

Universidad Nacional de Rosario

Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura



Tesis Doctoral

**ELABORACIÓN Y CARACTERIZACIÓN DE  
ALEACIONES FERROSAS CON MEMORIA DE FORMA  
PARA USO INDUSTRIAL: UN PROCESO DE  
PRODUCCIÓN DE ACOPLÉS SIN COSTURA.**

**Autor: Isidro G. Esquivel**

Directora: Dra. Ing. Ana Velia Druker

Tesis presentada para optar al título de:

**Doctor en Ingeniería**

Año 2021



## AGRADECIMIENTOS

---

Quiero agradecer profundamente a Ana: esta tesis no hubiese podido ser sin ella. No solo por la guía y los aportes fundamentales de su dirección, que nutren con su experiencia, que potencian con su dedicación; sino también, porque este trabajo es continuación de un camino que ella comenzó trazando, a filo de visión ingenieril. Entonces, quiero agradecerle haberme permitido participar de ese camino: desde la motivación durante *Ciencia de Materiales*, a la invitación a la adscripción en su trabajo de investigación, y luego, la dirección en esta tesis. Ana me inspiró de valor, me prestó fuerzas, me escuchó, me aconsejó. No dudó cuando las metas se veían lejanas. Ana enseña, con la palabra y con la presencia.

Igualmente fundamental, es el equipo *Memoria de Forma*. Quiero agradecer a Jorge todo el soporte brindado, su calidad humana y sus aportes técnicos, abundantes de experiencia y de una utilidad práctica indispensable. A cada miembro del equipo por las enseñanzas y la ayuda en experimentos (!y en la vida!). A los miembros del IFIR, al personal técnico en particular por las realizaciones y soluciones, tan ingeniosas y comprometidas: a Javier Cruceño, Federico Mateo y Marcos Calova por la asistencia en la instrumentación de la prensa hidráulica. A Daniel Castellani por su genialidad con los maquinados, y por todo lo que se aprende a su lado.

A mis compañeros del IFIR, por la ayuda ante cada obstáculo, por las discusiones ideológicas, por las risas compartidas.

Y a quienes me bancaron desde afuera de los laboratorios pero desde lo profundo del corazón: a Guada, a mis viejes, a mis hermanos, a quienes se prestaron a compartir con amor largas jornadas de escritura, entre juegos, mate y cerveza...

## RESUMEN

---

El primer objetivo de esta tesis fue evaluar el efecto memoria de forma (EMF) en dos aleaciones inoxidables Fe-Mn-Si-Cr-Ni, analizando cómo afecta la composición química y el procesamiento termomecánico.

Colamos dos aleaciones de composiciones Fe-16,9Mn-6,2Si-9,3Cr-5,0Ni (17Mn), y Fe-21,2Mn-3,7Si-9,4Cr-4,4Ni (21Mn), y las procesamos por laminado a 650, 800 y 1000 °C; luego aplicamos recocidos de 30 minutos a diferentes temperaturas entre 500 y 1000 °C para modificar la estructura de defectos. Encontramos que el mejor comportamiento de MF en ambas aleaciones se logra con un recocido a 700 °C en las chapas laminadas a 1000 °C. La aleación 17Mn muestra un EMF claramente superior a la 21Mn, con GRF de 88 y 78% medidos en ensayo de flexión y tracción respectivamente, y una tensión de retransformación de 490 MPa. Mediante observaciones de microscopía electrónica de transmisión, comprobamos que el mejor comportamiento se logró cuando la deformación macroscópica aplicada se compensó exclusivamente con transformación de fase  $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$  en una microestructura de defectos favorable (arreglos de dislocaciones y cantidad de fallas de apilamiento). En las muestras con limitada recuperación de forma, en cambio, la deformación se compensó principalmente (o en gran medida) con deformación plástica permanente (no recuperable) deteriorando el EMF. Tal es el caso de las muestras de aleación 21Mn, en las que se encontró una mayor densidad de dislocaciones con limitada cantidad de martensita formada.

El segundo objetivo fue diseñar un método que combina características del punzonado y la extrusión directa, para el conformado de tubos sin costura de aleación 17Mn. Fabricamos los dispositivos necesarios, y realizamos pruebas hasta ajustar el procedimiento. Mediante 5 pasos de conformado, y un torneado de dimensionamiento final, obtuvimos acoples de diámetro nominal 20,5 mm de calidad geométrica y dimensional. Luego de recocidos a 700 °C, y expandidos diametralmente, exhiben 75% de recuperación de forma. Con ellos, acoplamos satisfactoriamente ejes de 21 mm, logrando una capacidad de transmisión de 4kgm/cm<sup>2</sup>.

