

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

EFFECTO DE LA VÍA DE CONFORMADO EN LA PRECIPITACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN NIMONIC 80A

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Brs. Dulcey R., Gabriel R.
Torres S., Kristoffer S.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, Mayo 2015

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

EFFECTO DE LA VÍA DE CONFORMADO EN LA PRECIPITACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN NIMONIC 80A

TUTOR ACADÉMICO: Prof. Crisanto Villalobos

TUTOR INDUSTRIAL: Prof. Jessica Calvo

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por los Brs. Dulcey R., Gabriel R.
Torres S., Kristoffer S.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, Mayo 2015

Dulcey R., Gabriel R.

Torres S., Kristoffer S.

EFFECTO DE LA VÍA DE CONFORMADO EN LA PRECIPITACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN NIMONIC 80A

Tutor Académico: Prof. Crisanto Villalobos. Tutor Industrial: Prof. Jessica Calvo.

Trabajo Especial de Grado. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. 2015, 80 Pág.

Palabras Clave: Superaleación. Nimonic 80A. Proceso de conformado. Forja. Compresión en caliente. Microestructuras. Tamaño de grano. Recristalización. Solubilización. Envejecimiento.

RESUMEN

En el presente trabajo se estudiaron y analizaron tres vías alternativas al proceso de conformado convencional de la superaleación Nimonic 80A. El objetivo es poder disminuir el tiempo y costo del proceso sin afectar las propiedades del producto final. Para ello se llevaron a cabo simulaciones de las operaciones de forja, mediante ensayos de compresión en caliente a diferentes temperaturas y velocidades de deformación, para generar diferentes microestructuras a nivel de tamaño de grano y fracción recristalizada. Posteriormente, a los ciclos termomecánicos elegidos para simular las etapas de forja, se aplicaron los tratamientos térmicos prescritos para la aleación. Las microestructura y propiedades generadas por estas condiciones fueron tomadas como referencia para ciclos alternativos que implicaban: (I) eliminar la etapa de solubilización previa al envejecimiento, (II) llevar a cabo un envejecimiento directo desde condiciones de forja y (III) llevar a cabo un envejecimiento directo tras deformar en condiciones de enfriamiento continuo. Tras aplicar los diferentes ciclos termomecánicos y de envejecimiento, las probetas fueron sometidas a estudios de dureza, como medida para valorar los cambios en las propiedades mecánicas asociados a las características microestructurales generadas por cada ciclo. Asimismo, se llevó a cabo un detallado análisis metalográfico mediante microscopía óptica y electrónica.

Dulcey R., Gabriel R.

Torres S., Kristoffer S.

EFFECT OF THE PROCEDURE OF SHAPING IN THE PRECIPITATION OF THE NIMONIC 80A SUPER ALLOY

Academic tutor: Crisanto Villalobos. Industrial tutor: Jessica Calvo

Final project. Caracas, U.C.V. Engineering Faculty. School of Mechanical Engineering. 2015, 80 pages.

Key words: superalloy, Nimonic 80A, procedure of shaping, forging, hot compression, microstructures, grain size, recrystallization, deformation, ageing.

ABSTRACT

This paper studied and analyzed three alternative procedures of the conventional shaping of the Nimonic 80A superalloy. The objective is diminishing time and cost of the procedure without affecting the properties of the final product. Therefore, it were made simulations of forging operations by hot compression experiments with different temperatures and speeds of deformation in order to generate different microstructures regarding the grain size and recrystallized portion. Subsequently, it were applied the heating treatment prescribed for the alloy to the thermomechanics cycles chosen to simulate the forcing stages. The microstructures and properties generated by these conditions were taking into account for alternative cycles which imply: (I) remove the stage of deformation prior of ageing, (II) make a direct ageing from forging conditions and (III) make a direct ageing after the deformation in continuous cooling conditions. After the application of the different thermomechanics cycles and ageing procedures, the test pieces were subjected to harshness studies in order to quantify the changes in the mechanics properties related to the microstructural characteristics for each cycle. Likewise, it was made a detailed metallographic analysis through optic and electric microscopy.

Dulcey R., Gabriel R.

Torres S., Kristoffer S.

EFFECTO DE LA VÍA DE CONFORMADO EN LA PRECIPITACIÓN DE LA SUPERALEACIÓN NIMONIC 80A

Tutor Académico: Prof. Crisanto Villalobos. Tutor Industrial: Prof. Jessica Calvo.

Trabajo Especial de Grado. Caracas, U.C.V. Facultad de Ingeniería. Escuela de Ingeniería Mecánica. 2015, 80 Pág.

Key words: superalloy, Nimonic 80A, procedure of shaping, forging, hot compression, microstructures, grain size, recrystallization, deformation, ageing.

ABSTRACT

This paper studied and analyzed three alternative procedures of the conventional shaping of the Nimonic 80A superalloy. The objective is diminishing time and cost of the procedure without affecting the properties of the final product. Therefore, it were made simulations of forging operations by hot compression experiments with different temperatures and speeds of deformation in order to generate different microstructures regarding the grain size and recrystallized portion. Subsequently, it were applied the heating treatment prescribed for the alloy to the thermomechanics cycles chosen to simulate the forcing stages. The microstructures and properties generated by these conditions were taking into account for alternative cycles which imply: (I) remove the stage of deformation prior of ageing, (II) make a direct ageing from forging conditions and (III) make a direct ageing after the deformation in continuous cooling conditions. After the application of the different thermomechanics cycles and ageing procedures, the test pieces were subjected to harshness studies in order to quantify the changes in the mechanics properties related to the microstructural characteristics for each cycle. Likewise, it was made a detailed metallographic analysis through optic and electric microscopy.

Projecte de Fi de Carrera
Mobilitat Incoming

Efecto de la vía de conformado en la precipitación de la superaleación Nimonic 80A

MEMÒRIA

Autor: Gabriel Dulcey, Kristoffer Torres
Director: Jessica Calvo
Ponent:
Convocatòria: Mayo 2015



Escola Tècnica Superior
d'Enginyeria Industrial de Barcelona



Resumen

En el presente trabajo se estudiaron y analizaron tres vías alternativas al proceso de conformado convencional de la superaleación Nimonic 80A. El objetivo es poder disminuir el tiempo y costo del proceso sin afectar las propiedades del producto final. Para ello se llevaron a cabo simulaciones de las operaciones de forja, mediante ensayos de compresión en caliente diferentes temperaturas y velocidades de deformación, para generar diferentes microestructuras a nivel de tamaño de grano y fracción recristalizada. Posteriormente a los ciclos termomecánicos elegidos para simular las etapas de forja, se aplicaron los tratamientos térmicos prescritos para la aleación. Las microestructura y propiedades generadas por estas condiciones fueron tomadas como referencia para ciclos alternativos que implicaban: (I) eliminar la etapa de solubilización previa al envejecimiento, (II) llevar a cabo un envejecimiento directo desde condiciones de forja y (III) llevar a cabo un envejecimiento directo tras deformar en condiciones de enfriamiento continuo. Tras aplicar los diferentes ciclos termomecánicos y de envejecimiento, las probetas fueron sometidas a estudios de dureza, como medida para valorar los cambios en las propiedades mecánicas asociados a las características microestructurales generadas por cada ciclo. Asimismo, se llevó a cabo un detallado análisis metalográfico mediante microscopía óptica y electrónica.

Índice

RESUMEN	1
ÍNDICE	3
1. GLOSARIO	5
2. INTRODUCCIÓN	6
3. ESTADO DEL ARTE	9
3.1. Generalidades sobre las superaleaciones.....	9
3.2. Mecanismos de endurecimiento.....	10
3.2.1. Endurecimiento por solución sólida.....	10
3.2.2. Endurecimiento por tamaño de grano.....	10
3.2.3. Endurecimiento por precipitación o envejecimiento.....	11
3.3. Mecanismos de ablandamiento.....	11
3.3.1. Recuperación.....	11
3.3.2. Recristalización.....	12
3.3.3. Crecimiento de grano.....	14
3.4. Nimonic 80A.....	14
3.4.1. Propiedades físicas.....	14
3.4.2. Conformado del material.....	15
3.4.3. Composición química del material.....	15
3.4.4. Fases presentes.....	16
4. MATERIAL Y MÉTODO EXPERIMENTAL	19
4.1. Composición del material estudiado.....	19
4.2. Tratamientos térmicos.....	19
4.2.1. Solubilización.....	19
4.3. Ensayos a compresión en caliente.....	21
4.3.1. Máquina Instron.....	21
4.4. Rutas Termomecánicas.....	23
4.4.1. Probetas de forja.....	23
4.4.2. Proceso termomecánico aplicado en la Industria:.....	25
4.4.3. Primer proceso termomecánico alternativo: eliminación de la etapa de solubilización previa al envejecimiento.....	27
4.4.4. Segundo proceso termomecánico alternativo: envejecimiento directo.....	29
4.5. Preparación metalográfica.....	33
4.5.1. Proceso de corte.....	33

4.5.2.	Proceso de encastrado	34
4.5.3.	Desbaste y pulido	35
4.5.4.	Ataque químico	36
4.6.	Técnicas de evaluación	36
4.6.1.	Microindentación estática.....	36
4.6.2.	Microscopia óptica	38
4.6.3.	Microscopio electrónico de barrido.....	39
5.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN	41
5.1.	Microestructura del material en el estado inicial	41
5.1.1.	Microestructura del material en el estado de recepción	41
5.1.2.	Microestructura del material solubilizado	43
5.2.	Propiedades del material tras la forja.....	43
5.2.1.	Microestructura del material	43
5.2.2.	Propiedades físicas del material	47
5.3.	Propiedades del material según el proceso industrial	48
5.3.1.	Microestructura de la muestra.....	48
5.3.2.	Dureza	51
5.4.	Propiedades del material tras la eliminación de la etapa de solubilización previa al envejecimiento	51
5.4.1.	Envejecimiento convencional.....	51
5.4.2.	Envejecimiento corto.....	53
5.5.	Propiedades del material al aplicarle un envejecimiento directo	57
5.5.1.	Forja isotérmica seguida de un envejecimiento directo.....	57
5.5.2.	Forja en enfriamiento continuo seguida de envejecimiento directo.....	60
5.6.	Caracterización de la precipitación	63
6.	CONCLUSIONES	69
7.	COSTE ECONÓMICO E IMPACTO AMBIENTAL	71
7.1.	Coste económico	71
7.1.1.	Costes del material	71
7.1.2.	Costes de ensayos y análisis.....	73
7.1.3.	Costes del personal	74
7.1.4.	Costes totales	75
7.2.	Impacto ambiental.....	76
	AGRADECIMIENTOS	77
	BIBLIOGRAFÍA	78

1. Glosario

PFC	Proyecto final de carrera
CMEM	Ciència dels materials i enginyeria Metal·lúrgica
UPC	Universidad Politécnica de Cataluña
PROCOMAME	Procesos de Conformado de Materiales Metálicos
MO	Microscopio óptico
FCC	Estructura cristalina cubica centrada en las caras
REX	Recristalización
TT	Tratamiento Térmico
HV	Dureza Vickers
MEB	Microscopio electrónico de barrido

2. Introducción

El siguiente proyecto de final de carrera (PFC), forma parte del programa de investigación del departamento de “Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica (CMEM)” de la Universitat Politècnica de Catalunya (UPC) en Barcelona. El presente sigue una línea de estudios, basados en las superaleaciones base níquel, particularmente el Nimonic 80A.

Este proyecto es una continuación de otros proyectos realizados por el grupo de “Procesos de Conformado de Materiales Metálicos (PROCOMAME)” de CMEM. Particularmente se seguirá la línea de investigación realizada en un proyecto anterior, por C. Ramírez y G. Villamizar, en el cual fue analizada la superaleación Nimonic 263, con la que se podrán realizar análisis y comparación de los resultados.

El origen de este proyecto se debe a la importancia de las superaleaciones y a la dependencia que existe en la industria de generación de energía e industria aeronáutica sobre éstas, específicamente la Nimonic 80A. Las superaleaciones se caracterizan por tener excelentes propiedades mecánicas y resistencia a la corrosión trabajando a elevadas temperaturas, esto se debe al fenómeno de precipitación. La formación de los precipitados se controla a través de tratamientos de envejecimiento posterior a las operaciones de conformado en caliente. Las características de la precipitación son sensibles a las condiciones a las que se lleva a cabo el conformado en caliente, en términos de temperatura, grado de deformación y la velocidad de deformación, ya que éstas condiciones determinarán las características microestructurales generadas en el material a nivel de tamaño de grano y fracción de granos recristalizados [1].

En la actualidad, los procesos de conformación y tratamientos térmicos del Nimonic 80A implican varias etapas a temperaturas elevadas y tiempos largos. El principal objetivo de este proyecto es evaluar el efecto que rutas alternativas, planteadas para reducir los tiempos del proceso global, tendrían en las propiedades mecánicas de la superaleación objeto de estudio. Inicialmente, se buscará conocer las características microestructurales que se pueden generar durante el proceso de conformado, dependientes de parámetros como la temperatura y velocidad de deformación, y su efecto en el envejecimiento posterior. Asimismo, se propondrán rutas alternativas diseñadas para reducir las etapas y tiempos de los procesos. De la misma manera se caracterizarán las microestructuras generadas por cada ciclo, con especial énfasis en los fenómenos de precipitación, y consecuencias a nivel de las propiedades mecánicas.

Para lograr el objetivo se han planteado diferentes etapas. En primer lugar se realizará una búsqueda bibliográfica importante, logrando así dominar la parte teórica

relacionada con la naturaleza de la superaleación, su composición y diferentes estados microestructurales.

La segunda parte se basa en presentar el método experimental que fue utilizado en el transcurso del proyecto de una manera minuciosa, las variaciones de condiciones y parámetros presentadas en cada ensayo, los tratamientos térmicos utilizados, el proceso mediante el cual fueron analizadas las probetas y los elementos involucrados que hicieron posible el mismo.

Para finalizar se analizará y explicarán los resultados obtenidos mediante los procesos previos. Concluyendo el alcance de los objetivos, sin olvidar el coste general que implica el proyecto y el impacto ambiental.

3. Estado del arte

3.1. Generalidades sobre las superaleaciones.

El desarrollo de la humanidad siempre ha sido proporcional a sus conocimientos. Desde el comienzo de la era primitiva el hombre inicio una búsqueda sin fin de materiales para mejorar su calidad de vida, su protección ante los depredadores y fenómenos naturales. Sus pasos iniciales en el desarrollo, fueron dados con materiales naturales y a medida que sus exigencias fueron creciendo usó materiales compuestos, hasta que para satisfacer sus necesidades se apoyó en sus experiencias y conocimientos adquiridos para llegar a los conocidos metales y materiales sintetizados.

El uso de metales en la historia se remonta al milenio IV A.C, cuando la humanidad empezó a trabajar al cobre en sus primeros utensilios. Siglos después se domina un poco más el tratamiento de los metales y el trabajo con níquel, el cual es el quinto elemento más abundante en el planeta tierra y en un principio se usó en aleaciones con cobre para fabricar monedas, herramientas, armas, entre otros productos usados en la época.

No fue hasta el año 1905, cuando el hombre en su creciente necesidad de desarrollo en los diseños y su motivación por diseñar piezas de mayor rendimiento, mayor confiabilidad y económicamente viables, logra una aleación base níquel para lugares acuosos, con alta resistencia mecánica y corrosiva, mejor conocido como Monel 400 (N04400).

Por otra parte, el crecimiento en la industria aeronáutica motivó a los ingenieros en el campo, al desarrollo de una superaleación capaz de soportar temperaturas de operación cercanas a la temperatura de fusión y considerable resistencia al desgaste mecánico durante largos períodos de tiempo. Existe un gran número de investigadores en el área a los que se les acredita la creación de la superaleación en la que se centrara el presente trabajo, sin embargo podemos afirmar que uno de los más influyentes en la creación de la misma, fue el ingeniero aeronáutico Frank Whittle. Éste, junto a su equipo de trabajo, logró desarrollar sus primeros motores de turbina con compresor centrífugo, para los que usó piezas de una superaleación base níquel que fue llamada Nimonic 80A.

Las superaleaciones son materiales metálicos, las cuales son capaces de mantener sus propiedades mecánicas a elevadas temperaturas, son diseñadas para condiciones de uso que requieran de trabajo a altas temperaturas, y por lo tanto presentan elevada resistencia al creep o termofluencia y además tienen una elevada resistencia a la corrosión.

En la actualidad, las superaleaciones son vitales para la industria aeronáutica, aeroespacial y de generación de energía, ya que mediante sus excepcionales propiedades

mecánicas pueden trabajar a temperaturas bastante elevadas, con gran resistencia a la oxidación y fatiga. Existe una gran variedad de aplicaciones o piezas en las que se utilizan superaleaciones, como por ejemplo las turbinas de gas (álabes), motores de aviones o naves espaciales, válvulas para motores, etc... Las aplicaciones son muchas y con el desarrollo de las mismas, cada día son más usadas en diferentes áreas ingenieriles. [2]

Generalmente las superaleaciones están compuestas por un material base, que puede ser níquel, cobalto o titanio, pero al menos con otros diez elementos como cromo, aluminio, molibdeno, niobio o titanio, entre otros. La ingeniería en general tiene muchas expectativas sobre las superaleaciones ya que podrían ser consideradas el material del futuro, por las grandes cantidades de energía que va a demandar la población mundial.

3.2. Mecanismos de endurecimiento

Actualmente existen tres mecanismos de endurecimiento para las superaleaciones. Estos mecanismos logran aumentar la dureza y la resistencia del material disminuyendo, en algunos casos, la ductilidad. El endurecimiento de un metal se logra mediante la restricción del deslizamiento de las dislocaciones. Para lograr esto se utilizan los siguientes mecanismos [3].

3.2.1. Endurecimiento por solución sólida

Este mecanismo hace referencia al endurecimiento logrado al introducir los átomos de los elementos aleados en la red atómica del material base. Estos átomos se alojan en la red cristalina del material ya sea de manera sustitucional, desplazando un átomo de su posición, o intersticial, ocupando un espacio vacío. Esto produce una distorsión en la red cristalina debido a la diferencia de radios atómicos, lo cual restringe el movimiento de las dislocaciones. Por lo que se necesitará mayor fuerza externa para mover las dislocaciones, esto implica un aumento en la resistencia del material [4].

3.2.2. Endurecimiento por tamaño de grano

Los límites de grano restringen el movimiento de las dislocaciones debido a que cada grano tiene una dirección cristalográfica distinta, por lo que las dislocaciones tendrían que cambiar su dirección para seguir su movimiento de un grano a otro. Entonces, un material que posea granos pequeños tendrá mayor resistencia que un material de grano grande, ya que las dislocaciones encuentran muchas más barreras al moverse [5].

3.2.3. Endurecimiento por precipitación o envejecimiento

El envejecimiento es un tratamiento térmico diseñado para conferir un endurecimiento por precipitación [6]. Su objetivo es crear una dispersión densa y homogénea de finos precipitados en la matriz. Estas partículas actúan como obstáculos al movimiento de las imperfecciones lineales (dislocaciones), induciendo así una fase endurecedora en la aleación, mejorando las propiedades mecánicas de la misma [7] [8].

3.3. Mecanismos de ablandamiento

Debido a que el conformado de las superaleaciones se lleva a cabo a altas temperaturas, la cantidad de defectos en el material es elevada. Sin embargo, a estas condiciones en las que la energía del sistema es tan elevada, pueden aparecer mecanismos de ablandamiento que permiten disminuir en número de defectos cristalinos y regenerar la microestructura. Estos mecanismos son la recuperación, la recristalización y el crecimiento de grano. La recuperación y la recristalización son mecanismos que pueden tener lugar de forma estática o dinámica. De forma estática implica que el material se deforma severamente a bajas temperaturas y los mecanismos aparecen como consecuencia de un aumento de la temperatura. De forma dinámica implica que la deformación se lleva a cabo a altas temperaturas y a estas temperaturas los mecanismos de ablandamiento aparecen concurrentemente con la deformación.

3.3.1. Recuperación

Es un mecanismo en el que se reordenan y eliminan dislocaciones. Durante esta etapa la energía almacenada en los granos debido a la deformación plástica es liberada. En la recuperación se da lugar a una serie de etapas en la estructura del material [9]:

- Generación de dislocaciones por la deformación.
- Formación de celdas.
- Eliminación de dislocaciones dentro de las celdas.
- Formación de subgranos.
- Crecimiento de subgranos.

Los cambios estructurales que ocurren durante la recuperación se muestran en la Figura 3.1:

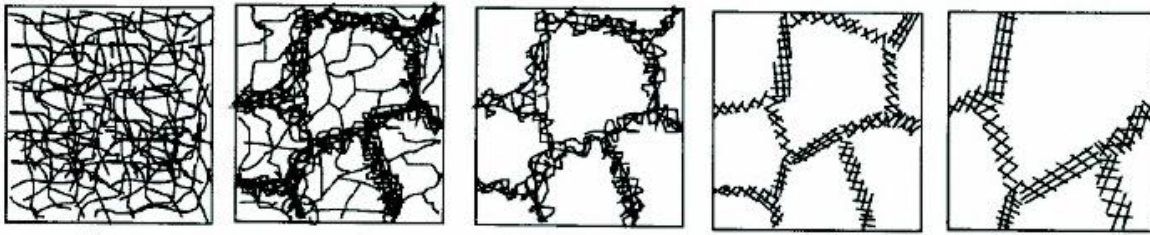


Figura 3.1 Cambio en la estructura de las dislocaciones durante la recuperación.

3.3.2. Recristalización

La recristalización es un proceso de reorganización de la estructura cristalina. Durante este proceso se forman nuevos granos libres de dislocaciones a expensas de los viejos granos deformados, dejando una nueva microestructura con baja densidad de dislocaciones. Esto depende totalmente del grado de deformación, del tiempo y de la temperatura.

3.3.2.1. Recristalización dinámica

Esta recristalización ocurre durante la deformación en caliente, es decir, a medida que se deforma el material. Con esto se puede contrarrestar el endurecimiento asociado con el aumento de las dislocaciones que implica la deformación [10]. En la Figura 3.2 se esquematiza la variación de la microestructura durante la recristalización dinámica.

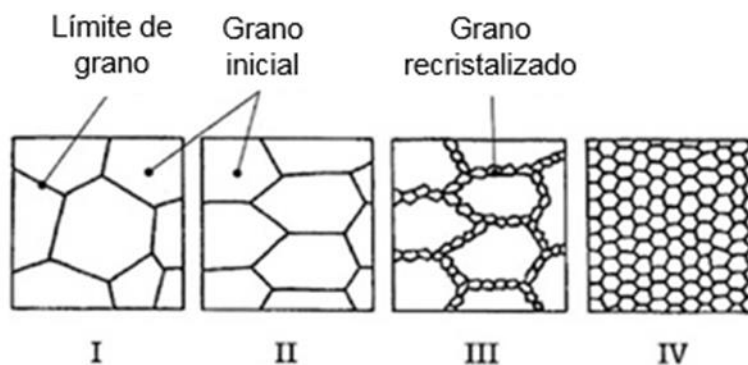


Figura 3.2 Evolución de la microestructura durante la recristalización dinámica.

