual influiría considerablemente en el comportamiento a temperatura elevada.

Por último, se sugiere cambiar el material a uno dúplex, que es un acero inoxidable ferrítico y austenítico, para determinar el comportamiento a temperatura elevada y comparar cómo varía la respuesta debido al componente ferrítico del material.

³⁹ Callister, William D. *Materials Science and Engineering. An Introduction*. 3rd. USA : John Wiley & Sons, 1994. p. 219

8 Anexo