La aleación 17Mn presenta una relación de propiedades mecánicas y de memoria de forma muy favorable a las aplicaciones proyectadas para este tipo de aleaciones. Los resultados obtenidos fomentan a continuar con algunas vías de investigación y desarrollo que desde aquí se desprenden.

# GLOSARIO DE TÉRMINOS

---

## 1. SIMBOLOGÍA

### Temperatura

$T_0$	Temperatura de equilibrio de Energías de Gibbs
$T_i$	Temperatura inicial de ciclo térmico
$T_f$	Temperatura final de ciclo térmico
$T_r$	Temperatura de retransformación
$T_N^Y$	Temperatura de Néel de la austenita
$M_s$	Temperatura de comienzo de transformación martensítica
$M_f$	Temperatura de finalización de transformación martensítica
$M_d$	Temperatura máxima a la cual se puede formar martensita $\epsilon$ inducida por tensión
$A_s$	Temperatura de comienzo de transformación austenítica
$A_f$	Temperatura de finalización de transformación austenítica

### Deformación

$\epsilon_a$	Deformación aplicada
$\epsilon_e$	Relajación elástica
$\epsilon_{pe}$	Relajación pseudoelástica
$\epsilon_{rem}$	Deformación remanente
$\epsilon_{rec}$	Deformación recuperada

### Tensión

$\sigma_{0,2}$	Tensión correspondiente a una deformación de 0,2%
$\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}$	Tensión de activación de la transformación martensítica
$\sigma_f$	Tensión de fluencia: tensión a la cual comienza la deformación plástica permanente
$\sigma_r$	Tensión de retransformación con deformación restringida
$\tau_R$	Tensión de corte resuelta
$\tau_{RC}$	Tensión de corte resuelta crítica
$\tau_{\gamma \rightarrow \epsilon}$	Tensión de corte resuelta requerida para la transformación martensítica

**Relaciones y Grados**

$r$	Relación de diámetros
$R$	Relación de áreas o relación de extrusión
$GR(\%)$	Grado de Reducción porcentual
$GRF(\%)$	Grado de Recuperación de Forma porcentual

**2. ABREVIATURAS**

$EMF$	<i>Efecto Memoria de Forma</i>
$FS$	<i>Factor de Schmid</i>
$MF$	<i>Memoria de Forma</i>
$RF$	<i>Recuperación de Forma (recovery strain)</i>
$SE$	<i>Superelasticidad</i>
$SF$	<i>Falla de apilamiento (Stacking Fault)</i>
$SFE$	<i>Energía de falla de apilamiento (Stacking Fault Energy)</i>
$TR$	<i>Tensión de Retransformación: tensión desarrollada durante la retransformación con deformación restringida (recovery stress)</i>
$\epsilon_d$ ; $SIM$	<i>Martensita de deformación, o Martensita inducida por tensión (Stress Induced Martensite)</i>
$\epsilon_t$	<i>Martensita térmica</i>
$\emptyset_{exp}$	<i>Diámetro interior expandido (de un acople)</i>
$\emptyset_{fab}$	<i>Diámetro interior de fabricación (de un acople)</i>
$\emptyset_n$	<i>Diámetro interior nominal (de un acople)</i>
$\emptyset_{ret}$	<i>Diámetro interior retransformado (de un acople), sin restricción</i>

# ÍNDICE

---

AGRADECIMIENTOS.....	i
RESUMEN .....	ii
GLOSARIO DE TÉRMINOS .....	iii
ÍNDICE GENERAL.....	v

## 1. INTRODUCCIÓN

1.1 ASPECTOS GENERALES DEL EFECTO MEMORIA DE FORMA .....	1
1.2 LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA EN ALEACIONES Fe-Mn-Si .....	6
1.2.1 Formación de martensita térmica .....	7
1.2.2 Formación de martensita inducida por tensión .....	7
1.2.3 Recuperación de forma .....	8
1.2.4 Efecto de la composición química .....	9
1.2.5 Efecto del procesamiento termomecánico .....	13
1.2.6 Efecto de la orientación cristalográfica .....	15
1.3 APLICACIONES DE LAS ALEACIONES Fe-Mn-Si-(Cr-Ni) .....	17
1.3.1 Recuperación de forma (libre) .....	18
1.3.2 Desarrollo de tensión (con deformación restringida).....	18
1.3.3 Disipación de energía (resistencia a fatiga) .....	21
1.4 PROCESOS DE FABRICACIÓN DE ACOPLES DE BASE Fe-Mn-Si CON MF .....	22
1.4.1 Acoples con costura .....	22
1.4.2 Acoples sin costura.....	24
1.5 OBJETIVO DE LA TESIS .....	25
1.6 METODOLOGÍA EMPLEADA .....	25
1.7 ESTRUCTURA DE LA TESIS .....	26
1.8 PUBLICACIONES RELACIONADAS CON LA TESIS .....	27
1.9 REFERENCIAS I .....	27