Cuando ocurre la recrystalización dinámica, el esfuerzo de fluencia alcanza un valor máximo y luego cae hasta llegar a un estado estacionario. En la etapa inicial en material endurece por efecto de la deformación hasta llegar a un máximo cuando el material ha acumulado mucha energía por deformación. A partir de una deformación crítica (ϵ_c) empieza a tener lugar la recrystalización dinámica, que corresponde a un nivel de formación ligeramente inferior a, la deformación pico o máxima (ϵ_p) a partir de la cual la tensión cae. La caída está relacionada con el ablandamiento que implica la recrystalización, por la formación de nuevos granos libres de dislocaciones. Cuando se alcanza el estado estacionario, la recrystalización ha sido concreta y a partir de este punto, el endurecimiento que implica la deformación que se sigue aplicando al material se compensa por la formación de nuevos granos. La recrystalización se ve favorecida por bajas velocidades de deformación y altas temperaturas. Si se utiliza una velocidad de deformación lo suficientemente baja no se llega un estado estacionario después de alcanzar el valor máximo, se obtiene un estado en el que la gráfica oscila alrededor de un valor determinado. Esto debido a los ciclos sucesivos de recrystalización que ocurren simultáneamente con la deformación [7].

En la Figura 3.3 se muestran las curvas de fluencia para ambos casos de recrystalización (pico simple y pico cíclico).

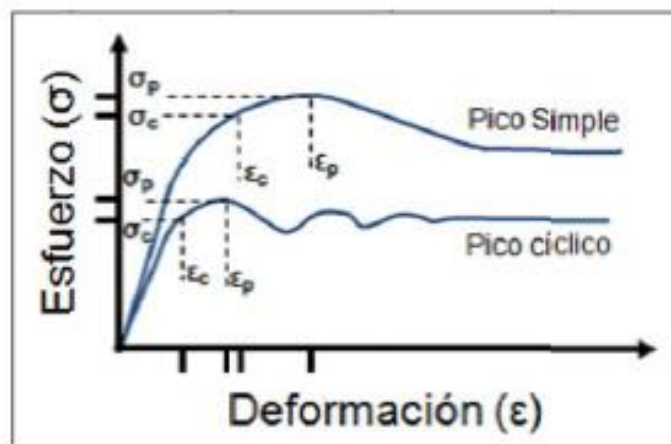


Figura 3.3 Curvas de esfuerzo-deformación en condición de deformación en caliente. Recrystalización dinámica de pico simple y cíclico.

3.3.2.2. Recrystalización estática

La recrystalización estática ocurre cuando se hace un recocido a un material severamente deformado en frío o cuando un material deformado en caliente no ha

alcanzado condiciones de recristalización dinámica; ya sea porque la deformación no es lo suficientemente elevada o la temperatura es muy baja, de tal manera que necesita algo de tiempo después de la deformación para que los nuevos granos libres de dislocaciones nucleen y crezcan.

3.3.3. Crecimiento de grano

El crecimiento de grano ocurre luego de la recristalización y es impulsado por la energía superficial de la frontera de grano. Este crecimiento puede presentarse de dos maneras, normal y anormal. En el normal el principal mecanismo es la pérdida de los granos más pequeños, manteniendo una distribución de tamaño de grano casi constante. En la anormal el crecimiento de grano se produce en pocos granos y el resto permanece más fino. Factores como el tamaño de la muestra, temperatura y la microestructura inicial afectan el crecimiento del tamaño de grano [3].

3.4. Nimonic 80A

La aleación Nimonic 80A es una superaleación base níquel con alto contenido de cromo. Esta aleación tiene buena resistencia mecánica y a la corrosión a altas temperaturas, al igual que otras superaleaciones, por ello es que se utilizan en componentes que están sometidos a cargas y temperaturas extremas. La resistencia a altas temperaturas se debe al endurecimiento por solución sólida y al endurecimiento por precipitación.

Estas aleaciones se utilizan en componentes de turbinas de gas (álabes, anillos y discos) tanto para la industria aeronáutica como para la industria de generación de energía. Es una aleación que contiene elementos como cromo, hierro, aluminio y titanio que se combinan para ofrecer las excelentes propiedades que ésta posee.

3.4.1. Propiedades físicas

A continuación, en la Tabla 3.1, se presentan algunas propiedades físicas a temperatura ambiente de la aleación Nimonic 80A [11].

Densidad [g/cm ³]	8.19
-------------------------------	------

Punto de fusión [°C]	1320-1365
Calor específico [J/(Kg°C)]	448

Tabla 3.1 Propiedades físicas del Nimonic 80A

3.4.2. Conformado del material

Según lo indicado en la ficha técnica del material, el Nimonic 80A debe ser trabajado en un rango de temperatura de 1050 a 1200 °C. Los tratamientos térmicos recomendados para una barra extruida son: solubilización a 1080 °C durante 8 horas y enfriamiento en aire, y un envejecimiento de 16 horas a 700 °C más enfriamiento en aire [11].

3.4.3. Composición química del material

La Tabla 3.2 contiene la composición química del Nimonic 80A. Éste contiene aproximadamente 70% de Ni y un 18-21% de Cr como elementos mayoritarios. Estos elementos le otorgan al material buena resistencia a la corrosión y a la oxidación a altas temperaturas [11].

Carbono	0.10 máx.
Cromo	18-21
Silicio	1 máx.
Hierro	3 máx.
Manganeso	1 máx.
Titanio	1.8-2.7
Aluminio	1-1.8 máx.
Cobalto	2 máx.

Boro	0.008 máx.
Zirconio	0.15 máx.
Plomo	0.0025 máx.
Azufre	0.015 máx.
Níquel	Balance

Tabla 3.2 Composición química del Nimonic 80A (% masa)

3.4.4. Fases presentes

Las superaleaciones base Ni poseen una matriz austenítica, cristalizan en una fase γ (estructura tipo FCC), con elementos que endurecen el material por solución sólida. Además, en estas aleaciones se forman fases ordenadas y precipitados que favorecen al endurecimiento del material. El Ti y el Al son los principales causantes de aumentar la resistencia mecánica formando precipitados de fase γ' . Esta fase, que es la responsable de la alta resistencia del material a altas temperaturas, se forma a partir de γ y tiene una estructura FCC en la cual los átomos de níquel están en el centro de las caras y los átomos de aluminio o titanio en las esquinas del cubo. La cantidad de γ' está relacionada directamente con la composición química del material y con la temperatura a la cual es sometido. Para una composición química fija, a mayor temperatura menor será la fracción de γ' . Esto se usa frecuentemente para disolver toda la fase γ' aplicando temperaturas suficientemente altas, para luego aplicar un envejecimiento a menor temperatura y propiciar un mejor ordenamiento de los precipitados [8] [12].

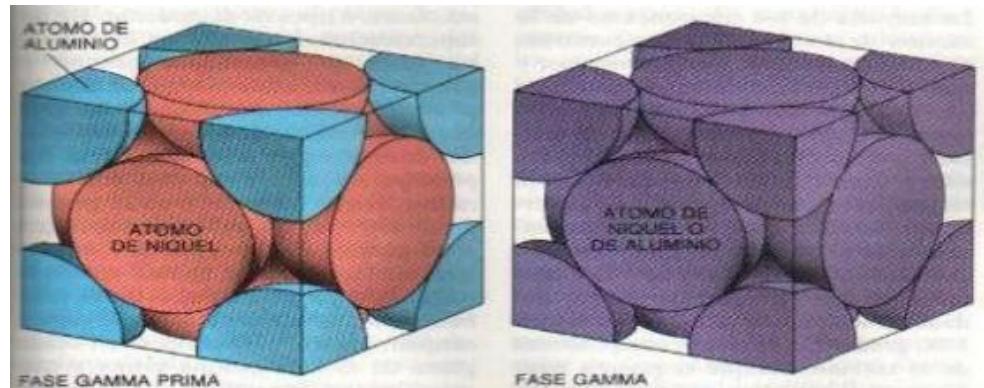


Figura 3.4 Representación gráfica de las fases gamma y gamma prima

En conjunto, con esta fase γ' se pueden formar diferentes carburos. Esto depende de la composición del material y de los procesos aplicados a éste. Algunos de los carburos que se pueden formar son MC, M₆C, M₂₃C₆, M₇C₃, donde M puede ser Cr o Ti. Mayormente los carburos MC se forman a temperaturas de fase líquida, precipitan en el límite de grano y mejoran la ductilidad de la aleación. A medida que se disminuye la temperatura estos carburos se descomponen en carburos secundarios como M₂₃C₆ y M₆C, que normalmente se forman en los límites de grano. En algunos casos los carburos pueden tomar ciertos elementos que pudieran promover inestabilidad de fases. Sin embargo, los carburos en los límites de grano proporcionan resistencia y retardan el deslizamiento en la frontera de grano, además permiten una relajación de esfuerzos. [3]

En la Figura 3.5 se observan distintas fases y carburos que se pueden formar en la superaleación Nimonic 80A y las temperaturas a las que éstos son estables. La fase γ' se empezaría a formar en condiciones de equilibrio a una temperatura de aproximadamente 1200 K y sería estable para temperaturas inferiores. También se observa que a una temperatura de envejecimiento de 1073 K (800°C), los precipitados γ' y el carburo de tipo M₂₃C₆, con M siendo principalmente Cr, se encuentran en una fase estable. En el rango de temperaturas T_d (1273-1328 K, rango de temperaturas analizado en la bibliografía [9]) pueden estar presentes tanto MC (TiC) como M₇C₃ (Cr₇C₃), dependiendo particularmente de la temperatura. Las partículas de TiC son muy estables y probablemente no serán disueltas durante la homogeneización, ya que se tendría que llegar a temperaturas muy elevadas. Debido a esto, parte del carbono contenido en el material no estará disponible para formar otro tipo de carburos. De manera similar ocurre con carburos de tipo Cr₇C₃ que se encuentran en los límites de grano a 1073 K; mientras que, los carburos formados a 1328 K deberán disolverse a 1073 K para formar una fase estable M₂₃C₆. [13]

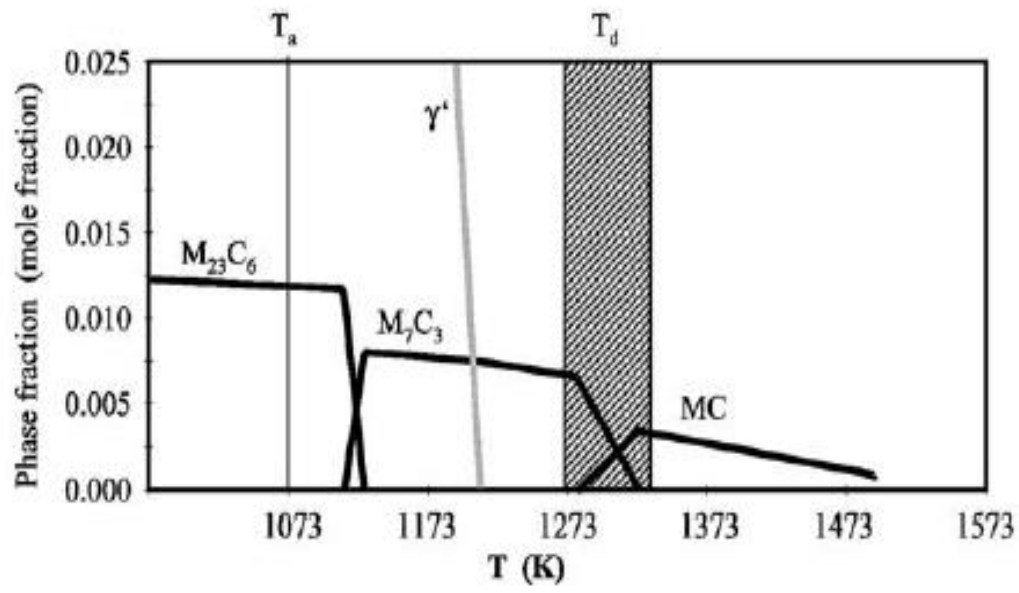


Figura 3.5 Diagrama fracción de fase versus temperatura

4. MATERIAL Y MÉTODO EXPERIMENTAL

4.1. Composición del material estudiado

El objeto de estudio de este proyecto se basa en una superaleación base níquel, producido por la empresa Special Metals Corporation [8], fue la primera superaleación endurecible por precipitación. Se trata de una aleación para forja, compuesta principalmente de níquel-cromo, fortalecido por adiciones de titanio, aluminio y carbono, desarrollado para el servicio a temperaturas de hasta 815 °C. La composición química del billet que se recibió, no fue determinada específicamente, así que se toma como referencia de la composición la que aparece en la ficha técnica de la aleación, que se presentó en la tabla 3.2.

Como se ha mencionado, el material fue recibido en forma de billet, del cual se mecanizaron probetas cilíndricas de 7.4 mm de diámetro y 11 mm de longitud, para ser ensayadas a compresión.

4.2. Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos que se llevan a cabo en las superaleaciones son la base para optimizar las propiedades mecánicas. En este proyecto se realizaron distintos tratamientos térmicos, los cuales representan cambios en la microestructura del material para reforzar la aleación. Estos tratamientos son: solubilización, temple y envejecimiento, los cuales serán detallados a continuación.

4.2.1. Solubilización

Es necesario realizar un proceso de solubilización en las muestras. Mediante el cual, se busca disolver los precipitados y ponerlos de nuevo en solución sólida en la matriz, para que sean capaces de precipitar durante los ciclos termo-mecánicos de los ensayos posteriores [5]. El tratamiento térmico de solubilización que se siguió es el que se aplica a nivel industrial que implica una temperatura de 1150°C y tiempos que dependen del espesor de la pieza [13]. Dadas las dimensiones reducidas de las probetas de compresión, se calculó un tiempo de óptimo de solubilización de 33 minutos a 1150°C. Para finalizar se procede a un temple en agua, logrando así retener las propiedades obtenidas de la solubilización y evitando cualquier tipo de precipitación durante el enfriamiento a temperatura ambiente. Se puede apreciar mejor en la Figura 4.1. Industrialmente, después de la solubilización se iniciaría la forja de la aleación, pero en este caso las dos operaciones de solubilización y deformación de las probetas se llevaron a cabo en diferentes hornos y por lo tanto se tuvo que efectuar un temple intermedio para garantizar que se retenía la

microestructura de solubilización sin posibilidad de que se formaran precipitados durante el enfriamiento.

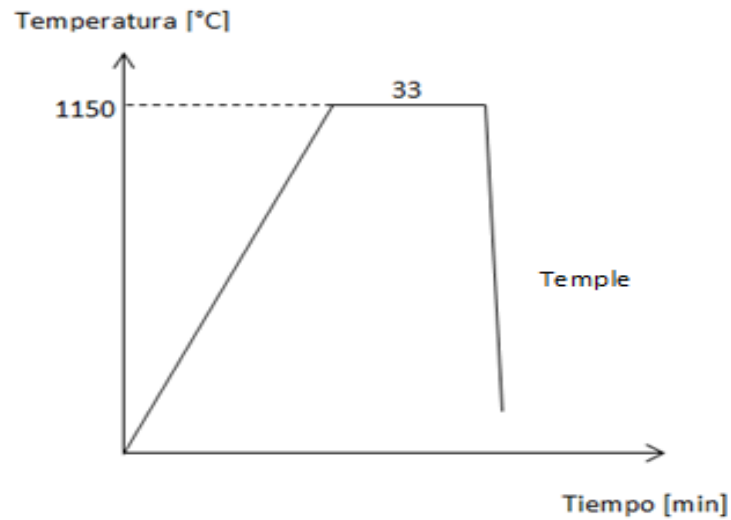


Figura 4.1 Solubilización de las probetas

La solubilización fue ejecutada en un horno tubular Hobersal, modelo ST-16, del departamento de materiales de la UPC, mostrado en la Figura 4.2. Durante el tratamiento la atmósfera fue controlada con argón evitando así una posible oxidación. Todas las probetas fueron sometidas previamente a la aplicación de los diferentes ciclos de tratamientos térmicos y termomecánicos, para partir siempre de la misma microestructura.



Figura 4.2 Horno tubular Hobersal, modelo ST-16

4.3. Ensayos a compresión en caliente.

Una vez que las probetas fueron solubilizadas, se llevó a cabo una etapa de “acondicionamiento microestructural”, cuyo objetivo era generar microestructuras similares a las que se podrían generar durante las operaciones de forja, haciendo variar características como el tamaño de grano y fracción recristalizada. Para conseguir estas variaciones microestructurales se llevaron a cabo ensayos de compresión en caliente a diferentes temperaturas y velocidades de deformación. En particular, se aplicaron tres combinaciones de estos parámetros que dieron lugar a tres microestructuras de partida a las que posteriormente se les aplicó diferentes tratamientos de envejecimiento para ver cómo la efectividad de la etapa de envejecimiento depende de la microestructura generada durante la forja.

Todos los ciclos o rutas termomecánicas propuestas se llevaron a cabo mediante el equipo que se explica a continuación.

4.3.1. Máquina Instron.

Para la aplicación de la compresión de las muestras de Nimonic 80A, se emplea una máquina Instron modelo 4507, cuya célula de carga máxima es de 100 KN. Este equipo tiene adaptado un horno de calentamiento por radiación, compuesto por cuatro lámparas tubulares de cuarzo con un filamento de wolframio, lo que permite una distribución uniforme

de transferencia de calor por radiación, permitiéndonos trabajar hasta temperaturas aproximadas a los 1200 °C. La máquina comprime en caliente mediante dos mordazas de una aleación de molibdeno llamada TZM y durante el proceso es cubierta con un tubo de cuarzo, encargado de garantizar atmósfera protectora durante el ensayo. Tiene adaptado un recipiente de agua en el cual se realizan los temple. Al igual que el horno tubular es necesario suministrar argón durante el proceso, con el fin de evitar oxidación en las muestras. Lo descrito se puede apreciar mejor en las Figura 4.3 y Figura 4.4.

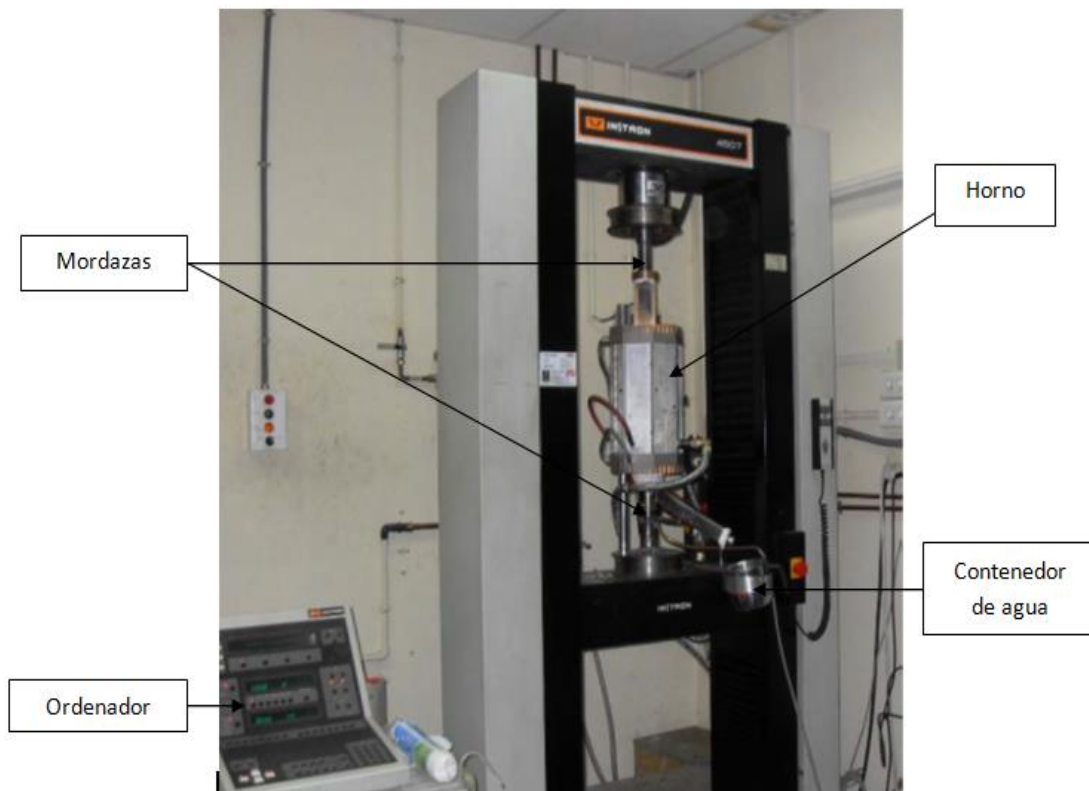


Figura 4.3 Máquina Instron. Exterior.

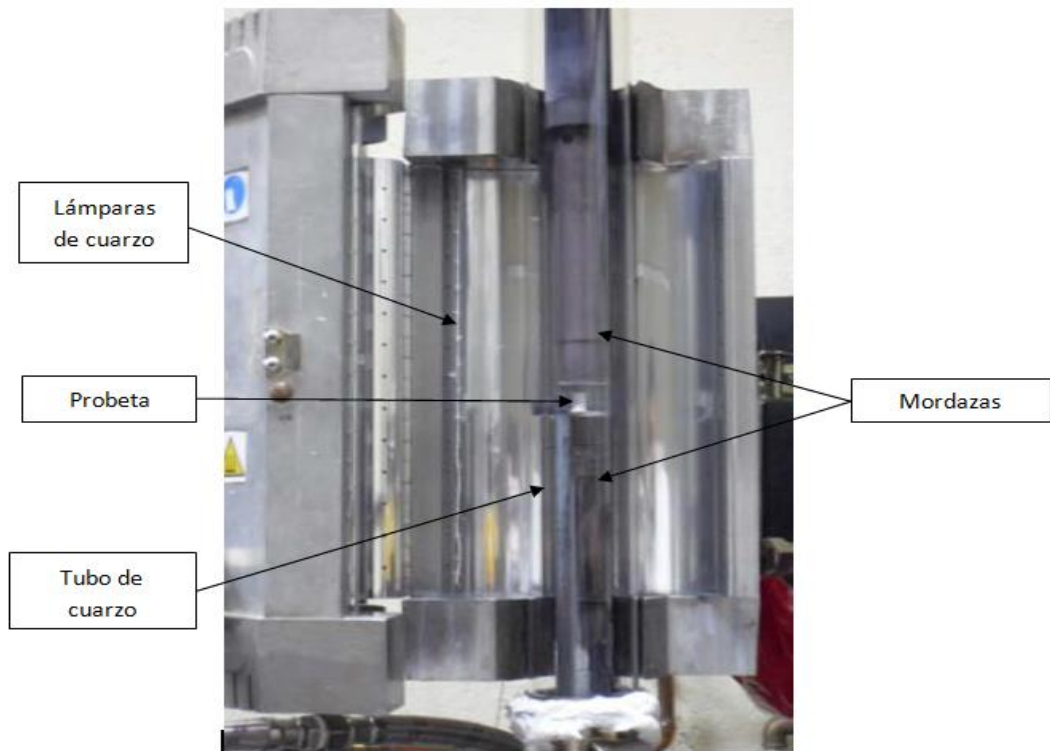


Figura 4.4 Máquina Instron. Interior.