## 2. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

2.1 PRODUCCIÓN DE ALEACIONES.....	30
2.1.1 Diseño de las aleaciones .....	30
2.1.2 Control de la composición química .....	32
2.1.3 Fundición y colada en lingotes rectangulares .....	33
2.1.4 Fundición y colada de aleación 17Mn en forma de barras cilíndricas .....	34

2.2	PROCESAMIENTOS TERMOMECÁNICOS .....	35
2.2.1	Laminación .....	35
2.2.2	Conformado de tubos sin costura por método de Punzonado-extrusión .....	35
2.2.3	Recocidos .....	36
2.2.4	Denominación según procesamiento aplicado .....	36
2.3	ENSAYOS MECÁNICOS.....	37
2.3.1	Medición de dureza .....	37
2.3.2	Ensayo de tracción .....	37
2.3.3	Ensayo de compresión .....	38
2.3.4	Expansión diametral .....	39
2.3.5	Ensayo de flexión .....	40
2.3.6	Grado de recuperación de forma (libre) .....	41
2.3.7	Tensión de retransformación (transform. inversa con deformación restringida) .....	43
2.3.8	Torque máximo de acoplamiento .....	45
2.4	MEDICIÓN DE TEMPERATURAS CARACTERÍSTICAS.....	46
2.4.1	Dilatometría .....	46
2.4.2	Resistividad .....	48
2.5	DIFRACCIÓN DE RAYOS X .....	49
2.6	CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA .....	50
2.6.1	Microscopía óptica .....	51
2.6.2	Microscopía electrónica de barrido (SEM) .....	52
2.6.3	Microscopía electrónica de transmisión (TEM) .....	53
2.7	REFERENCIAS II .....	55

### **3. CARACTERIZACIÓN DE CHAPAS LAMINADAS**

3.1	PROPIEDADES MECÁNICAS Y MEMORIA DE FORMA .....	57
3.1.1	Ensayo de tracción .....	57
3.1.2	Recuperación de forma (libre) .....	59
3.1.3	Tensión de retransformación (con deformación restringida) .....	60
3.1.4	Relación entre propiedades mecánicas y memoria de forma .....	67
3.2	TEMPERATURAS CARÁCTERÍSTICAS .....	70
3.2.1	Criterio de determinación gráfica .....	70
3.2.2	Resultados .....	71
3.2.3	Efecto de la composición química en las temperaturas características .....	73

3.2.3	Efecto del procesamiento termomecánico en las temperaturas características .....	75
3.3	DIFRACCIÓN DE RAYOS X .....	77
3.3.1	Identificación y estabilidad de fases en los distintos procesamientos .....	77
3.3.2	Cuantificación de fases en muestras traccionadas .....	80
3.4	MICROSCOPÍA ÓPTICA Y SEM .....	82
3.4.1	Efecto del procesamiento en la microestructura .....	84
3.4.1	Microestructura de muestras traccionadas .....	85
3.5	MICROSCOPÍA TEM .....	87
3.5.1	Aleación 17Mn .....	87
3.5.2	Aleación 21Mn .....	90
3.5.3	Microestructura de muestras traccionadas .....	93
3.6	DISCUSIÓN.....	95
3.7	CONCLUSIONES .....	98
3.8	REFERENCIAS III.....	100

#### **4. PRODUCCIÓN DE ACOPLES SIN COSTURA. DISEÑO Y FABRICACIÓN DEL EQUIPAMIENTO**

4.1	MÉTODOS INDUSTRIALES PARA LA FABRICACIÓN DE TUBOS SIN COSTURA.....	104
4.1.1	Proceso Mannesmann .....	104
4.1.2	Conformado de piezas huecas y tubulares .....	105
4.1.2.1	Punzonado y extrusión inversa .....	105
4.1.2.2	Extrusión directa de tubos .....	108
4.2	DIMENSIONAMIENTO DEL PRODUCTO A FABRICAR.....	109
4.2.1	Dimensionamiento del Acople (para unión de ejes de 21mm) .....	110
4.3	DISEÑO DE DISPOSITIVOS Y OPERACIÓN DE CONFORMADO CON MÉTODO DE PUNZONADO-EXTRUSIÓN INVERSA .....	114
4.3.1	Consideraciones, variables principales, y adopción del método .....	114
4.3.2	Diseño y fabricación de dispositivos .....	116
4.3.3	Equipamiento de trabajo .....	119
4.3.4	Lubricación .....	120
4.3.5	Procedimiento .....	120
4.3.6	Prueba piloto y desempeño del sistema de punzonado-extrusión inversa ...	121
4.4	REDISEÑO DE DISPOSITIVOS Y OPERACIÓN. MÉTODO DE PUNZONADO-EXTRUSIÓN DIRECTA.....	123
4.4.1	Consideraciones y descripción del rediseño .....	123
4.4.2	Preparación de la materia prima: geometría y dimensionamiento.....	127

---

4.4.3	Cálculo de la fuerza de punzonado y carga máxima de sostén .....	128
4.4.4	Efecto de la entalla en la rotura de la base: Simulación por método de elementos finitos .....	130
4.5	DESEMPEÑO DEL SISTEMA DE PUNZONADO-EXTRUSIÓN REDISEÑADO.....	132
4.5.1	Condiciones y procedimiento de trabajo.....	132
4.5.2	Resultados.....	134
4.5.2.1	Curvas de carga-desplazamiento .....	135
4.5.2.2	Calidad geométrica y superficial de las piezas obtenidas.....	136
4.5.2.3	Maquinado de dimensionamiento.....	138
4.6	CONCLUSIONES .....	138
4.7	REFERENCIAS IV.....	140
<b>5. DESEMPEÑO FUNCIONAL DE LOS ACOPLES FABRICADOS POR EL MÉTODO DE PUNZONADO-EXTRUSIÓN</b>		
5.1	PROPIEDADES MECÁNICAS Y MEMORIA DE FORMA .....	142
5.5.1	Propiedades mecánicas durante la expansión diametral .....	142
5.5.2	Grado de recuperación de forma diametral .....	143
5.2	ENSAYO DE OPERACIÓN DE LOS ACOPLES FABRICADOS .....	144
5.3	COMPARACIÓN CON EL SISTEMA DE UNIÓN POR CONTRACCIÓN TÉRMICA .....	146
5.4	MICROSCOPIA ÓPTICA .....	148
5.5	DISCUSIÓN.....	150
5.6	CONCLUSIONES .....	152
5.7	REFERENCIA V .....	153
<b>6. CONCLUSIONES FINALES Y PERSPECTIVAS FUTURAS</b>		
6.1	CONCLUSIONES FINALES .....	154
6.2	PERSPECTIVAS FUTURAS .....	156
<b>ANEXOS</b>		
A.1	ADQUISICIÓN Y ADECUACIÓN DE PRENSA HIDRÁULICA.....	158
A.2	CÁLCULO DE LA FUERZA DE PUNZONADO .....	165

# CAP 1 – INTRODUCCIÓN

---

## 1.1 ASPECTOS GENERALES DEL EFECTO MEMORIA DE FORMA

Los materiales con memoria de forma presentan la particularidad de “recordar” su forma geométrica: luego de haber sido deformados (más allá de la zona elástica) son capaces de revertir dicha deformación, retornando a la forma inicial. Esta propiedad especial, denominada Efecto Memoria de Forma (EMF), es observada únicamente en ciertos materiales que presentan transformación martensítica [O98]: un cambio de fase en estado sólido, sin difusión, donde los átomos sufren desplazamientos ordenados y relativamente pequeños, menores a la distancia interatómica, y promovidos por un mecanismo de cizallamiento.

La transformación martensítica parte de una fase madre (denominada Austenita o fase de alta temperatura) usualmente de estructura cúbica, hacia una fase de baja temperatura denominada martensita, de menor simetría [L08]. Debido a esta característica, en la transformación se desarrollan diferentes variantes cristalográficamente equivalentes. La FIG.I.1 ilustra esquemáticamente esta situación, donde las regiones A y B se han generado como producto del cizallamiento de la matriz. Se puede observar que tienen la misma estructura –u ordenamiento atómico– aunque la dirección es diferente. Si se calienta el material por encima de una temperatura crítica, la martensita se vuelve inestable (es energéticamente inviable mantener la estructura) y se da la transformación reversa o inversa o retransformación hacia la fase madre. Si esta reversión se da por “el mismo camino” cristalográfico que en la transformación “de ida” (reversibilidad cristalográfica), se recupera la forma original y se evidencia el EMF.