4.4. Rutas Termomecánicas

El “acondicionamiento microestructural” de las probetas se llevó a cabo en las siguientes condiciones:

- Deformación total aplicada: 0.8.
- Velocidades de deformación: $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ y $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.
- Temperaturas: 1000°C y 1100°C.
- Las velocidades de calentamiento para la forja serán 2°C/s en la primera rampa de incremento de temperatura y 0.5°C/s en la segunda rampa.

4.4.1. Probetas de forja

Antes de proceder a la aplicación de envejecimientos siguiendo ciclos convencionales (industriales) o siguiendo ciclos alternativos, se caracterizaron probetas a

las que únicamente se les había aplicado condiciones de forja, con sus respectivas variaciones de temperaturas y velocidades de deformación. El fin fue analizar la microestructura de los diferentes “acondicionamientos” realizados al material. En la siguiente Tabla 4.1 y la Figura 4.5 se detallan sus temperaturas y velocidades de deformación.

N	Nombre de probeta	Velocidad de deformación [s^{-1}]	Temp de deformación [$^{\circ}C$]	
			T1(2 $^{\circ}C/s$)	T2(0.5 $^{\circ}C/s$)
1	FT1011	0,1	800	1000
2	FT1111	0,1	900	1100
3	FT1113	0,001	900	1100

Tabla 4.1 Condiciones de forja

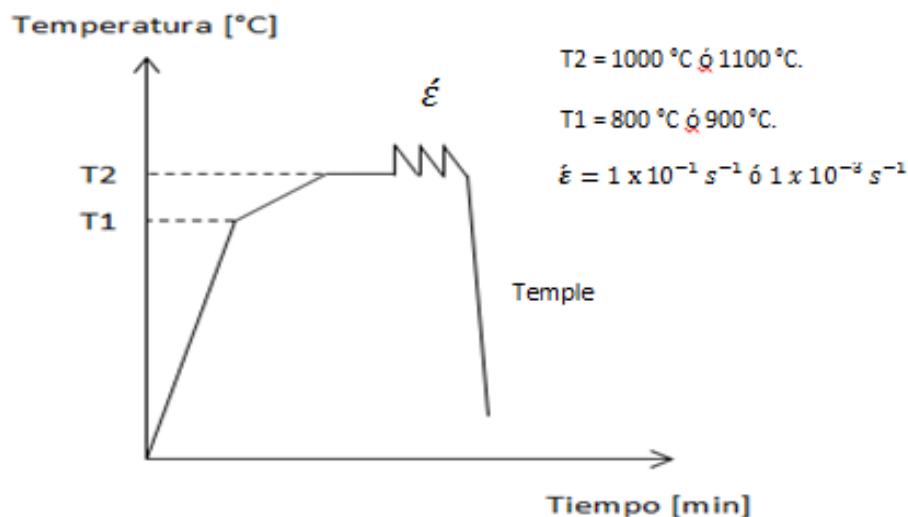


Figura 4.5 Proceso de forja

En el nombre de las probetas que aparece en la Tabla 4.1. “FT” significa que se realizó una forja seguida de un temple en agua. Posteriormente aparecen cuatro cifras de las cuales las primeras dos hacen referencia a la temperatura de forja y dos números más

que hacen referencia a la velocidad de deformación. Según esto, la probeta FT1111, por ejemplo, fue deformada a 1100 °C y $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ y se utilizó para determinar microestructuralmente el tamaño de grano recrystalizado y fracción recrystalizada que éstas condiciones de deformación generaban en el material. Nótese que el calentamiento se llevó a cabo siguiendo dos rampas, una más rápida al inicio y otra más lenta hasta llegar a la temperatura de forja. Esto se hizo con el único propósito de garantizar un calentamiento homogéneo de las probetas y por lo tanto T1, corresponde a temperatura a la que se cambió la velocidad de calentamiento. Asimismo, al llegar a T2, se mantuvo esa temperatura durante 5 minutos en este y todos los procesos posteriores, también para asegurar que el material tuviera una distribución uniforme de temperatura, antes de proceder a la compresión uniaxial del material. Posteriormente, se enfría el material hasta la temperatura ambiente, aplicando un temple en agua. En la Figura 4.5 y las figuras de los procesos a continuación la “D” representa que en esa zona se aplicó la deformación.

4.4.2. Proceso termomecánico aplicado en la Industria:

Los ciclos diseñados para simular el proceso industrial se iniciaban con operaciones de forja en las condiciones descritas en el apartado anterior y, por lo tanto, se consideraron 3 condiciones iniciales de forja.

En la práctica industrial, después de la forja se llevan a cabo las operaciones de envejecimiento en las condiciones descritas en el apartado 3.4.2. Experimentalmente, estas condiciones se simulaban mediante un recalentamiento durante 8 horas en el horno tubular, para alcanzar la temperatura de solubilización, es decir unos 1080°C, con la finalidad de disolver posibles segundas fases que se hubieran podido formar y homogeneizar la microestructura. Una vez culminado el proceso de solubilización, se recurre a un temple en agua del material hasta temperatura ambiente. Seguidamente, se recalienta por segunda vez la probeta, en donde se procede a aplicar un envejecimiento a una temperatura de 700°C, durante 16 horas y al finalizar al igual que en el paso anterior se procede a enfriar en aire el material. Para un mejor entendimiento del mismo se presentan la tabla 4.2 y la figura 4.6 en las que se puede apreciar, las temperaturas, velocidades de deformación y la ruta termomecánica utilizada en este proceso, así como las condiciones del tratamiento de envejecimiento.

N	Nombre de probeta	Velocidad de deformación [s ⁻¹]	Temp de deformación [°C]		Temperatura de solubilización [°C]	Tiempo de solubilización [h]	Temperatura de envejecimiento [°C]	Tiempo de envejecimiento [h]
			T1(2°C/s)	T2(0.5°C/s)				
1	FT1011S8E16	0,1	800	1000	1080	8	700	16
2	FT1111S8E16	0,1	900	1100	1080	8	700	16
3	FT1113S8E16	0,001	900	1100	1080	8	700	16

Tabla 4.2 Condiciones de proceso industrial

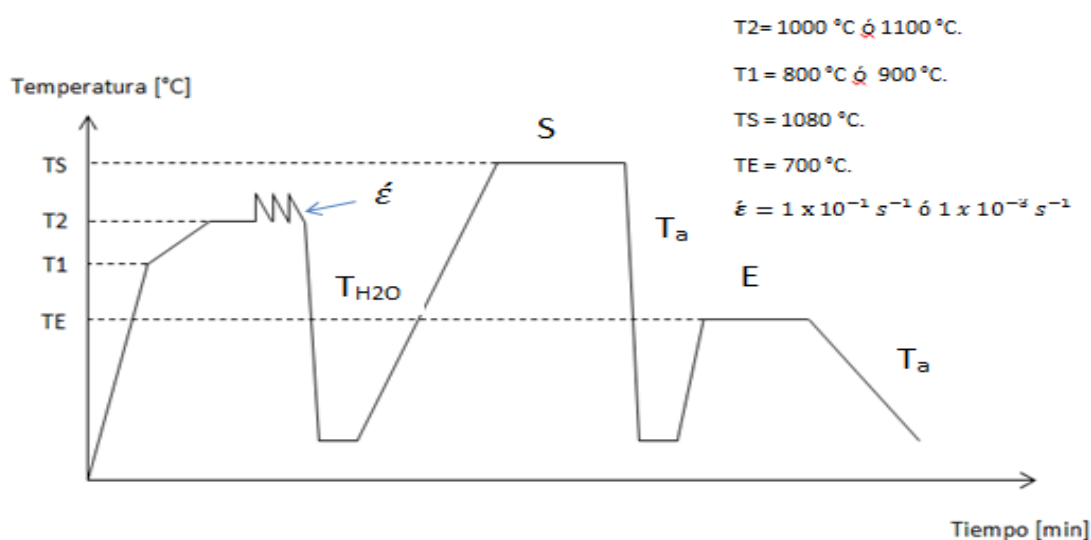


Figura 4.6 Proceso industrial

En el nombre de las probetas que aparece en la Tabla 4.2. “FT” significa que se realizó una forja seguida de un temple en agua. Posteriormente aparecen cuatro cifras de las cuales las primeras dos hacen referencia a la temperatura de forja y dos números más que hacen referencia a la velocidad de deformación. Seguido a ello se encuentra una “S8”, a través del cual representamos una solubilización de 8 horas y para finalizar un “E16” que representa un envejecimiento de 16 horas. Según esto, la probeta FT1111S8E16, por ejemplo, fue deformada a 1100 °C y $1 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$, se solubilizó durante 8 horas y luego se

envejeció durante 16 horas. En la Figura 4.6. “T_{H2O}” representa un temple en agua, “T_A” representa un temple en aire, “S” una solubilización y “E” un envejecimiento. La nomenclatura antes descrita se aplicará de igual manera para todos los procesos.

4.4.3. Primer proceso termomecánico alternativo: eliminación de la etapa de solubilización previa al envejecimiento.

El primer proceso termomecánico alternativo, de igual manera que el proceso clásico, se iniciará aplicando una simulación de la etapa de forja de la pieza, dividida por dos rampas de incremento de temperatura mediante las cuales se calentará hasta la temperatura de deformación para luego aplicarle una compresión uniaxial a una determinada velocidad de deformación y se le aplicará un enfriamiento a la pieza por medio de un temple en agua, para retener las propiedades adquiridas en el proceso de forja. A continuación y a diferencia del método clásico, se calentará nuevamente la pieza de manera inmediata a una temperatura T_E, o temperatura de envejecimiento, para poder inducir la precipitación. Como es de notar, se omitirá el tiempo de solubilización aplicado en el método clásico entre la forja y la precipitación, esperando obtener resultados similares al final del proceso en un tiempo considerablemente menor, para ello dividiremos este proceso en dos propuestas.

4.4.3.1. Envejecimiento convencional

Como fue mencionado anteriormente se procederá a realizar un proceso de forja, bajo las diferentes velocidades de deformación y temperaturas de forja, el cual finalizó con un temple en agua. Posteriormente se aplicó un envejecimiento, igual al propuesto en el método industrial, donde la probeta será sometida a 700°C, durante 16 horas en el horno tubular, para luego dejarla enfriar a temperatura ambiente. Se podrá apreciar mejor el proceso en la Tabla 4.3 y su respectiva Figura 4.7.

N	Nombre de probeta	Velocidad de deformación [s ⁻¹]	Temp de deformación [°C]		Temperatura de envejecimiento[°C]	Tiempo de envejecimiento[h]
			T1(2°C/s)	T2(0.5°C/s)		
1	FT1011E16	0,1	800	1000	700	16
2	FT1111E16	0,1	900	1100	700	16
3	FT1113E16	0,001	900	1100	700	16

Tabla 4.3 Condiciones envejecimiento convencional

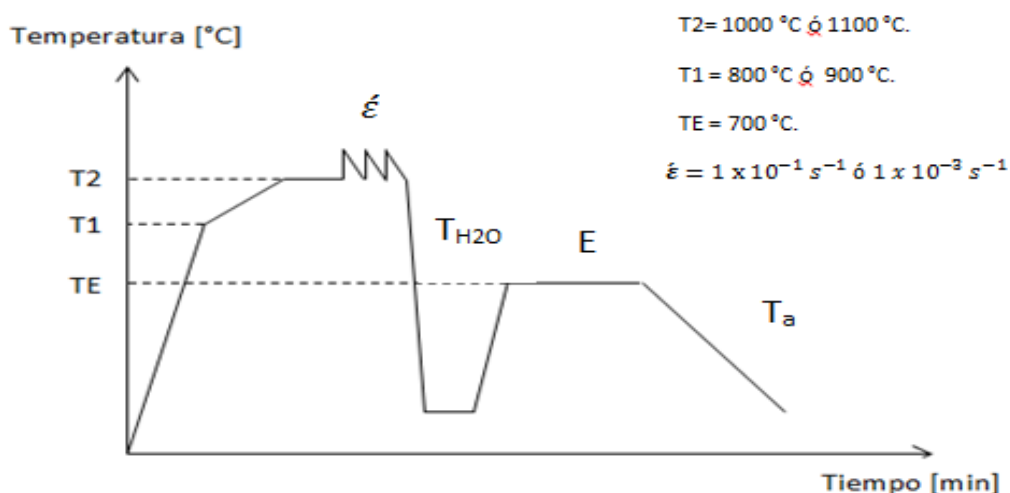


Figura 4.7 Envejecimiento convencional

En el nombre de las probetas que aparece en la Tabla 4.3. “FT” significa que se realizó una forja seguida de un temple en agua. Posteriormente aparecen cuatro cifras de las cuales las primeras dos hacen referencia a la temperatura de forja y dos números más que hacen referencia a la velocidad de deformación, como se ha comentado en los apartados anteriores y para finalizar un “E16” que representa un envejecimiento de 16 horas. Según esto, la probeta FT1011E16, por ejemplo, fue deformada a 1000 °C y $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, para luego ser envejecida durante 16 horas.

4.4.3.2. Envejecimiento corto.

Al igual que en la propuesta anterior se realizó una forja variando las velocidades de deformación y temperaturas de forja, finalizando con un temple en agua. Siguiendo a esto se propuso reducir las horas de envejecimiento a 4 horas en el horno tubular, con un incremento de temperatura, la temperatura estipulada para el mismo fue de 800°C. A continuación se presenta la Tabla 4.4 y la Figura 4.8, con los detalles de esta segunda propuesta orientada a una reducción de los tiempos de envejecimiento.

N	Nombre de probeta	Velocidad de deformación [s^{-1}]	Temp de deformación [°C]		Temperatura de envejecimiento[°C]	Tiempo de envejecimiento[h]
			T1(2°C/s)	T2(0.5°C/s)		
1	FT1011E4	0,1	800	1000	800	4
2	FT1111E4	0,1	900	1100	800	4
3	FT1113E4	0,001	900	1100	800	4

Tabla 4.4 Condiciones envejecimiento corto.

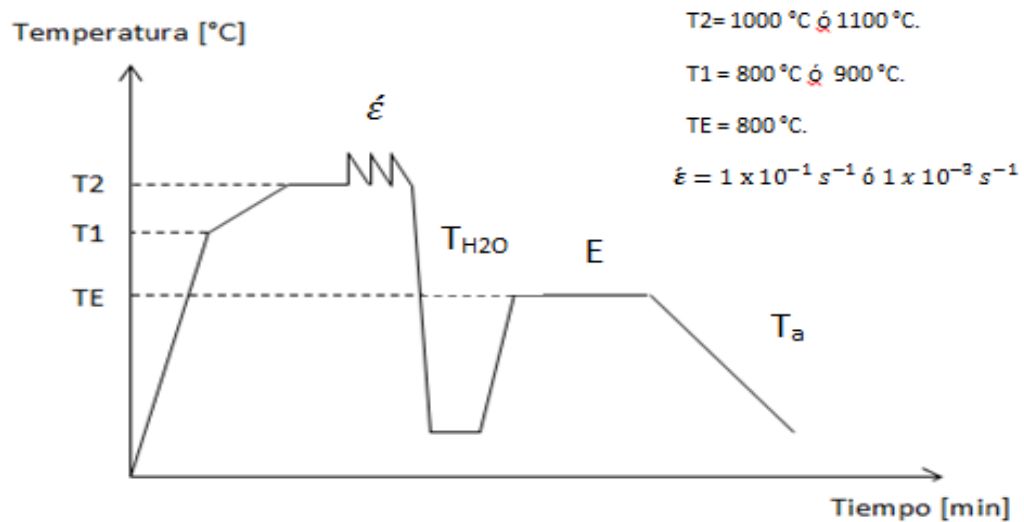


Figura 4.8 Envejecimiento corto.

Los nombres de las probetas que se puede apreciar en la Tabla 4.4 se basan en la misma metodología del apartado anterior, aunque se representa una diferencia en la nomenclatura, como lo es “E4” que representa el envejecimiento de la pieza durante 4 horas.

4.4.4. Segundo proceso termomecánico alternativo: envejecimiento directo

Siguiendo con los procesos alternativos, en la segunda propuesta se aplicará un envejecimiento directo. Consiste en realizar un proceso similar al mencionado en el apartado anterior pero llevando la pieza directamente de la forja a la temperatura de envejecimiento, en el mismo equipo en que se realiza la deformación en caliente, es decir la máquina INSTRON. Se inició de igual manera que en el primer proceso alternativo, aplicando una forja a la pieza con sus respectivas variaciones de temperaturas y velocidades de deformación a cada probeta. Seguidamente, se aplicó un enfriamiento controlado desde la

temperatura de deformación, hasta llegar a la temperatura de precipitación. Con esto se busca obtener resultados similares sin la necesidad de consumir la energía necesaria para recalentar la pieza después de aplicar el temple, y a su vez, una reducción el tiempo en el proceso. Al igual que en el proceso anterior fue dividido en dos propuestas, que se explicaran con más detalle a continuación. En la primera la forja se llevó a cabo en condiciones isotérmicas. En la segunda, se buscó simular más fielmente las condiciones de forja y el envejecimiento se llevó a cabo después de una forja realizada en condiciones de enfriamiento continuo.

4.4.4.1. Forja isotérmica seguida de un envejecimiento directo

Como se redactó anteriormente primero se aplicó el proceso de forja para pasar al envejecimiento directo. En el envejecimiento directo hubo un descenso de temperatura hasta llegar a los 800°C, que se produjo inmediatamente luego de que terminara la deformación con un tiempo de duración de un minuto. Esto con la finalidad de simular que el horno fue apagado. A los 800°C se mantuvo durante 4 horas, en el proceso de envejecimiento, y posteriormente fue enfriada a temperatura ambiente. Se presentan las probetas analizadas con las temperaturas y tiempos pertinentes durante el proceso en la Tabla 4.5 y el proceso termomecánico en la Figura 4.9.

N	Nombre de probeta	Velocidad de deformación [s^{-1}]	Temp de deformación [°C]		Temperatura de envejecimiento[°C]	Tiempo de envejecimiento[h]
			T1(2°C/s)	T2(0.5°C/s)		
1	FED1011E4	0,1	800	1000	800	4
2	FED1111E4	0,1	900	1100	800	4
3	FED1113E4	0,001	900	1100	800	4

Tabla 4.5 Condiciones forja isotérmica seguida de envejecimiento.

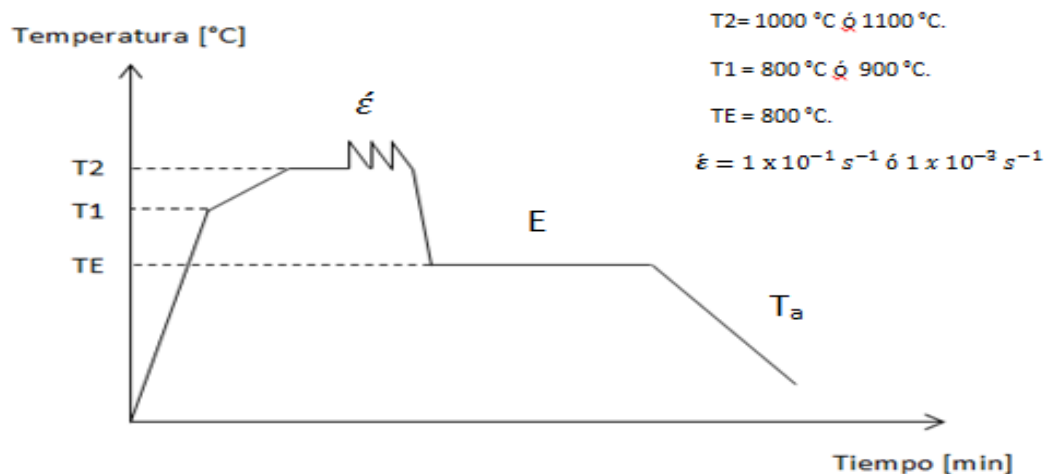


Figura 4.9 Proceso de Forja isotérmica seguida de un envejecimiento directo.

El nombre de las probetas representadas en la Tabla 4.5 es muy parecido al explicado en los casos anteriores con diferencia que sus 3 primeras siglas “FED” representa una forja seguida de un envejecimiento directo. De los 4 números que siguen a continuación sus dos primeros representan la temperatura de deformación y los últimos dos la velocidad de deformación y por último un “E4” representando un envejecimiento durante 4 horas. Por lo que la probeta FED1011E4, fue deformada a 1000 °C y $1 \times 10^{-1}\text{ s}^{-1}$, para luego ser envejecida directamente durante 4 horas.

4.4.4.2. Forja en enfriamiento continuo seguida de envejecimiento directo

La segunda propuesta de este proceso es muy parecida a la propuesta anterior, a diferencia de que la deformación de la probeta se realizará durante el descenso de temperatura. Es decir al llegar a la temperatura de forja, que variará dependiendo de la probeta, el horno estará programado para que descienda su temperatura hasta los 800 °C , en una velocidad proporcional a la velocidad de deformación, el tiempo que tardará el horno en descender su temperatura, lo llamaremos tiempo de descenso para el envejecimiento (TDE). Luego se dejó durante 4 horas a 800 °C y posterior a eso se dejó enfriar a temperatura ambiente. Como en los procesos anteriores anexaremos una Tabla 4.6 y la Figura 4.10 en las que se detallará a fondo.