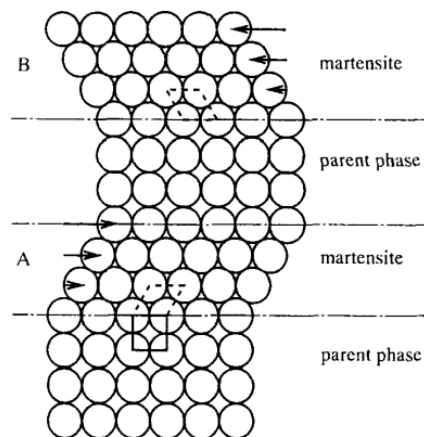


FIG.I.1 Representación simplificada de una transformación martensítica [O98].

El cambio de fase (tanto en la transformación directa como en la inversa) se da a ciertas temperaturas características. Debido a que cada fase presenta propiedades físicas que difieren de la otra, las temperaturas características pueden determinarse registrando los cambios que se dan en la resistividad eléctrica o el volumen, o bien la transferencia de calor al medio, a medida que se aumenta y disminuye la temperatura (FIG.I.2).

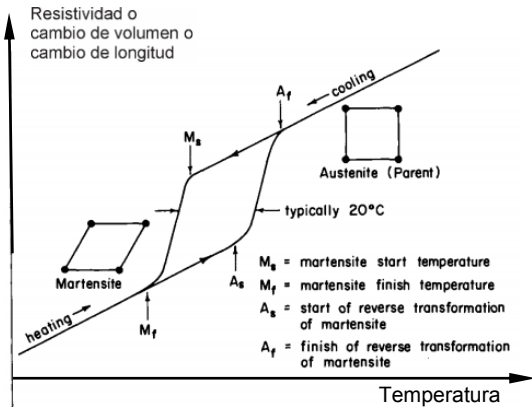


FIG.I.2 Cambio de propiedades físicas durante la transformación martensítica [D90].

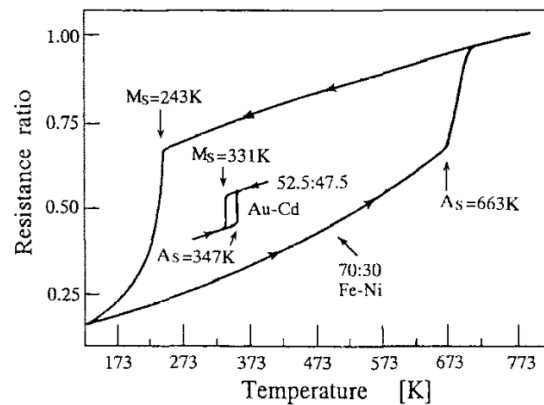


FIG.I.3 Variación de resistividad eléctrica durante un ciclo térmico en dos aleaciones: termoelástica (Au-Cd) y no-termoelástica (Fe-Ni) [O98].

Las temperaturas de cambio de fase indicadas en el diagrama se definen como:

$M_s$ : Temperatura a la que comienza la transformación martensítica.

$M_f$ : Temperatura a la que finaliza dicha transformación.

$A_s$ : Temperatura a la que comienza la transformación inversa.

$A_f$ : Temperatura a la que finaliza la transformación inversa.

La histeresis en la transformación se define como la diferencia de temperaturas de comienzo de nucleación de cada fase, esto es:  $\Delta T = A_s - M_s$ . La amplitud de esta histeresis es una medida de la facilidad o dificultad en la movilidad de la interfase entre la fase madre y la martensita. En base a esto aparecen dos tipos de aleaciones con memoria de forma, las termoelásticas y las no-termoelásticas, dándose como ejemplo las de la FIG.I.3.