N	Nombre de probeta	Velocidad de deformación [s ⁻¹]	Temp de deformación [°C]		Tiempo de descenso para el envejecimiento	Temperatura de envejecimiento[°C]	Tiempo de envejecimiento[h]
			T1(2°C/s)	T2(0.5°C/s)			
1	FEC1011E4	0,1	800	1000	1	800	4
2	FEC1111E4	0,1	900	1100	1	800	4
3	FEC1113E4	0,001	900	1100	14	800	4

Tabla 4.6 Condiciones Forja en enfriamiento continuo seguida de envejecimiento directo

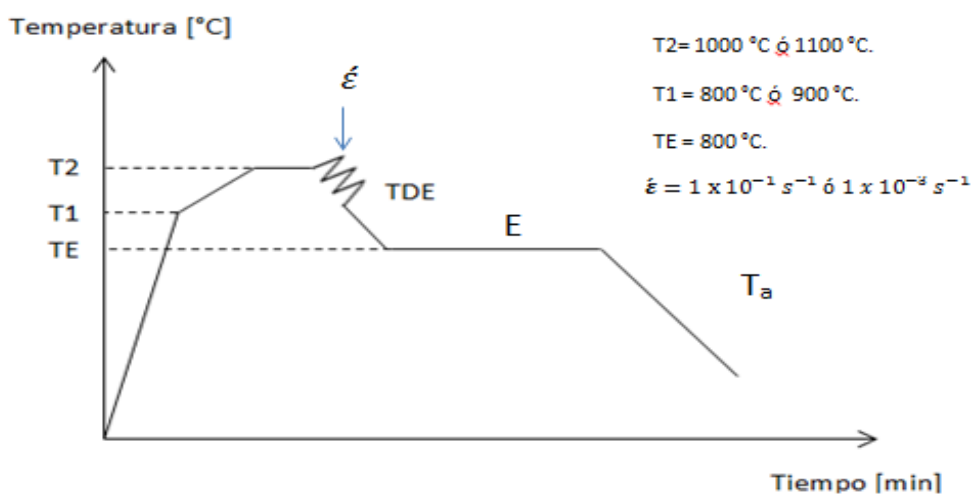


Figura 4.10 Proceso de forja en enfriamiento continuo seguida de envejecimiento directo.

Al igual que en todos los casos anteriores encontramos una nomenclatura relativamente parecida para los nombres de las probetas en este caso, el significado de las siglas asignadas a las probetas en la Tabla 4.6 es el siguiente. La "FEC" representa la forja con enfriamiento continuo, los 4 números siguientes la temperatura y velocidad de deformación. Por último las "E4" representando el envejecimiento durante 4 horas. Por lo tanto la probeta FEC1011E4 es una probeta deformada con un enfriamiento continuo a 1000 °C y $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, que luego fue envejecida directamente durante 4 horas.

4.5. Preparación metalográfica

Una vez que las probetas fueron tratadas en los diferentes procesos planteados en el PFC, se procede a su preparación metalográfica, a fin de lograr la visualización de su microestructura en el microscopio óptico (MO). De igual manera para realizar microindentación estática, en la que se pudo apreciar los valores de dureza en cada una de las probetas, este proceso se llevó a cabo en un durómetro de dureza Vickers.

La preparación metalográfica es sencilla y para el estudio de nuestras probetas su preparación se dividió en diferentes etapas, como lo son:

- Proceso de corte
- Proceso en encastado
- Desbaste y pulido
- Ataque químico

Aunque la preparación metalográfica es relativamente sencilla, fue de gran importancia prestar mucha atención a los diferentes pasos aplicados, ya que al realizar los ataques químicos en varias ocasiones se sobreatacó la muestra, lo que implicaba realizar los pasos anteriores de nuevo, produciendo así un incremento en los costes, ya sea por costes de material, pérdida de tiempo, mano de obra y mayor uso de energía. A continuación se describen los diferentes procesos involucrados en la preparación metalográfica.

4.5.1. Proceso de corte

Para poder observar la metalografía de cada probeta es necesario realizar un corte transversal a cada una de ellas. El corte debe ser aproximadamente a la mitad y es realizado en una cortadora marca Buehler (Figura 4.11), con un disco de alúmina (Al_2O_3).

Se debe tomar en cuenta que durante el proceso es necesario lubricar el contacto entre el disco y la probeta, a fines de garantizar un buen corte, evitar calentamientos excesivos del material y evitar la ruptura del disco, para ello se usó un líquido conocido como taladrina.

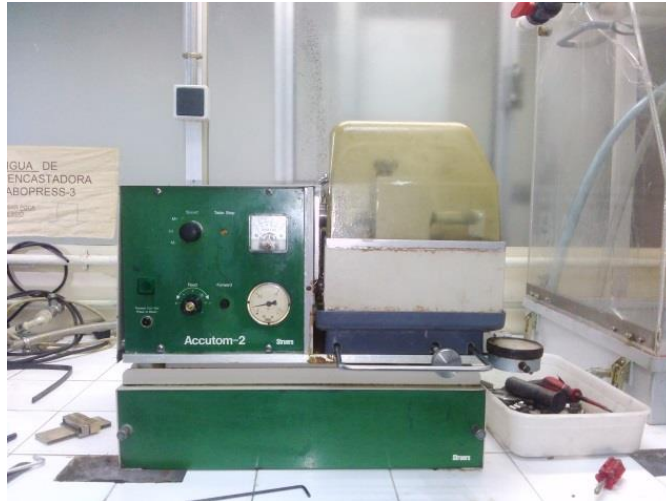


Figura 4.11 Cortadora Buehler

4.5.2. Proceso de encastado

Mediante este proceso se busca facilitar los procesos de desbaste y pulido, es realizado en una encastadora Struers LaboPress-3 (Figura 4.12), tiene una duración de aproximadamente 10 minutos y se encastan en baquelita negra. Se le asigna una fuerza de 35 KN, se calienta durante 5 minutos a 60°C y se enfría con las mismas condiciones de calentamiento.



Figura 4.12 Encastadora Struers LaboPress-3

4.5.3. Desbaste y pulido

El proceso de desbaste y pulido es el paso más largo e importante en la preparación metalográfica, ya que mediante éste se puede eliminar los planos y marcas que se presentan en la superficie de la muestra, además de conseguir una superficie pulida espejo apta para su observación en el microscopio. Para ello, se dispone en primer lugar discos de papel abrasivo de diferentes tamaños de granos, los utilizados fueron P2500, P1200, P800. Con cada uno de estos se desbastó la superficie de cada probeta durante 10 minutos aproximadamente, en diferentes direcciones para obtener una superficie más lisa, usando agua como lubricante. Para el pulido las probetas fueron colocadas en la pulidora automática Struers (Figura 4.13), en la cual se usaron paños de terciopelo de 6 μm , 3 μm y 1 μm , con sus respectivas pastas de diamante y lubricante de base etanol. En este proceso se procedió a dejar las probetas durante 15 minutos en cada ciclo para asegurar un buen acabado.

Para obtener las imágenes del FE-SEM se optó por pulir las probetas durante 1 hora con un paño especial conocido como OP1, usando para el pulido sílica coloidal. Posteriormente se dejaron las probetas 10 minutos adicionales con agua, a fin de asegurar que en las imágenes capturadas con el microscopio electrónico de barrido (SEM), no presentaran restos de sílica, ya que esto podría presentar una confusión con los precipitados.



Figura 4.13 Pulidora automática Struers

4.5.4. Ataque químico

Para revelar la microestructura del material fue necesario atacarlo químicamente. El reactivo empleado para ello, es llamado kallings y está compuesto por 4 gramos de CuCl_2 , 60 mililitros de etanol ($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) y 40 mililitros de ácido clorhídrico (HCl) [4].

El tratamiento fue aplicado mediante un gotero durante 10 segundos, luego se aplicaba agua, se secaba la probeta y se observaba a través del microscopio óptico para evaluar qué tanto se podía apreciar la microestructura. En general se aplicaban 3 ciclos de 10 segundos para obtener una vista bastante clara de la microestructura.

4.6. Técnicas de evaluación

4.6.1. Microindentación estática.

Al momento del diseño de componentes o elementos de máquinas, para prolongar la vida útil de los mismos y evitar que estos fallen por sobre esfuerzos, es necesario conocer sus propiedades mecánicas y las condiciones de servicio bajo las cuales estarán sometidos. En este sentido, la prueba por microindentación estática, nos proporciona una propiedad mecánica muy importante del material, la dureza, la cual es la propiedad que posee un material, de oponerse a ser rayado, penetrado o deformado plásticamente en su superficie.

Gracias al avance de la tecnología se han podido desarrollar equipos que calculan el valor de la dureza de un material con una alta precisión. Para los procesos de microindentación estática que se llevaron a cabo durante la realización del presente proyecto, se utilizó un durómetro de dureza Vickers, modelo MVK-H0 Akashi, Figura 4.14.



Figura 4.14 Durómetro de dureza Vickers, modelo MVK-H0 Akashi.

Para el cálculo de esta propiedad mecánica, se han desarrollado varias pruebas de dureza, siendo el ensayo Vickers el más utilizado en investigaciones científicas, este hace posible trabajar con cargas de baja magnitud, lo que permite trabajar en un amplio rango de escala que van desde unos pocos gramos hasta el rango de ensayos correspondientes a la macro-indentación. El principio de este ensayo, se basa en utilizar un indentador dispuesto a 90° sobre la superficie del material, en este caso en particular, el indentador posee una geometría piramidal de base cuadrada, con un ángulo de 136° entre sus caras opuestas, hecho de diamante, al cual se le ejerce una fuerza o carga determinada, por un período de tiempo, según lo normado por la ASTM-E92 (norma de método de prueba estándar de dureza vickers en materiales metálicos) [14], presionando así la superficie del material, deformándola, acción que imprime un huella en la superficie del material. La geometría del indentador y las características de la huella antes mencionados se esquematizan en la Figura 4.15.

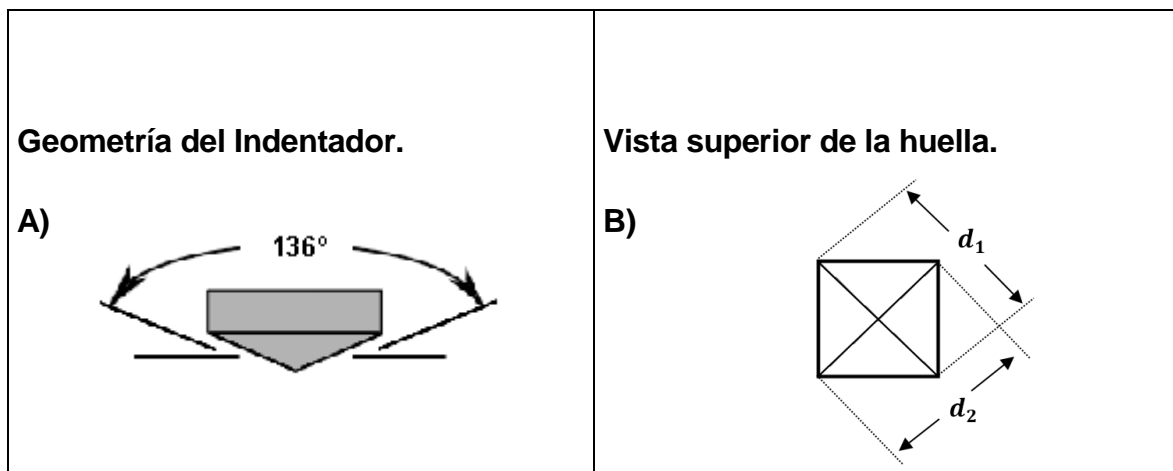


Figura 4.15 Geometría del indentador y vista superior de la Huella, luego de la indentación

4.6.1.1. Procedimiento a seguir para desarrollar el ensayo de Dureza.

Como se mencionó anteriormente, la dureza se determinó mediante micro-indentación Vickers, en la cual se obtuvieron huellas aplicando una carga de 100 gramos fuerza, durante 15 segundos. Este ensayo se realizó en 10 puntos equidistantes a lo largo de la sección transversal de cada espécimen.

Luego de ser fijada la probeta de ensayo a la máquina, se procede a realizar la indentación. En cada caso se dejó un espacio entre cada indentación de al menos 3 huellas.

El durómetro, luego de 15 segundos, ya ha realizado la impresión de la huella y se procede a realizar las mediciones de las longitudes de las diagonales (d_1 y d_2), mediante el microscopio óptico, para luego obtener el promedio de la huella y aplicar la ecuación anterior para determinar el valor de la dureza del material.

Los valores obtenidos para cada huella fueron introducidos en una hoja de cálculo, en la cual se encontraba un programa que calculaba la dureza a través de estos valores y nos arrojaba un promedio, valor que fue tomado como la dureza real del material.

4.6.2. Microscopia óptica

Mediante un microscopio óptico GX51 OLYMPUS, Figura 4.16, el cual dispone de una torreta con diferentes aumentos, acoplado a un ordenador que nos permite realizar fotomicrografía y es capaz de calcular el tamaño de los granos y fracción cristalizada por su programa Omnimet, utilizado para el tratamiento de imágenes. Se obtuvieron las

microestructuras deseadas de los distintos procesos, posteriores a cada tratamiento termomecánico.

El primer paso de esta etapa es tomar imágenes de la zona requerida, para nuestro caso, el centro del área transversal de cada muestra. Una vez tomada las imágenes se procede a remarcar cada grano. Esto se realiza por medio del programa Photoshop, instalado en el ordenador que está acoplado al microscopio. Luego de remarcar los granos se introduce la imagen en el programa Omnimet y para calcular el tamaño de grano y el área recristalizada de algunas muestras, se usó una rutina programada en dicho programa. Esta rutina fue programada por el técnico del laboratorio de microscopia óptica. Este programa nos arroja un archivo Excel con los valores de tamaño de grano, tanto en área como en diámetro circular. Luego mediante Excel se realizan una serie de histogramas y gráficos que serán utilizados en el capítulo 5.



Figura 4.16 Microscopio óptico GX51 OLYMPUS

4.6.3. Microscopio electrónico de barrido

Para observar a magnitudes microscópicas el material, se ha empleado el microscopio electrónico de barrido JEOL JSM-7001F del CEMEM, Figura 4.17. Trabaja con una pistola (Schottky) de electrones caliente que está optimizado para aplicaciones analíticas. Ofrece

corrientes muy altas de viga con una excelente estabilidad incluso en los voltajes de aceleración bajos. Está equipado con dos detectores de rayos X: un sistema EDS convencional y un sistema WDS de resolución espectral. La resolución es 1.2 nm a 30 kV y 2.0 nm a 1 kV [15]. Se utiliza para obtener información sobre la composición química de la matriz y de los precipitados presente en el material.



Figura 4.17 Microscopio electrónico de barrido. JEOL JSM-7001F

5. Resultados y discusión

5.1. Microestructura del material en el estado inicial

5.1.1. Microestructura del material en el estado de recepción

En la figura 5.1 se muestra la microestructura del Nimonic 80A en el estado de recepción a diferentes aumentos. Se observa la presencia de una gran cantidad de precipitados principalmente en los límites de grano. Por otro lado se tienen tamaños de grano promedios por encima de 40 μm de diámetro. Este valor fue tomado como un promedio de lo observado en la Figura 5.1 y se utilizará como punto de partida para futuras comparaciones.

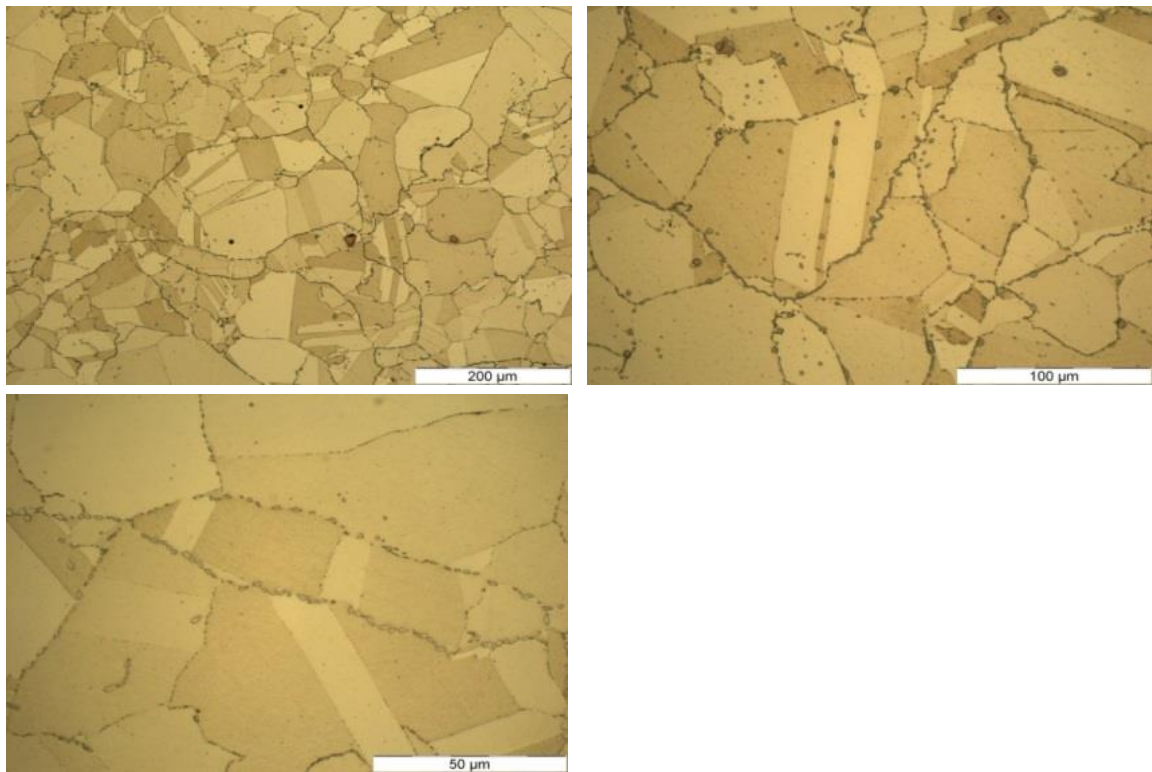


Figura 5.1 Microestructura del Nimonic 80A en el estado de recepción

Las imágenes de FE-SEM en la Figura 5.2 muestran la concentración de los diferentes elementos a lo largo de la muestra de Nimonic 80A.

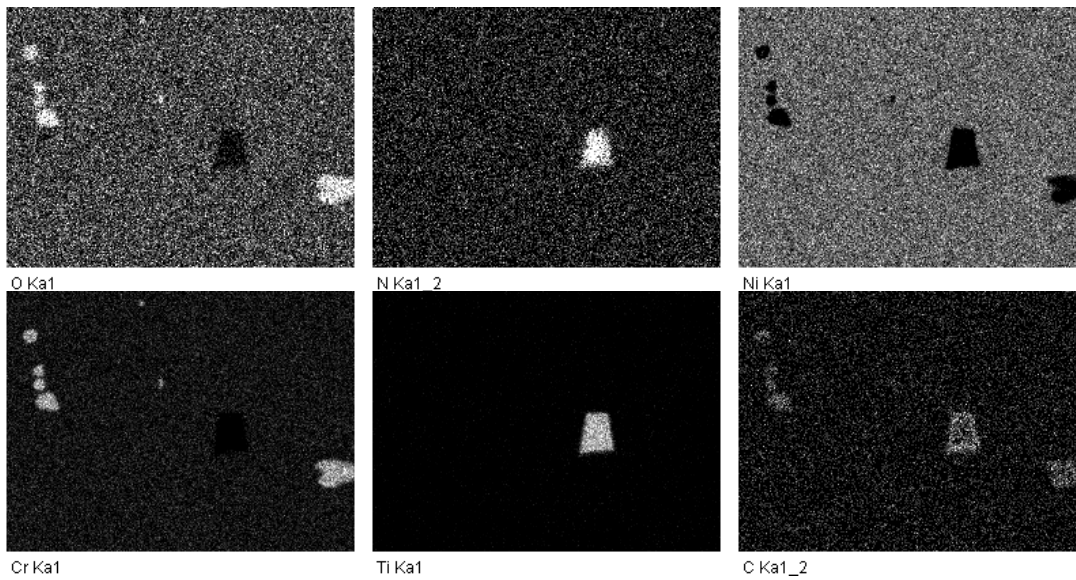
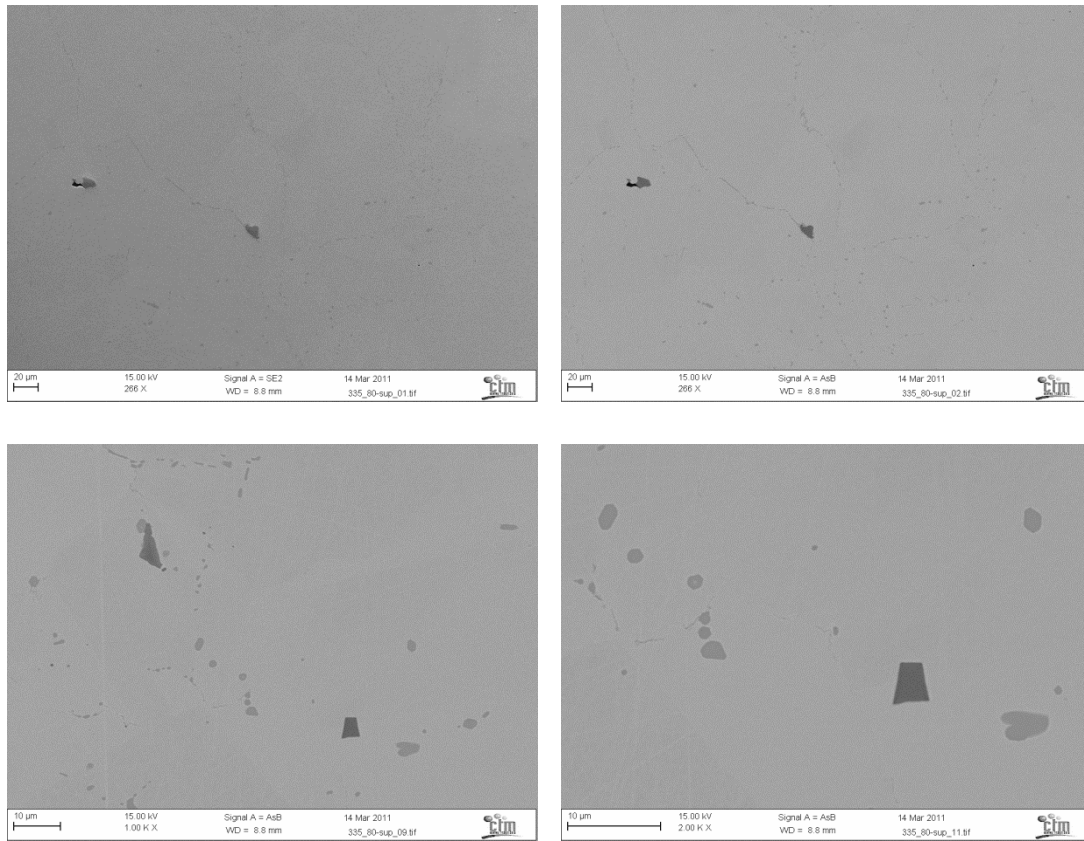


Figura 5.2 Barrido de la concentración de los diferentes elementos a lo largo de la muestra de Nimonic 80A

En la Figura 5.2 se observa que los precipitados poligonales son Ti(C, N). Los más pequeños son carburos de cromo, en los que parece disolverse también oxígeno [16].

5.1.2. Microestructura del material solubilizado

La Figura 5.3 se muestra la microestructura del material luego de una solubilización aplicada a 1150 °C durante 33 min. Se observa que no se disuelven por completo los precipitados. Esto se debe a que estos precipitados son estables a muy altas temperaturas, lo que lleva a pensar que se tratan de los precipitados de tipo Ti(C, N) observados en la Figura 5.2.

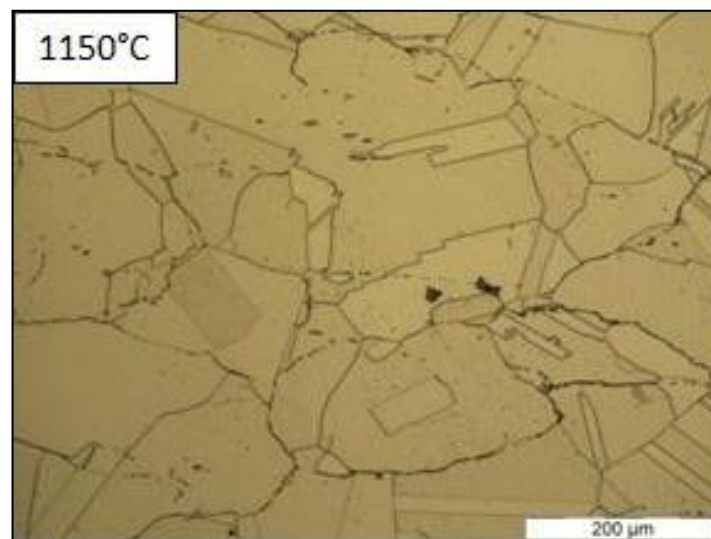


Figura 5.3 Microestructura del material luego de una solubilización a 1150 °C y 33 minutos

5.2. Propiedades del material tras la forja

5.2.1. Microestructura del material

En la Figura 5.4 se presenta la microestructura de algunas probetas luego de que se les aplicara una forja bajo las condiciones mencionadas en el apartado 4.4.1 del capítulo 4.

La Figura 5.4(a) corresponde a la probeta deformada a la menor temperatura y mayor velocidad de deformación. Se observan los granos originales alargados y los límites de grano se puede observar la presencia de granos muy finos recristalizados, generando un “collar” o “necklace” de granos finos alrededor de los granos originales deformados. Se puede observar que al aumentar la temperatura de forja, de (a) con respecto a (b), se

obtiene una microestructura más homogénea en la que el tamaño de grano recristalizado es mayor y la fracción recristalizada también aumenta. Sin embargo se sigue observando una estructura bimodal. En la Figura 5.4(c), de la probeta deformada a la mayor temperatura y velocidad de deformación más lenta, se observa una microestructura con una homogeneidad superior a la de (b) en la que el tamaño de grano recristalizado es mayor. Estos tres estados del material corresponden a los tres “acondicionamientos” iniciales a los que se aplicarán diferentes condiciones de tratamientos térmicos, convencionales y alternativos, tal y como se detalló en el capítulo 4.

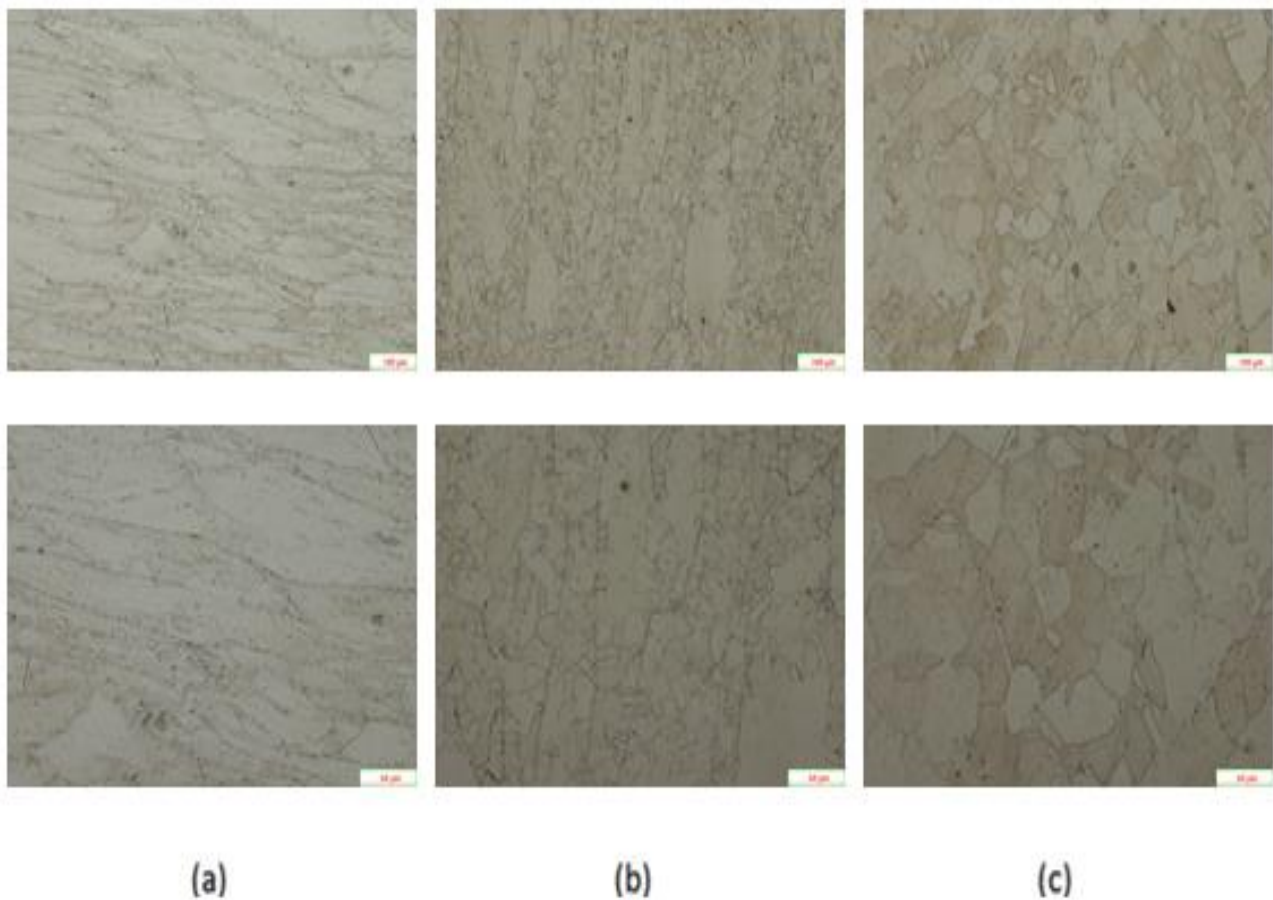


Figura 5.4 Microestructura del material a varios aumentos. a) FT1011, (b) FT1111, (c) FT1113

En las Figura 5.5, Figura 5.6 y Figura 5.7 se muestra información detallada, distribución del tamaño de grano y fracción de área recristalizada, de la microestructura obtenida después de la simulación del proceso de forja.

En la Figura 5.5 se observa la distribución de los tamaños de grano y el área recristalizada para la muestra FT1011. Se tomó como grano fino valores por debajo de 40 μm de diámetro (valor promedio observado en la figura 5.1), estos granos son los que forman el área recristalizada de la microestructura. Se observa gran cantidad de grano fino, con un tamaño de grano promedio alrededor de 10 μm , pero muy poca área recristalizada. Esto se debe a que se trabajó a una temperatura de 1000 $^{\circ}\text{C}$ y una velocidad de $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, condiciones que no son favorables para generar microestructuras homogéneas de grano fino.

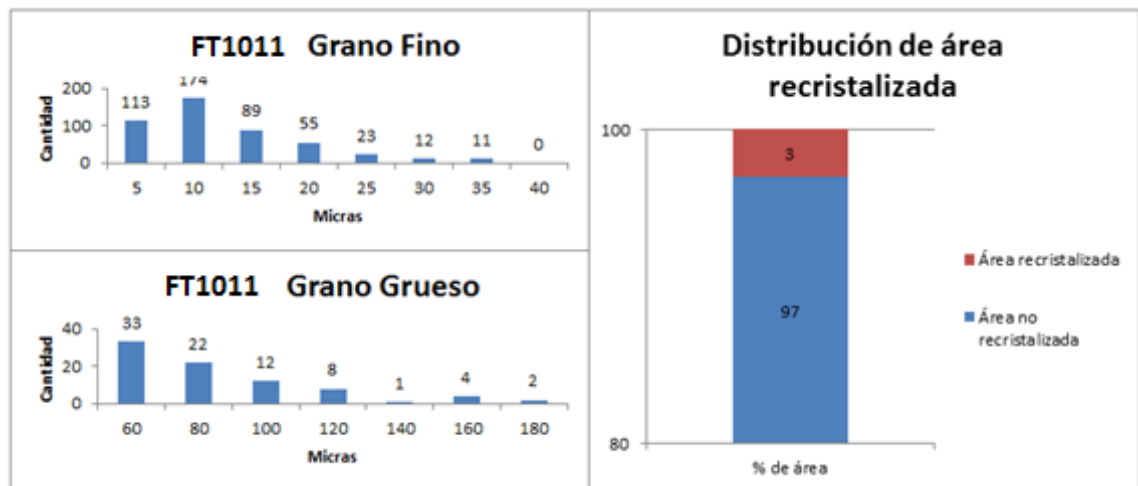


Figura 5.5 Diagramas para tamaños de grano y área recristalizada de la muestra FT1011

En la Figura 5.6 se observa la distribución de los tamaños de grano y el área recristalizada para la muestra FT1111. Se observa muy poca cantidad de grano grueso y un alto porcentaje de área recristalizada. Asimismo, se observa que el grano recristalizado tiene un tamaño mayor al observado para la probeta anterior, en este caso el tamaño de grano recristalizado se encontraría alrededor de 20 μm . A diferencia del caso anterior, en este se trabajó a una temperatura mayor de 1100 $^{\circ}\text{C}$, aunque la velocidad de deformación siguió siendo relativamente rápida, de $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$. Esto explica la diferencia que existe tanto en tamaño de grano como en área recristalizada entre ambas condiciones de forja.

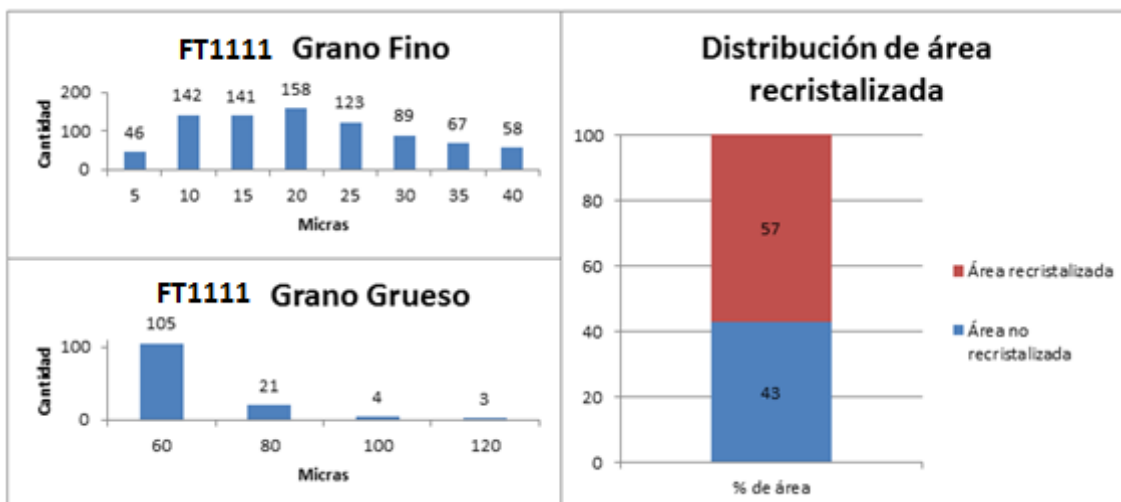


Figura 5.6 Diagramas para tamaños de grano y área recristalizada de la muestra FT1111

En la Figura 5.7 se observa la distribución de los tamaños de grano y el área recristalizada para la muestra FT1113. A pesar de haber trabajado con la misma temperatura que en el caso anterior, se obtuvieron tamaños de grano mayores y un área recristalizada casi en su totalidad. Esto fue debido a que la velocidad de deformación fue más lenta, la forja se produjo durante un tiempo mayor, dando lugar a la diferencia que se observa.

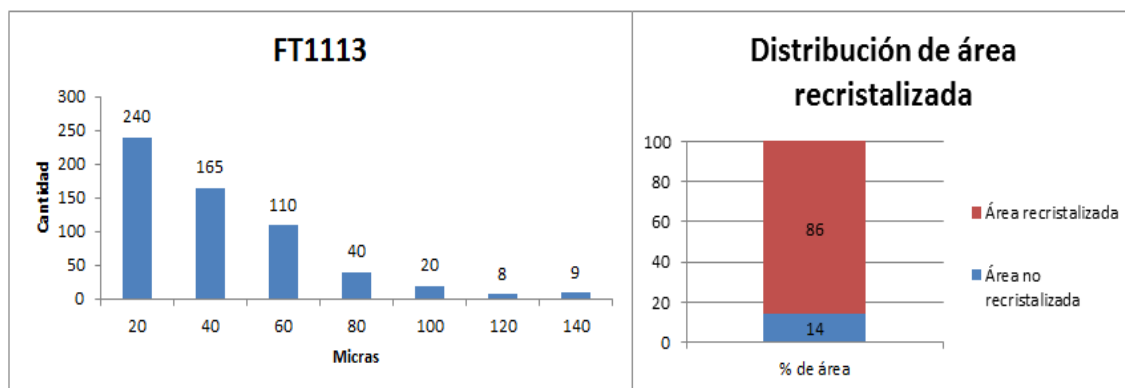


Figura 5.7 Diagramas para tamaños de grano y área recristalizada de la muestra FT1113

5.2.2. Propiedades físicas del material

5.2.2.1. Curvas de fluencia

En la Figura 5.8 se observan las curvas de fluencia del material para cada una de las condiciones de forja a las que fue sometido.

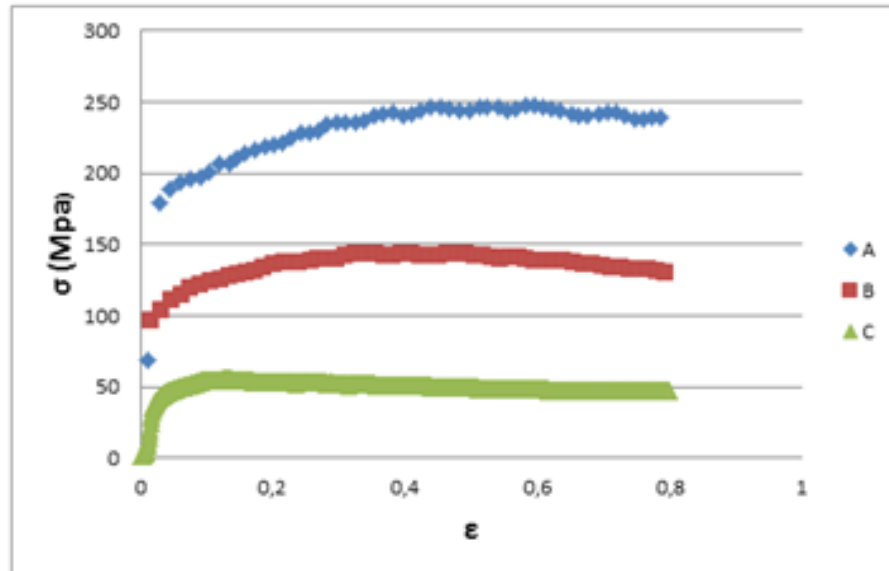


Figura 5.8 Curvas de fluencia. a) 1000 °C y $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ b) 1100 °C y $1 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, C) 1100 °C y $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

Como era de esperarse, se observa que al aumentar la temperatura en (b) con respecto a (a), se necesita un menor esfuerzo para deformar el material. La curva (c) muestra un comportamiento diferente a las anteriores, ya que al aplicar tiempos mayores en el proceso, se disminuye la deformación pico y por lo tanto también la deformación crítica para alcanzar condiciones de recristalización dinámica. La disminución de la velocidad de deformación ayuda a que el esfuerzo necesario para deformar el material se reduzca con respecto a procesos llevados a cabo a velocidades de deformación más rápidas.

5.2.2.2. Dureza

En la Tabla 5.1 se muestran las durezas obtenidas del material para cada condición de forja. Estos valores de dureza se tomarán como iniciales. Servirán para observar la influencia de los distintos tratamientos aplicados en la dureza final del material. De forma general se observa que la dureza disminuye con la fracción de área recristalizada según la

descripción de las microestructuras generadas presentadas en las Figura 5.5, Figura 5.6 y Figura 5.7.

Muestra	Dureza (HV)
FT1011	280±12
FT1111	260±9
FT1113	223±8

Tabla 5.1 Durezas de muestras forjadas

5.3. Propiedades del material según el proceso industrial

5.3.1. Microestructura de la muestra

A continuación se presenta la microestructura de algunas probetas luego de que se les aplicara una forja más tratamiento térmico según las condiciones descritas en el apartado 4.4.2 del capítulo 4. En la Figura 5.9 se puede observar que, después de aplicarle a la muestra los procesos de solubilización y envejecimiento, se logra una microestructura bastante homogénea para todos los ciclos. Esto se debe a las elevadas temperaturas y largos tiempos a los que se lleva a cabo la etapa de solubilización, para disolver los precipitados y homogeneizar la microestructura. El envejecimiento posterior, que permite la formación de precipitados finos y homogéneamente distribuidos, conlleva el endurecimiento del material que le confiere sus propiedades mecánicas finales.

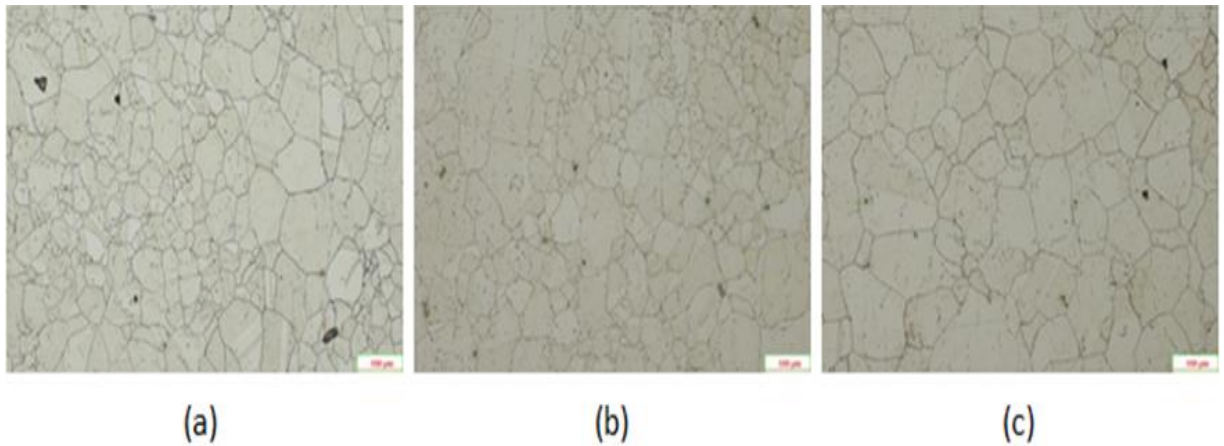


Figura 5.9 a) FT1011S8E16, b) FT1111S8E16, c) FT1113S8E16

En la Figura 5.10, Figura 5.11 y Figura 5.12 se observa información detallada, en cuanto a tamaño de grano se refiere, de estas muestras.

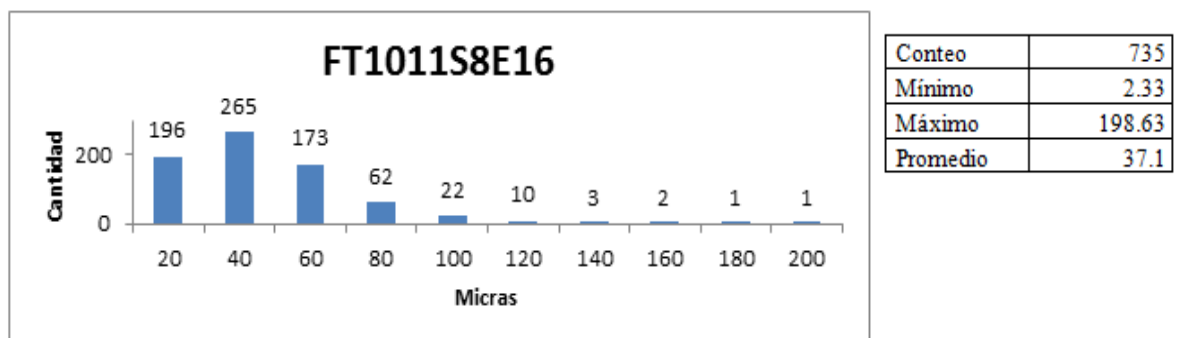


Figura 5.10 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FT1011S8E16

En el diagrama de la Figura 5.10 se observa la distribución de grano con respecto a su tamaño para la muestra FT1011S8E16. Se observa mayor cantidad de granos con un tamaño menor a 40 μm de diámetro y algunos granos más grandes. Con respecto a la probeta únicamente forjada, en las mismas condiciones de deformación, Figura 5.4(a) y Figura 5.5, se observa una homogeneización del tamaño de grano, consecuencia de la evolución microestructural durante la etapa de solubilización. Durante esta etapa pudo producirse inicialmente una recristalización estática de la fracción no recristalizada de la microestructura, seguida de un crecimiento de los granos recristalizados, tanto dinámica

como estáticamente. Debido a la heterogeneidad de la microestructura inicial, el tamaño de grano obtenido para esta probeta después de la solubilización, sigue siendo relativamente heterogéneo, ya que hay una proporción relativamente grande de granos con tamaños por encima de las 40 µm.

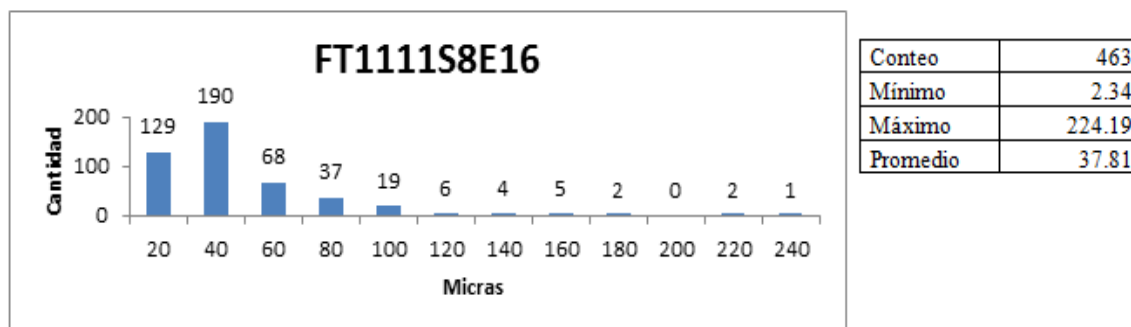


Figura 5.11 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FT1111S8E16

En la Figura 5.11 se observan valores similares de tamaño de grano con respecto a la Figura 5.10.

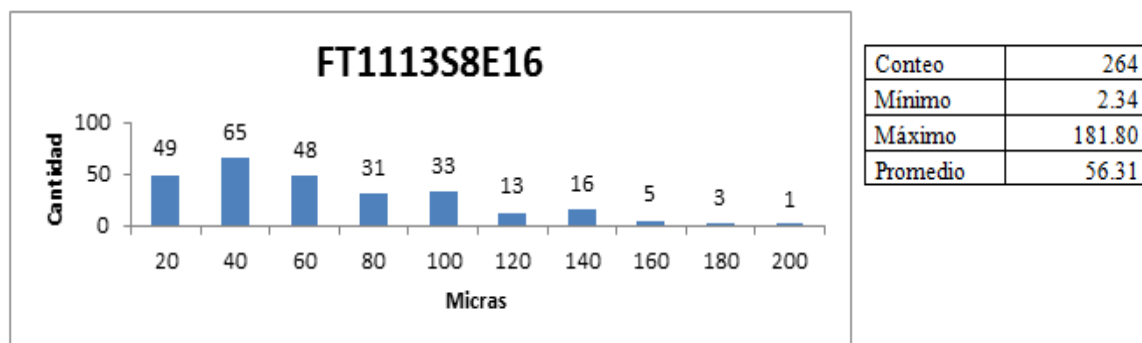


Figura 5.12 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FT1113S8E16

Se observa en la Figura 5.12 menores diferencias en los tamaños de grano. Durante la deformación se forman granos nuevos por medio de la recristalización (Figura 5.4(c)) Como la deformación se aplicó a velocidades lentas a elevadas temperaturas, se consiguió una microestructura prácticamente totalmente recristalizada de grano relativamente fino. Esta microestructura inicialmente homogénea de la Figura 5.4(c), creció durante la

solubilización, pero dando lugar a una microestructura igualmente homogénea de un tamaño de grano promedio superior a las anteriores condiciones.

5.3.2. Dureza

Muestra	Dureza (HV)
FT1011S8E16	431±8
FT1111S8E16	418±11
FT1113S4E16	396±14

Tabla 5.2 Valores de dureza en muestras de proceso industrial

Se puede observar en la Tabla 5.2 un considerable aumento en los valores de dureza con respecto a los valores mostrados en la Tabla 5.1. Esto se debe a la formación de precipitados durante el proceso de envejecimiento al cual fueron sometidas las muestras durante un tiempo de 16 horas a una temperatura de 700 °C. Las diferencias que existen entre las probetas sometidas a un mismo tratamiento de solubilización y envejecimiento, pero con diferentes condiciones iniciales de forja, indican que para mayores tamaños de grano recristalizado dinámicamente, menor es la dureza que se alcanza, ya que durante la etapa de solubilización este tamaño de grano crece.

5.4. Propiedades del material tras la eliminación de la etapa de solubilización previa al envejecimiento

5.4.1. Envejecimiento convencional

5.4.1.1. Microestructura del material

A continuación se presenta la microestructura de algunas probetas luego de que se les aplicara una forja bajo las condiciones mencionadas en el apartado 4.4.3.1 del capítulo 4.

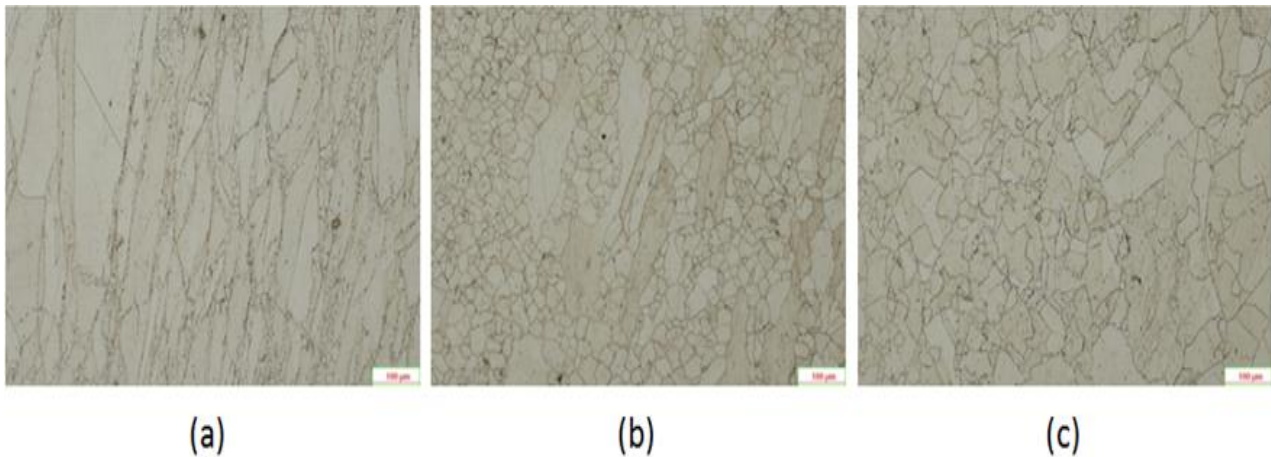


Figura 5.13 a) FT1011E16, b) FT1111E16, c) FT1113E16

En la Figura 5.13 se observan microestructuras muy diferentes para cada muestra, equivalente a las diferencias que se observaron en las probetas sometidas a diferentes condiciones de forja. En la imagen (a) se observa una microestructura nada homogénea. En la imagen (b), debido al aumento de temperatura, se tiene una estructura de mejores propiedades que en la imagen (a). Para la imagen (c) se tiene una estructura mayormente homogénea con respecto a la imagen (b) a pesar de estar trabajando a la misma temperatura. Este cambio se adjudica al tiempo durante la forja, ya que fue mucho mayor, dando lugar a una mejor microestructura. Al no aplicar la etapa de solubilización posterior al conformado, no hay posibilidad de que se acabe de completar la recristalización en condiciones estáticas, o que se produzca un crecimiento del tamaño de grano. Las temperaturas de envejecimiento, que es el único tratamiento al que se somete a estas probetas, no son lo suficientemente elevadas como para que se produzcan estos fenómenos de ablandamiento posteriores a la forja. Se concluye así que el proceso de solubilización juega un papel principal en cuanto a homogeneidad en la microestructura se refiere.

5.4.1.2. Dureza

Muestra	Dureza (HV)
FT1011E16	464±13
FT1111E16	462±11
FT1113E16	426±15

Tabla 5.3 Valores de dureza en muestras sin solubilización y con un envejecimiento convencional

Con respecto a las probetas solubilizadas y envejecidas, las probetas analizadas en este apartado (Tabla 5.3), únicamente envejecidas, presentan un incremento en los valores de dureza. Esto es debido a que la falta de solubilización elimina la posibilidad de ablandar el material a través de etapas de etapas de recristalización estática y crecimiento de grano. La acritud, que comporta el aumento de la densidad de dislocaciones durante la forja, en probetas que no recristalizaron completamente de forma dinámica, se mantiene y se suma al efecto de los precipitados generados durante el envejecimiento. De las tres probetas, la probeta que tuvo una mayor fracción recristalizada durante la forja es la que tiene menores valores de dureza, siendo éstos algo mayores que en condiciones de solubilizado más forja porque el tamaño de grano de grano recristalizado durante la forja es menor que el obtenido después del tratamiento de solubilizado.

5.4.2. Envejecimiento corto

5.4.2.1. Microestructura del material

A continuación se presenta la microestructura de algunas probetas luego de que se les aplicara una forja bajo las condiciones mencionadas en el apartado 4.4.3.2 del capítulo 4.

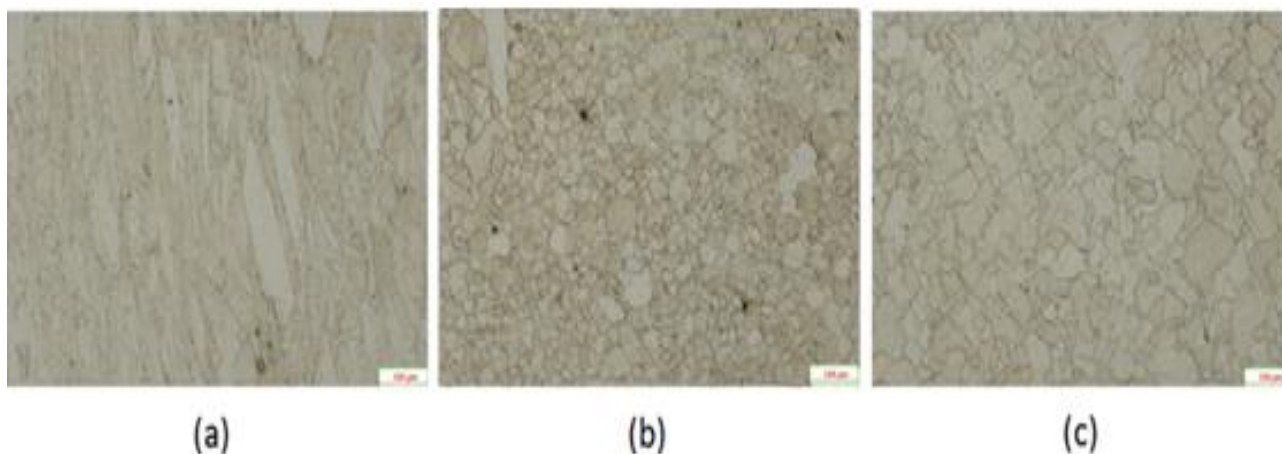


Figura 5.14 a) FT1011E4, b) FT1111E4 c) FT1113E4

Para este caso se observan microestructuras similares a las mostradas en la Figura 5.14, estructuras poco homogéneas a bajas temperaturas y mayormente homogéneas a altas temperaturas.

Esto supone que no es estrictamente necesario los largos tiempos de envejecimiento, ya que al disminuir el tiempo en un 75% se obtuvieron resultados similares. El factor que se debe tener en cuenta es el aumento de la temperatura que se propuso para respaldar la disminución del tiempo.

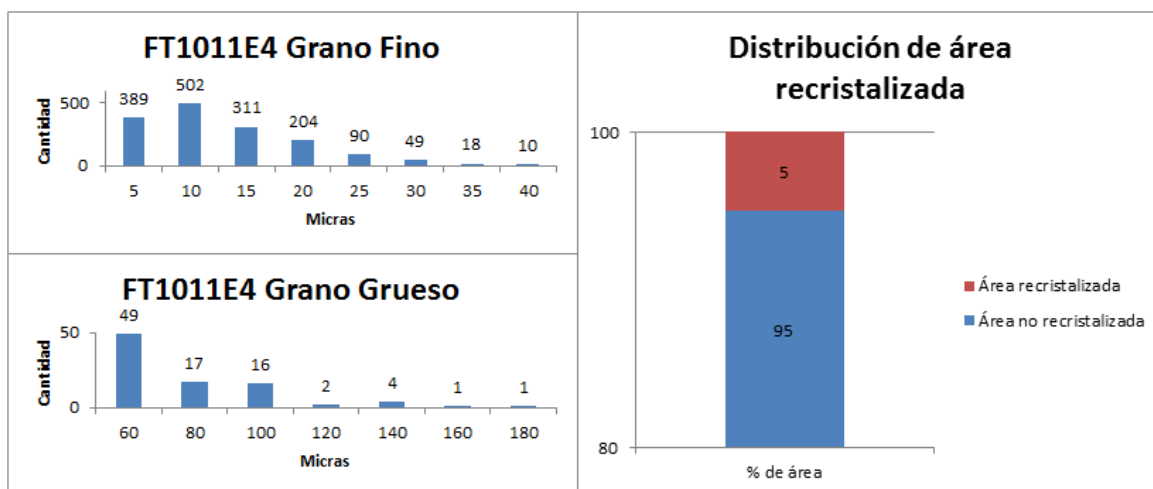


Figura 5.15 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FT1011E4

En la Figura 5.15 se observa la distribución de tamaño de grano para la muestra FT1011E4. Se puede observar una alta cantidad de grano con tamaño de diámetro por debajo de las 20 μm . Esto indica una gran cantidad de grano recristalizado. Sin embargo, al mantenerse granos de gran tamaño, por encima de las 60 μm de diámetro, se tiene sólo un 5 por ciento de área recristalizada.

Se mantiene una distribución de grano similar con respecto a la Figura 5.13(a). Esto sugiere que al disminuir los tiempos de envejecimiento de 16 horas a 4 horas, aplicando un aumento en la temperatura para compensar esta disminución, se obtienen resultados similares. Esto permite tomar estos valores como buenos para los siguientes casos.

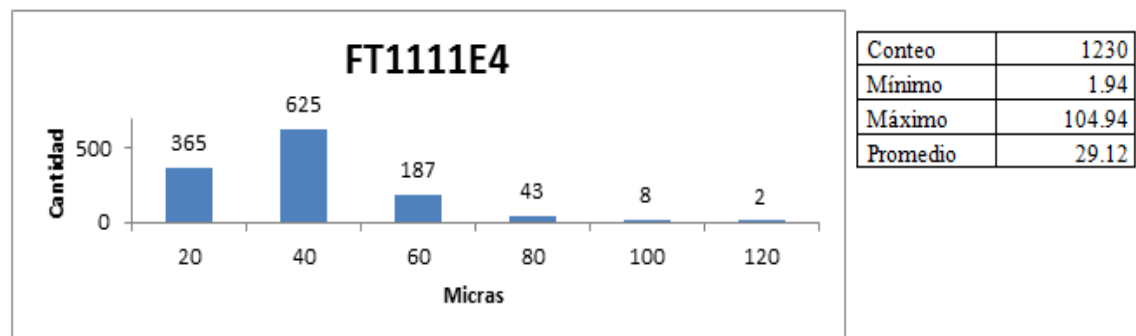


Figura 5.16 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FT1111E4

Para esta muestra (Figura 5.16) se tiene un tamaño de grano fino en su mayoría y sólo pocos granos con un tamaño por encima de 80 μm de diámetro. Aquí se ve la influencia de la temperatura con respecto al diagrama anterior, Figura 5.15, en el que se tenía gran cantidad de granos muy finos y a su vez mayor cantidad de grano grueso. En esta muestra se observa un mayor equilibrio, lo que da lugar a una estructura más homogénea como se observa en la Figura 5.14(b).

Esto se observa también al comparar con la Figura 5.13(b) donde la mayoría de la microestructura está compuesta de grano fino pero se encuentran granos de gran tamaño. Se puede decir que esta estructura es más homogénea pero tiene un promedio de tamaño de grano mayor.

Nuevamente se observa que la variación en el tiempo que se aplicó genera microestructuras similares.

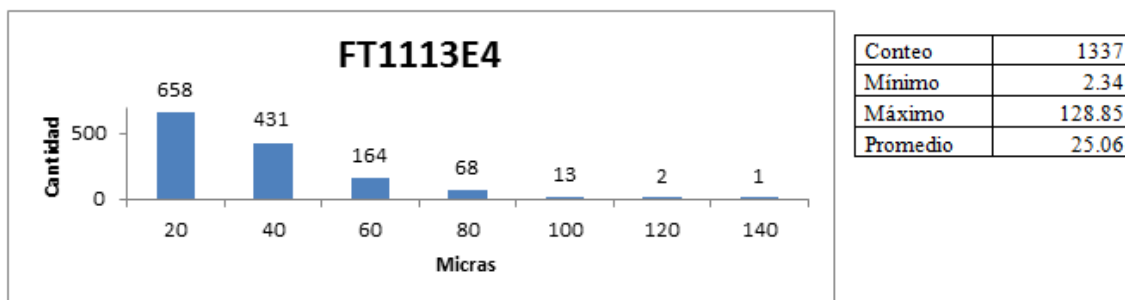


Figura 5.17 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FT1113E4

En la Figura 5.17 se muestra la distribución del tamaño de grano para la muestra FT1113E4. Se observa una distribución similar a la de la Figura 5.16, donde la variación de la velocidad de deformación es el factor que marca la pequeña diferencia que existe.

En relación con la Figura 5.12 se observa una disminución del tamaño de grano. Esto viene dado por la variación en el tiempo de envejecimiento que, ya que este es menor para el envejecimiento E4. Las condiciones de este envejecimiento favorecen que el tamaño de grano no crezca tanto en estas condiciones, con respecto a envejecimientos llevados a cabo a menores temperaturas y mayores tiempos. Por lo tanto, desde el punto de vista microestructura, el envejecimiento E4 sería más interesante que el envejecimiento E16. Faltaría por determinar si estos beneficios se mantienen a nivel de precipitación y dureza.

5.4.2.2. Dureza

Muestra	Dureza (HV)
FT1011E4	442±20
FT1111E4	438±8
FT1113E4	442±8

Tabla 5.4 Valores de dureza en muestras sin solubilización y con un envejecimiento corto

En cuanto a dureza se refiere, al comparar la Tabla 5.4 con la Tabla 5.3, se observa una disminución en los valores para las primeras dos muestras y un aumento para la muestra que fue deformada a menor velocidad.

Estos cambios en la dureza vienen dados, para los primeros dos casos donde disminuye el valor, por la disminución en el tiempo de envejecimiento. De esta manera se forman menor cantidad de precipitados endurecedores ya que tienen menos tiempo para hacerlo. Para la tercera muestra, pese a la disminución en los tiempos de envejecimiento, se obtuvo un valor de dureza superior. Esto se debe a una mayor presencia de grano fino.

5.5. Propiedades del material al aplicarle un envejecimiento directo

5.5.1. Forja isotérmica seguida de un envejecimiento directo

5.5.1.1. Microestructura del material

A continuación se presenta la microestructura de algunas probetas luego de que se les aplicara una forja bajo las condiciones mencionadas en el apartado 4.4.4.1 del capítulo 4.

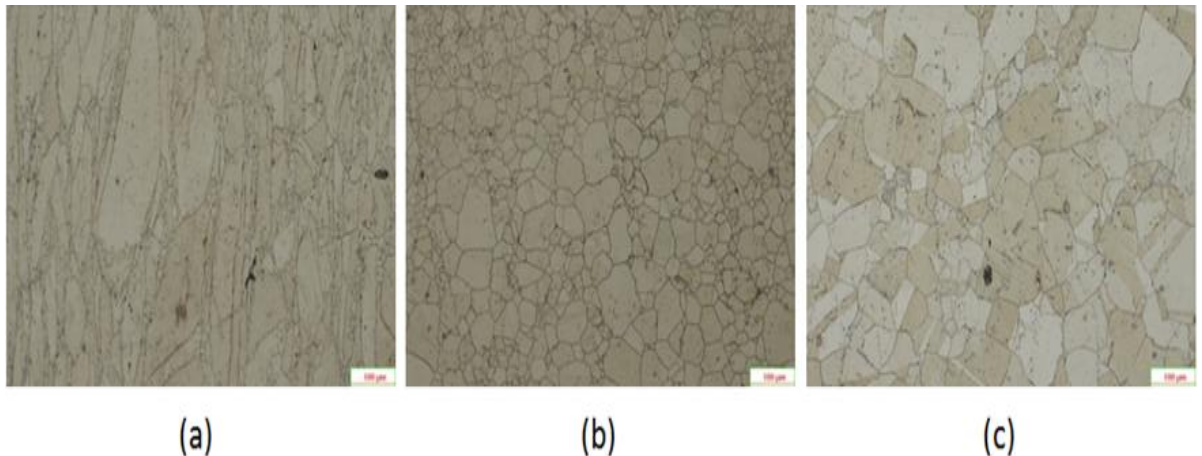


Figura 5.18 a) FED1011E4, b) FED1111E4, c) FED1113E4

En la Figura 5.18 se observa la microestructura de las muestras que fueron envejecidas directamente luego de ser forjadas. Como en los casos anteriores se observa que a bajas temperaturas (1000 °C) se obtienen microestructuras poco deseables, mientras

que para una temperatura superior (1100 °C) las microestructuras obtenidas son más adecuadas.

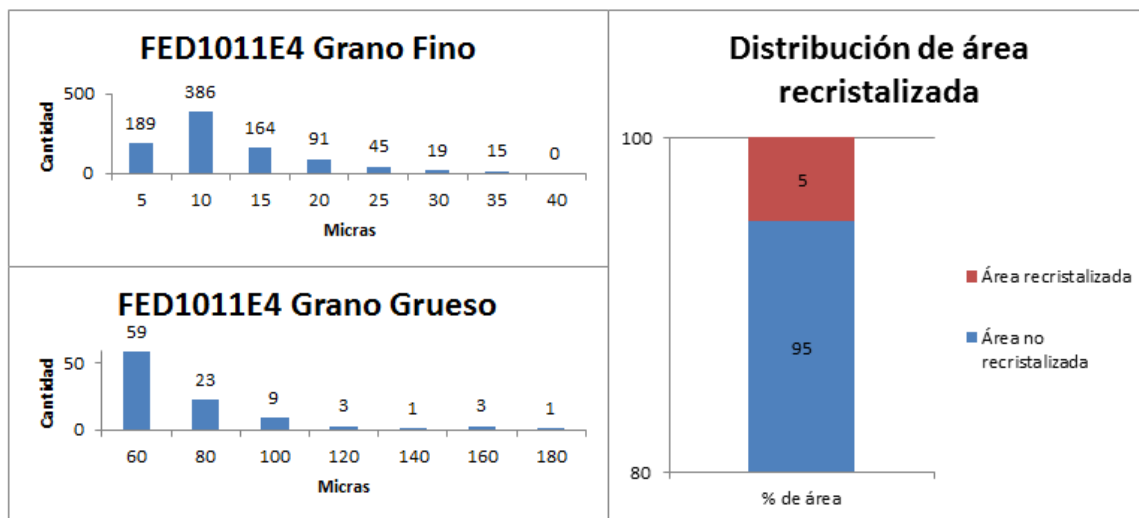


Figura 5.19 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FED1011E4

Como se observa en la Figura 5.19, se mantiene una distribución y un tamaño de grano similar al que se observa en la Figura 5.15. Esto demuestra que al utilizar un envejecimiento directo se pueden obtener resultados similares a los obtenidos al aplicar un temple en agua.

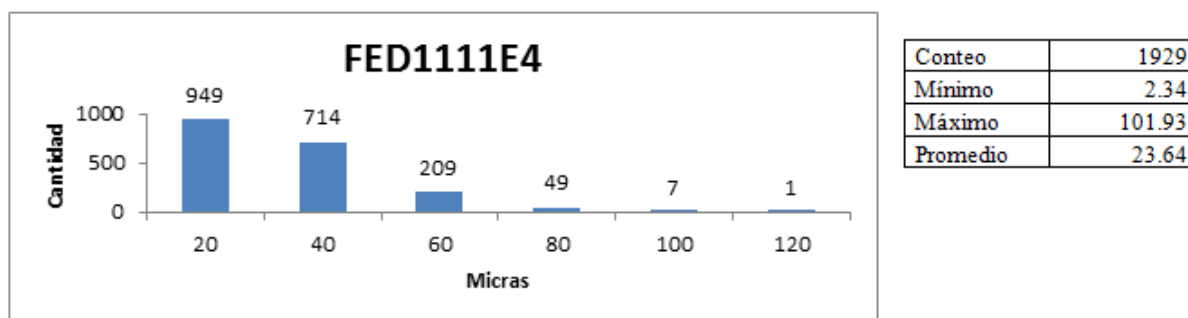
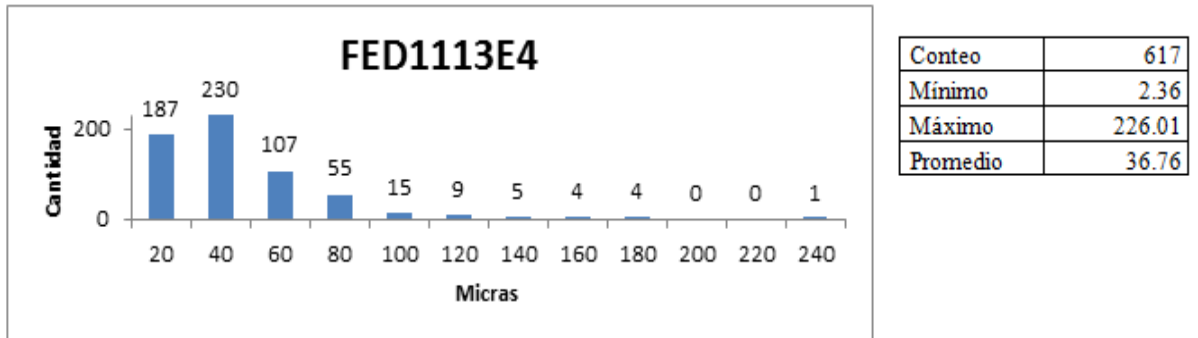


Figura 5.20 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FED1111E4

Con respecto a la Figura 5.20 se observa una mayor cantidad de grano fino, por debajo de 40 µm de diámetro. Esto quiere decir que al aplicar un envejecimiento directo en lugar de un temple en agua después de la forja, se logran granos más finos debido a que se

evita un recalentamiento del material en el cual el grano recristalizado pueda aumentar su tamaño.



Conteo	617
Mínimo	2.36
Máximo	226.01
Promedio	36.76

Figura 5.21 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FED1113E4

Como se observa en la Figura 5.21 la consecuencia del envejecimiento directo para este caso es un aumento en el tamaño de grano y una distribución diferente de este.

5.5.1.2. Dureza

Muestra	Dureza (HV)
FED1011E4	428±7
FED1111E4	433±7
FED1113E4	385±6

Tabla 5.5 Valores de dureza en muestras con forja isotérmica y envejecimiento directo

En la Tabla 5.5 se observan los valores de dureza para estas muestras, valores que, comparados con los del caso anterior, Tabla 5.4, son menores. Esto quiere decir que el evitar el temple en agua es contraproducente para las propiedades finales del material.

5.5.2. Forja en enfriamiento continuo seguida de envejecimiento directo

5.5.2.1. Microestructura del material

A continuación se presenta la microestructura de algunas probetas luego de que se les aplicara una forja bajo las condiciones mencionadas en el apartado 4.4.4.2 del capítulo 4.

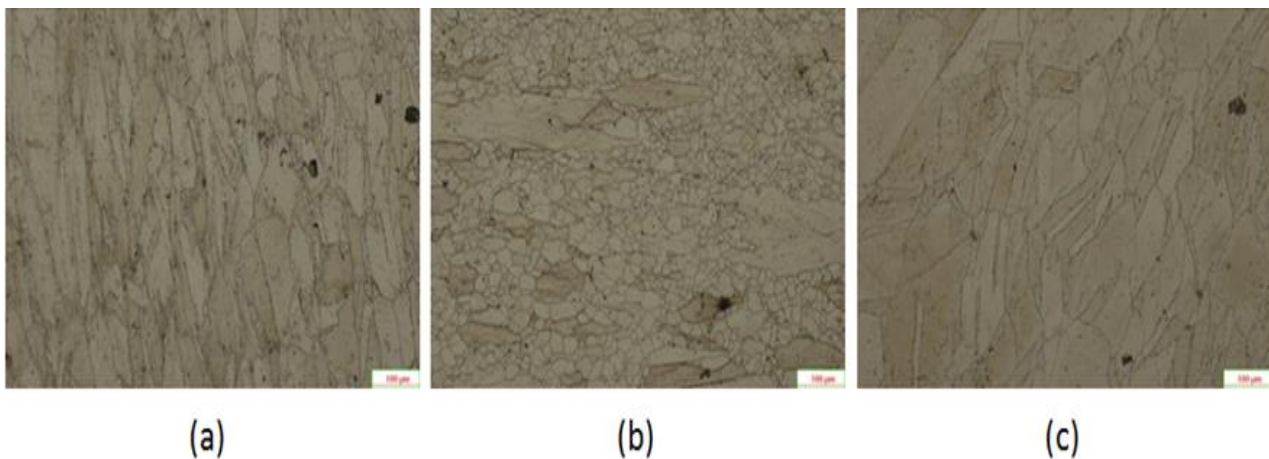


Figura 5.22 a) FEC1011E4, b) FEC1111E4, c) FEC1113E4

Para este caso se observan, en las imágenes (a) y (b) de la Figura 5.22, microestructuras similares a las de los casos anteriores. Para la imagen (c) de la misma figura se observa una microestructura diferente con granos más alargados y poco equiáxicos.

La diferencia está en que para velocidades rápidas de deformación, la variación de la temperatura no afecta de manera significativa al material, ya que la deformación toma lugar en sólo 8 segundos. En caso contrario, cuando tenemos bajas velocidades de deformación, la variación de la temperatura influye en gran proporción. En este caso la deformación tiene una duración de 14 minutos, tiempo suficiente para que ocurra una baja de temperatura considerable, alrededor de los 850 °C, y a su vez un aumento del esfuerzo de deformación, lo que genera una forma de grano irregular.

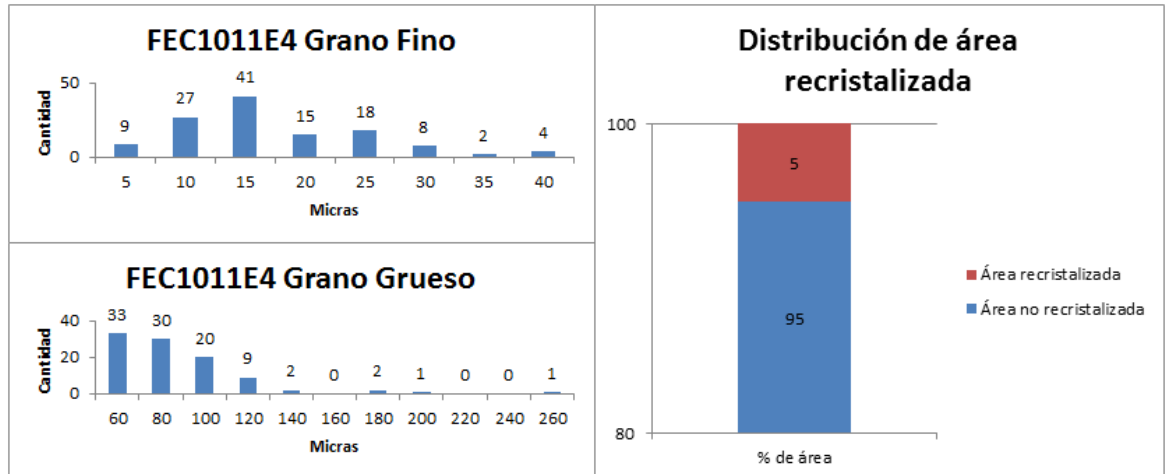


Figura 5.23 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FEC1011E4

En la Figura 5.23 se observa una gran cantidad de grano fino y a su vez presencia de granos muy grandes, lo que indica poca recristalización. Esto se debe a que se utilizó una temperatura muy baja. No se observan muchas diferencias con respecto a la Figura 5.19, esto indica que no existen diferencias notables entre un proceso de forja a temperatura constante y uno de forja en enfriamiento continuo. Esto se debe a que, al utilizar velocidades rápidas de deformación, la variación de temperatura no es mucha.

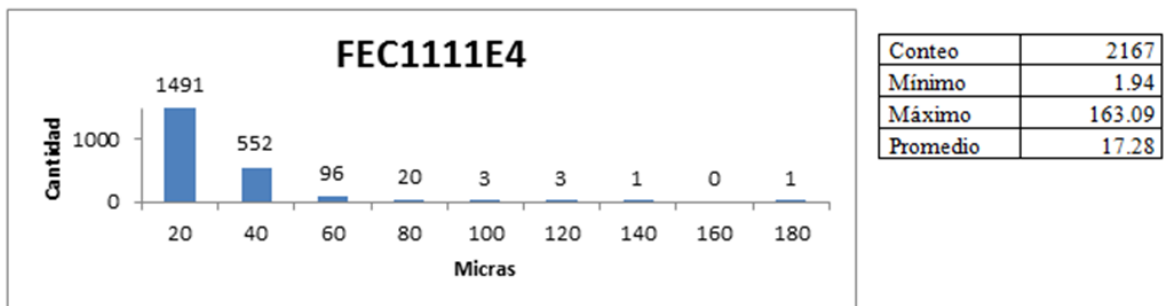


Figura 5.24 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FEC1111E4

En esta Figura 5.24 se observa mayor cantidad de grano fino y a su vez, granos de mayor tamaño con respecto a la Figura 5.20. Esto indica que se obtuvo mayor cantidad de grano recristalizado. Sin embargo, el grano no recristalizado permanece de mayor tamaño que en el caso anterior, lo que indica una menor fracción de área recristalizada.

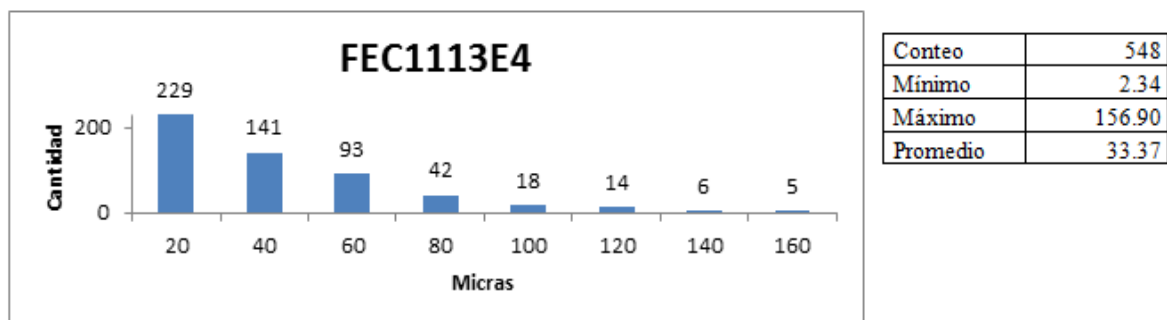


Figura 5.25 Diagrama para tamaño de grano para la muestra FEC1113E4

Se observa en la Figura 5.25 en relación con la Figura 5.21, menor cantidad de grano fino. En este caso la variación de la temperatura si afecta la microestructura debido a la lenta velocidad de deformación utilizada.

5.5.2.2. Dureza

Muestra	Dureza (HV)
FEC1011E4	443±7
FEC1111E4	492±17
FEC1113E4	435±5

Tabla 5.6 Valores de dureza en muestras con forja en enfriamiento continuo y envejecimiento directo

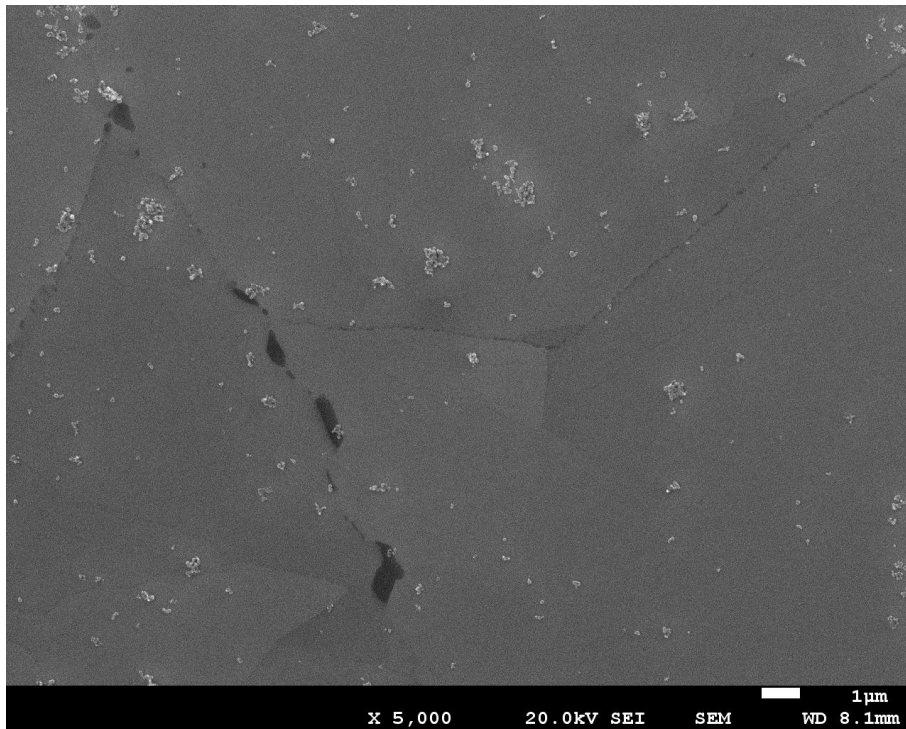
Para este proceso, Tabla 5.6, se obtuvieron mayores valores de dureza con respecto al anterior, Tabla 5.5. Incluso se obtuvo el valor de dureza mayor de todos los procesos en la muestra FEC1111E4. Al aplicar una forja en enfriamiento continuo el material necesita mayor esfuerzo para ser deformado. Asimismo, la forja acabaría en condiciones para las que la recristalización no tendría lugar fácilmente, favoreciendo la heterogeneidad microestructural y un aumento en los valores de dureza, por la acritud remanente en el material. Los valores de dureza estarían relacionados con el endurecimiento por

deformación del material, sumado a la precipitación, aunque es de preveer que éste sea a costa de una disminución de la ductilidad.

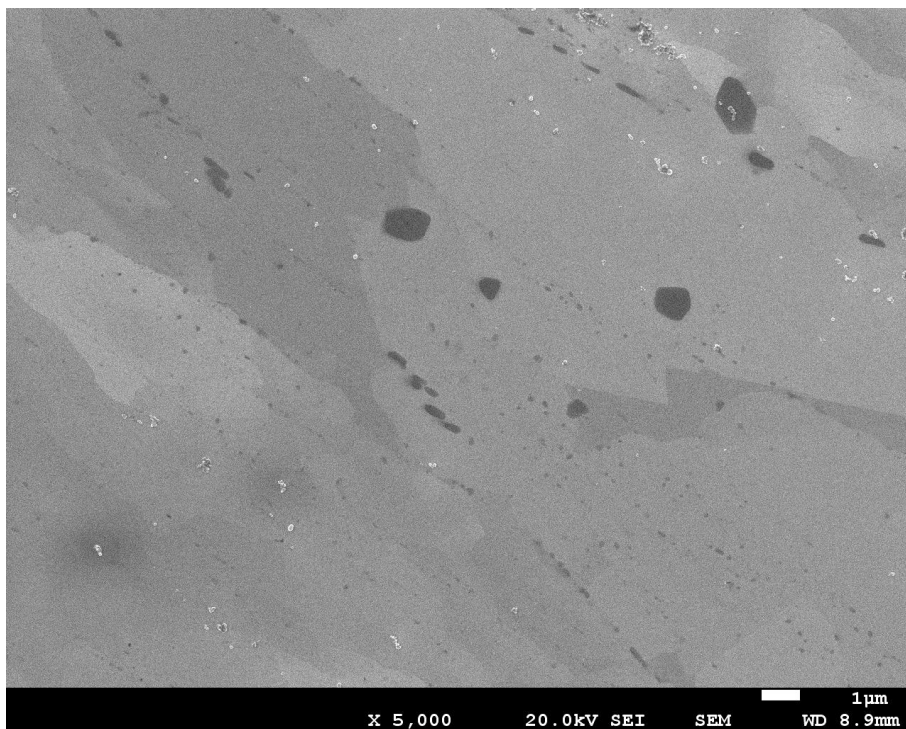
5.6. Caracterización de la precipitación

En la Figura 5.26 se observa la microestructura por MEB de las probetas de forja a las temperatura más elevada y menor velocidad de deformación (a) y temperatura más baja y mayor velocidad de deformación (b). Las diferencias del tamaño y morfología de los granos, ya descritos mediante microscopía óptica, se mantienen. Ambas probetas fueron envejecidas a 800°C durante 4h. Las imágenes permiten caracterizar los precipitados más grandes, que en la Figura 5.26 (a) aparece principalmente a nivel de los límites de granos, y para la probeta con una microestructura más heterogénea (b) aparece más dispersa. De hecho, tanto en esta figura como en las figuras siguientes, los precipitados más grandes corresponden a los Ti(C,N) que no llegan a disolverse durante los diferentes ciclos térmicos y termomecánicos. La presencia de estos precipitados más grandes no intervendría en las propiedades mecánicas y por lo tanto no debe tenerse en cuenta cuando se describa el efecto que tienen los diferentes procesos convencionales y alternativos en la precipitación causante del endurecimiento del material.

La naturaleza de los precipitados más finos no se ha podido determinar, por el tamaño de éstos, pero si se puede observar que la microestructura heterogénea, que a priori tendría una mayor acritud remanente, presenta un mayor grado de precipitación, sobretodo intergranular. De hecho, es sabido que la presencia de una elevada densidad de dislocaciones favorecería la formación de precipitados. Es importante remarcar que las partículas claras que aparecen en la Figura 5.26 (a) no son precipitados, sino restos de la suspensión de sílica coloidal utilizada en las operaciones de preparación metalográfica. También cabe poner de manifiesto que los precipitados responsables del endurecimiento del material durante el envejecimiento, podrían ser más pequeños que la capacidad de resolución a los aumentos mostrados. Sería necesario una preparación metalográfica más exhaustiva, para alcanzar a caracterizar adecuadamente la presencia de precipitados más finos.



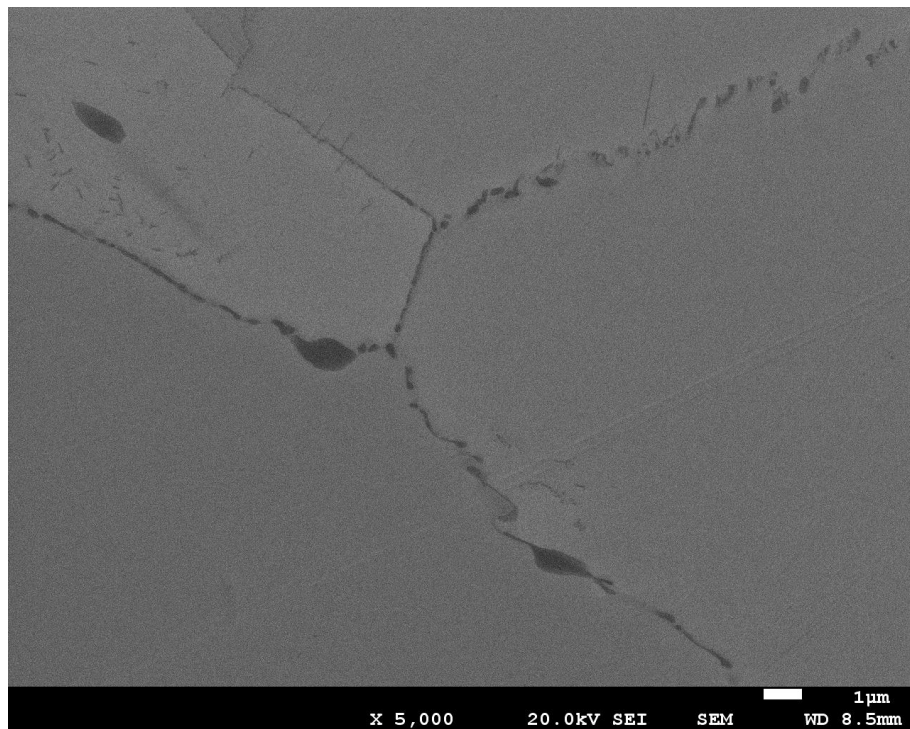
(a)



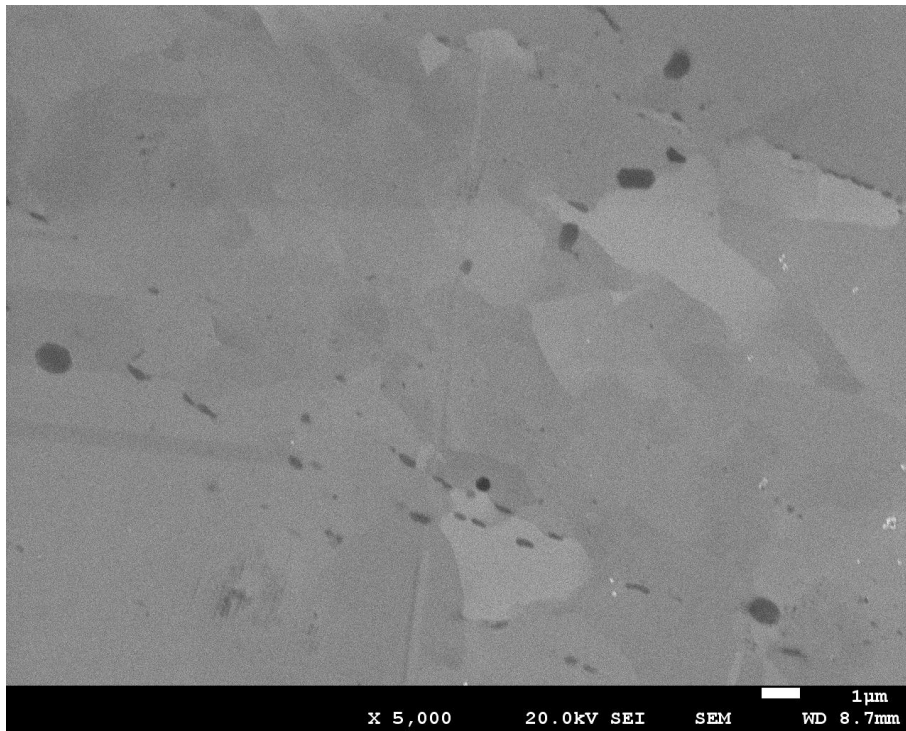
(b)

Figura 5.26 (a) FT1113E4, (b) FT1011E4

En la Figura 5.27 se observa la microestructura de las probetas que tras ser deformadas en las mismas condiciones de simulación de forja que las probetas anteriores, fueron envejecidas de forma directa. Aparentemente, la precipitación que ha tenido lugar a nivel de límite de grano para la probeta (a) es más pronunciada después de un envejecimiento directo que cuando el envejecimiento ha seguido a un temple, tanto a nivel de tamaño como de morfología de los precipitados. A pesar de que serían necesarios estudios más profundos para determinar la naturaleza de los cambios, a priori podría interpretarse que el cambio de práctica industrial, entre un temple más envejecimiento y un envejecimiento directo, podría tener consecuencias a nivel de los fenómenos de precipitación. Para microestructuras heterogéneas (b), los cambios de precipitación entre ambas prácticas no son tan evidentes.



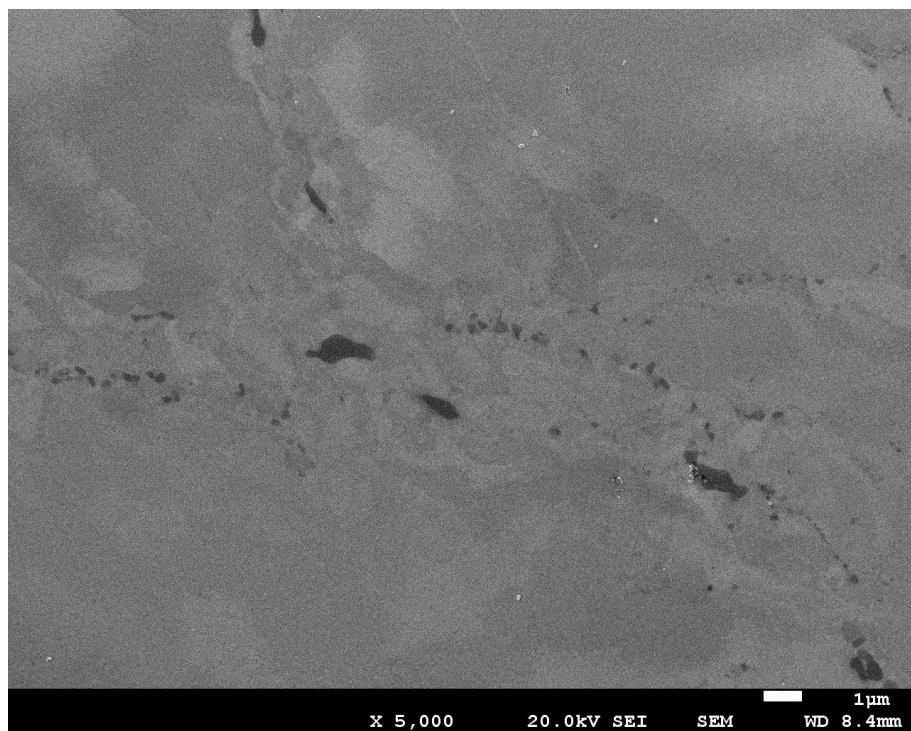
(a)



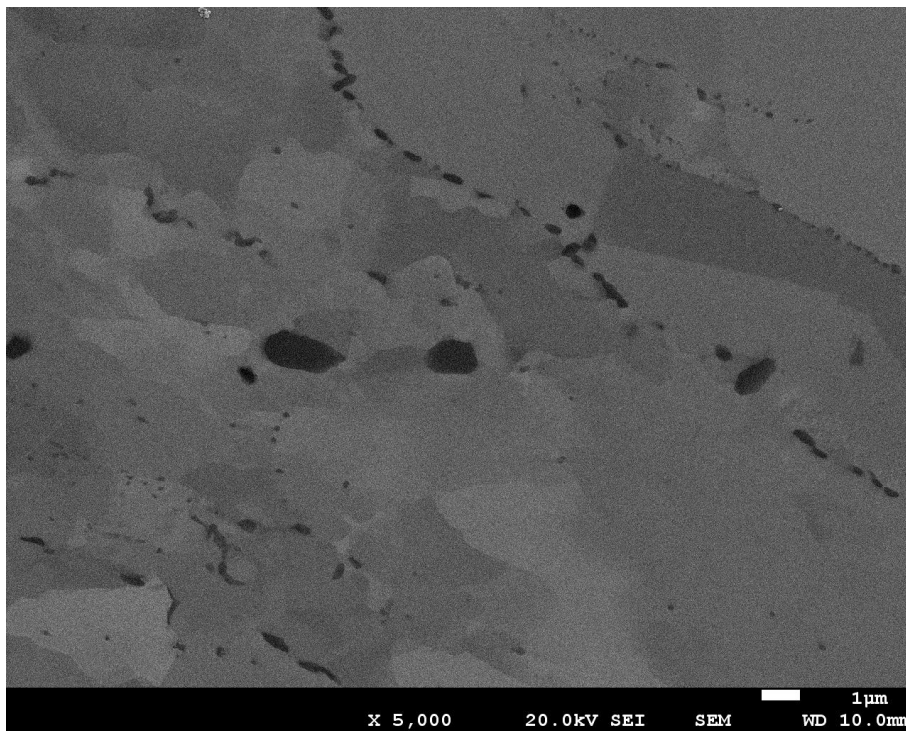
(b)

Figura 5.27 a) FED1113E4 b) FED1011E4

La Figura 5.28 muestra la microestructura de las probetas forjadas en condiciones de enfriamiento continuo, desde 1100°C (a) y desde 1000°C (b). En general las microestructuras presentan un tamaño de grano heterogéneo donde el tamaño de grano recrystalizado es más pequeño para la probeta forjada desde 1100°C, porque esta se deformó a una velocidad lenta, de tal manera que la deformación finalizó a temperaturas inferiores que para la probeta en la Figura 5.28 (b). A nivel de precipitación, en estas condiciones de procesamiento termomecánico, no se llega a evidenciar ninguna diferencia significativa.



(a)



(b)

Figura 5.28 a) FEC1113E4 b) FEC1011E4

6. Conclusiones

Los estudios y ensayos llevados a cabo sobre procesos de conformado en la superaleación Nimonic 80A nos permiten establecer ciertos criterios. Estos criterios serán mencionados a continuación:

- El aumento de las temperaturas y disminución de las velocidades de deformación de forja permiten obtener microestructuras recristalizadas homogéneas. De las tres combinaciones de estos parámetros de procesamiento aplicado, temperaturas de 1100 °C y velocidades de deformación de $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, fueron las óptimas para conseguir una recristalización casi completa de la microestructura en la que el tamaño de grano generado se encontraba alrededor de 30 μm de diámetro.
- Las simulaciones de forja llevadas a cabo a 1000 °C generaron microestructuras parcialmente recristalizadas, independientemente de la velocidad de deformación. La existencia de granos deformados y con elevada acritud supuso una mayor dureza del material en estado de forja.
- Una solubilización supone microestructuras más homogéneas para todos los casos, aunque se observa que aquellas microestructuras de forja no homogéneas promueven también una mayor dispersión de los tamaños de grano una vez que el material es solubilizado. Por lo tanto, es deseable que la estructura de forja sea homogénea incluso cuando se vaya a realizar un tratamiento de solubilización posterior para homogeneizar la microestructura o disolver precipitados que se hayan podido formar durante las etapas de conformado o durante el enfriamiento de la pieza desde las condiciones de forja.
- En caso de eliminar la etapa de solubilización previa al envejecimiento, es importante que la microestructura inicial sea homogénea. De las condiciones experimentales de forja aplicada, las mejores propiedades se obtuvieron para una temperatura de 1100 °C con una velocidad de deformación lenta. En caso de que el envejecimiento se lleve a cabo para las microestructuras no homogéneas, se podrían alcanzar durezas superiores, por efecto una mayor acritud del material, sumado al endurecimiento por precipitación, pero la ductilidad se vería negativamente afectada (aunque este punto no se haya podido probar).
- Al disminuir los tiempos de envejecimiento de 16 a 4 horas y un aumento de la temperatura de 700 a 800 °C, se obtienen valores de dureza similares, lo que hace pensar que los tratamientos de envejecimiento se podrían acortar.

- Mediante un envejecimiento directo se obtienen propiedades similares a las obtenidas por otras rutas de envejecimiento, lo que hace pensar que esta práctica pueda ser trasladada a nivel industrial consiguiendo una disminución del tiempo total del proceso, así como de la energía involucrada.
- Las simulaciones de la forja en enfriamiento continuo proporcionan mejores valores de dureza tras el envejecimiento directo, pero una microestructura heterogénea que se genera podría comprometer las propiedades finales, sobretodo a nivel de ductilidad.

7. Coste económico e impacto ambiental

7.1. Coste económico

El análisis de coste económico de este proyecto se realizará desde el punto de vista de una empresa encargada de realizar proyectos de ingeniería y estudios relacionados. El costo total se dividirá en 3 categorías de costos, como son: los costes de materiales, los costes de ensayos y análisis y los costes del personal. Los precios de referencia se han obtenido de las tarifas publicadas por el grupo de Tecnología Metalúrgica del Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la UPC. A continuación se presentaran una breve descripción y una tabla estimada de los costes de las 3 categorías antes mencionadas.

7.1.1. Costes del material

En los costes del material están incluidos los gastos generados en la oficina, los diferentes materiales no reusables necesarios para los ensayos, las probetas ensayadas, entre otros. Se pueden apreciar más organizados en la Tabla 7.1 Coste del material Tabla 7.1.

Coste del material (CM)			
Coste de las probetas			
Material	Cantidad [u]	Precio unitario [€/u o h]	Precio final [€]
Barras cilíndricas mecanizadas	54	12	576
Subtotal			576
Coste de preparación metalográfica			
Material	Cantidad [u,l,kg]	Precio unitario [€/u o h]	Precio final [€]

		h]	
Disco magnético	1	15	15
Papel abrasivo (600,1200,2400)	6	40	240
Paños (6,3,1)	10	30	300
Pastas de diamante (6,3,1)	1	120	120
Lubricante (thiner)	2	10	20
Papel	1	2	2
Jabón	1	2	2
Etanol	5	5	25
Baquelita	1	15	15
Agua	5	5	25
Otros (guantes, secador, pinza, pinceles, etc.)	1	200	200
Subtotal			964
Coste de oficina			
Material	Cantidad	Precio unitario [€/u o h]	Precio final [€]
Material de oficina	1	100	100
Software	20	15	300
Software de imagen	10	25	250
Subtotal			650
Total costes de material			2190

Tabla 7.1 Coste del material

7.1.2. Costes de ensayos y análisis.

En estos costes se presentan los gastos relacionados a la parte experimental, formada por los ensayos termomecánicos, la preparación metalográfica, los estudios microscópicos y la dureza del material. A continuación se podrá detallar las especificaciones de estos en la Tabla 7.2.

Coste de ensayos y análisis (CEA)			
Técnicas	Cantidad [u, h, l]	Precio unitario [€/u o h]	Precio final [€]
Coste de tratamientos térmicos			
Horno tubular Hobersal ST-16	30	10	300
Recipiente de temple	1	10	10
Subtotal			310
Coste de ensayos a compresión			
Máquina INSTRON	32	70	2240
Tubo de cuarzo	2	300	600
Subtotal			2840
Coste de preparación metalográfica			
Cortadora Struers Accutom-50	3	10	30
Encastadora Struers LaboPress-3	9	10	90
Pulidora automática Buehler	6	10	60
MO GX51 Olympus	3	30	90

Reactivo Kallings	0,5	2	1
Subtotal			271
Coste de estudio microscópico			
Sesión MEB	6	350	2100
Sesión MO	10	150	1500
Subtotal			3600
Coste del estudio de dureza			
Durómetro MVK-H0 Akashi	18	10	180
Subtotal			180
Total coste de ensayos y análisis			7201

 Tabla 7.2 Coste de ensayos y análisis

7.1.3. Costes del personal

A continuación en la Tabla 7.3. Se engloban los gastos generados por los profesionales necesarios para llevar este proyecto a cabo.

Coste del personal (CP)			
Personal	Horas [h]	Precio [€/h]	Precio final
Ingeniero junior	600	15	9000
Directora del proyecto	40	80	3200
Técnico de laboratorio	40	40	1600

Técnico de microscopía	15	40	600
Subtotal			14400
Total coste del personal			14400

 Tabla 7.3 Coste de personal

7.1.4. Costes totales

Los costes totales como se mencionó al principio del capítulo, serán la suma de las 3 categorías anteriores, que se puede simplificar en la siguiente formula.

$$CT = CM + CEA + CP.$$

A continuación se presentan los costes totales necesarios para la elaboración de este PFC en la Tabla 7.4.

Costes	Precio [€]
Coste del material	2190
Coste de ensayos y análisis	7201
Coste del personal	14400
COSTE TOTAL	23791

 Tabla 7.4 Coste total

7.2. Impacto ambiental

Durante la realización de este PFC ha sido de vital importancia el impacto ambiental de este. Se podría dividir esta importancia en dos perspectivas, la primera desde el punto de vista la caracterización del material y las vías alternativas propuestas y la segunda desde la realización del proyecto.

El proyecto en sí, plantea vías alternativas a la industria en busca de minimizar el consumo de energía. Además de esto como se ha mencionado el Nimonic 80A, es un material usado para la industria aeronáutica y de generación de energía por lo que estudiando su comportamiento, se busca alargar la vida útil de las piezas hechas con este material. También se podría tomar en cuenta que al reducir los tamaños y peso de las piezas fabricadas con este material, disminuye el uso de combustible, lo cual deriva en reducción de las emisiones de gases contaminantes a la atmosfera.

Durante la realización del proyecto, se ha buscado minimizar el consumo de energía, de recursos, productos y residuos, tomando en cuenta las medidas adecuadas para cuidar el medio ambiente.

Agradecimientos

Primero que nada nos gustaría agradecer a la Dra. Jessica Calvo y al Dr. Crisanto Villalobos, nuestros tutores en ambos países, por la ayuda, la paciencia y el profesionalismo que nos brindaron para el desarrollo de este proyecto.

También agradecemos a los integrantes del grupo PROCOMAME, que semanalmente nos guiaron con su experiencia y conocimientos. Agradecemos a Isaac López y Kim Albó, por su disponibilidad y paciencia durante nuestra estadía en la UPC. Extendemos nuestro agradecimiento a todas las personas que trabajan en el departamento de ciencias de los materiales, por brindarnos su apoyo, experiencias y amistades.

Para finalizar agradecemos a Dios y nuestros familiares, por guiarnos en los momentos difíciles, apoyarnos en las diferentes etapas de nuestra carrera y motivarnos día a día a dar lo mejor que tenemos.

Bibliografía

- [1] Reed, R. C. (2006). *The superalloys: Fundamentals and Applications* [Libro en línea]. Consultado el 24 de Noviembre de 2014 en: <http://www.cambridge.org/9780521859042>
- [2] Sims, C. (1984). *A history of superalloy metallurgy for superalloy metallurgists* [Documento de línea]. Disponible en: Jessica.calvo@upc.edu.
- [3] Lara, A. (2012) *Caracterización microestructural y estudio de los mecanismos de deformación en caliente y en frío de las aleaciones Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263*. Tesis doctoral no publicada. Universidad Autónoma de Nuevo León, Nuevo León.
- [4] Gámez, A. (2014). *Interacción entre la microestructura inicial y la precipitación en la superaleación Inconel 718*. Tesis de grado no publicada. Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona.
- [5] Universidad Centroamericana “José Simeón Cañas”. (2012). Clases de la Facultad de Ingeniería [Base de datos en línea]. Consultada el 17 de marzo de 2015 en www.uca.edu.sv/facultad/clases/ing/
- [6] Oukrid, H. (2012). *Efecto de las variables de procesamiento en la caracterización de la precipitación de las superaleaciones base níquel*. Tesis de grado no publicada. Universidad Politécnica de Cataluña, Barcelona.
- [7] Ramírez, C. y Villamizar, G. (2015). *Estudio del mecanismo de precipitación y caracterización de la superaleación Nimonic 263*. Tesis de grado no publicada. Universidad Central de Venezuela, Caracas.
- [8] Rangel, L. (2006). *La influencia del tratamiento térmico en las propiedades mecánicas de una superaleación nimonic 80A modificada con circonio*. Ponencia presentada en el IX Congreso Iberoamericano de Metalurgia y Materiales. La Habana.
- [9] De Cock, T. (2009). *Estudio y Modelización de la Recristalización estática de Aceros Ferríticos laminados en Frío*. Tesis doctoral. Universidad Complutense de Madrid. Madrid.
- [10] Tian, B.; Lind, C.; Schaffler, E. y Paris, O. (2004). Evolution of microstructures during dynamic recrystallization and dynamic recovery in hot deformed Nimonic 80A. *Materials Science and Engineering*, A 367, 198-204.
- [11] Special Metal Corporation. (2004). [Página web en línea]. Disponible en: <http://www.specialmetals.com/>.
- [12] Paris, O.; Tian, B.; Zickler, G.; Lind, C. y Wasle, G. (2002). SANS investigation of phase separation in hot-deformed Nimonic 80A. *Scripta Materialia*, 47, 25-30.

[13] Zickler, G.; Lind, C.; Paris, O. y Tian, B. (2003). Local microstructure and its influence on precipitation behavior in hot deformed Nimonic 80A. *Acta Materialia*, 51, 4149-4160.

[14] Westmoreland Mechanical Testing and Research. [Página web en línea]. Disponible en: <http://www.wmtr.com/>

[15] The University of Queensland Australia. *Instrumentation*. [Base de datos en línea]. Consultada el 19 de marzo de 2015 en <http://www.uq.edu.au/nanoworld/index.html?page=35502&pid=178020>

[16] Calvo, J.; Cabrera, J.; Guerrero, M.; de la Garza, M. y Puigjaner, J. (2011). *Characterization of the hot deformation behavior of Nimonic 80A and 263 Ni-based superalloys*. [Documento en línea]. Disponible en: Jessica.calvo@upc.edu.

Bibliografía complementaria

[17] Srinivasan, N. y Prasad, Y. (1995). Hot working characteristics of Nimonic 75, 80A and 90 superalloys: a comparison using processing maps. *Journal of Materials Processing Technology*, 51, 171-192.

[18] Tian, B.; Lind, C. y Paris, O. (2003) Influence of Cr₂₃C₆ carbides on dynamic recrystallization in hot deformed Nimonic 80a alloys. *Materials and Engineering*, A358, 44-51.

[19] Du, H.; Datta, P.; Inman, I.; Kuzmann, E.; Süvegh, K.; Marek, T. y Vértes, A. (2004). *Investigations of microstructures and defect structures in wear affected region created on Nimonic 80A during high temperature wear*. [Documento en línea]. Disponible en: Jessica.calvo@upc.edu.

[20] Sommitsch, C.; Pölt, P.; Rüt, G. y Mitsche, S. (2006). On the modeling of the interaction of materials softening and ductile damage during hot working of Alloy 80A. *Journal of Materials Processing Technology*, 177, 282-286.

[21] Dua, H.; Datta, P.; Inmana, I.; Kuzmannb, E.; Süvegh, K. y Marek, T. (2004). *Investigations of microstructures and defect structures in wear affected region created on Nimonic 80A during high temperature wear*. [Documento en línea]. Disponible en: Jessica.calvo@upc.edu.

[22] Saunders, N.; Guo, Z.; Li, X.; Miodownik, A. y Schillé, J-Ph. (2004). *Modelling the material properties and behavior of Ni-based superalloys*. [Documento en línea]. Disponible en: Jessica.calvo@upc.edu.

[23] Becker, P. y Nutting, J. (1968). *Structural changes during thermal fatigue of two nickel-based alloys*. [Libro en línea]. Consultado el 24 de marzo de 2015 en Disponible en: http://www.tms.org/superalloys/10.7449/1968/superalloys_1968_227_259.pdf

- [24] Seth, B. (2000). *Superalloys – The utility gas turbine perspective*. [Libro en línea]. Consultado el 24 de marzo de 2015 en Disponible en: http://www.tms.org/superalloys/10.7449/2000/superalloys_2000_3_16.pdf
- [25] Kargarnejad, S. y Djavanroodi, F. (2012). Failure assessment of Nimonic 80A gas turbine blade. *Engineering Failure Analysis*, 26, 211-219.
- [26] Xu, Y.; Yang, C.; Ran, Q.; Hu, P.; Xiao, X.; Cao, X. y Jia, G. (2013). Microstructure evolution and stress-rupture properties of Nimonic 80A after various heat treatments. *Materials and Design*, 47, 218-226.
- [27] Kim, D. K.; Kim, D. Y.; Ryu, S. y Kim, D. J. (2001). Application of nimonic 80A to the forging of an exhaust valve head. *Journal of Materials Processing Technology*, 113, 148-152.
- [28] Xu, Y.; Yang, C.; Xiao, X.; Cao, X.; Jia, G. y Shen, Z. (2012). Strengthening behavior of Al and Ti elements at room temperature and high temperature in modified Nimonic 80A. *Materials Chemistry and Physics*, 134, 706-715.
- [29] Sommitsch, C.; Pölt, P.; Rüt, G.; Mitsche, S. y Albu, M. (2007). Interaction of Recrystallization and Precipitation during Hot Forming of Alloy 80A. *Materials Science Forum*, 539-543.