La nucleación y crecimiento de una fase a partir de la otra, supone una energía asociada a la creación de la superficie de interfase ( $\Delta G_s$ ) y una energía elástica que acomode el volumen formado ( $\Delta G_e$ ). Esta suma de energías se opone al avance de la transformación, y por tanto, para que la transformación se dé, tiene que ser superada por la variación de energía libre química ( $\Delta G_{quim}$ ) originada por el cambio de estructura. En términos de la variación de la energía libre de Gibbs queda expresado como:

$$\Delta G = \Delta G_{quim} + \Delta G_s + \Delta G_e \quad Ec.I.1$$

En la FIG.I.4 se representa genéricamente la evolución de la función de energía libre de las fases austenita y martensita con la temperatura. A la temperatura  $T_0$ , ambas fases tienen la misma energía libre. A temperaturas menores a  $T_0$  el cambio de fase representaría una disminución de energía libre, sin embargo, la transformación directa comienza a una temperatura menor ( $M_s$ ), cuando se alcanza la energía de activación suficiente. El sobre-enfriamiento  $\Delta T_s = M_s - T_0$  permite alcanzar la fuerza impulsora suficiente para activar la transformación, con valor  $\Delta G_{M_s}^{a \rightarrow m}$ . De manera análoga, a medida que aumenta la proporción de martensita formada, la energía necesaria para que avance la transformación se incrementa y por tanto, se requieren sobre-enfriamientos de valor creciente, hasta alcanzar la temperatura  $M_f$ . En la transformación inversa se da la misma situación.

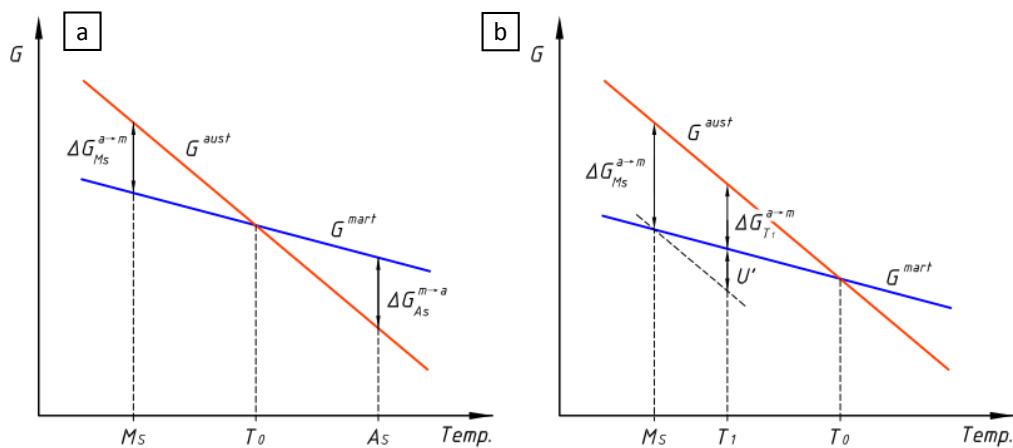


FIG.I.4 Representación esquemática de las funciones de energía libre para la fase madre (austenita) y la fase producto (martensita). a) Transformación activada térmicamente [O98] b) transformación activada a temperatura  $T_1$ , aplicando un trabajo mecánico  $U'$  [R19].

También es posible activar la transformación martensítica a temperaturas superiores a  $M_s$  si la deficiencia de energía térmica se compensa con la aplicación de un trabajo mecánico (de valor  $U'$  en la FIG.I.4b), al deformar el material por acción una tensión actuante; por ejemplo, la tensión de corte de la FIG.I.1. Esto es posible gracias a núcleos de martensita preexistentes en la matriz austenítica, que crecen por acción de la tensión aplicada, sobre lo cual profundizaremos más adelante. La martensita formada de este modo, y la deformación asociada, se retienen de manera estable. Al calentar el material por encima de la temperatura de retransformación (usualmente  $T_r \geq A_f$ ), se produce la transformación inversa y se experimenta el EMF.

Por otro lado, si se aplica una tensión para inducir la transformación a una temperatura del material  $T > A_s$ , la fase producto será inestable y solo puede existir en presencia de esa tensión actuante. En cuanto se retira la carga, la retransformación se da de manera espontánea y se recupera la forma del elemento ensayado. Este efecto se conoce como pseudoelasticidad o superelasticidad (SE) y se caracteriza por una elevada deformación recuperable de manera aparentemente elástica (supera en un orden de magnitud al alargamiento elástico convencional de los aceros). En la FIG.1.5 se representa las posibles expresiones del EMF según la temperatura de trabajo y la modificación en las tensiones y deformaciones desarrolladas.

En cualquier caso, la transformación inducida por tensión tendrá lugar mientras no se activen mecanismos de deformación plástica. Debido a que la tensión crítica de deslizamiento disminuye con la temperatura y la de transformación martensítica se incrementa, existe una temperatura máxima,  $M_d$ , a la cual ya no es posible la formación de nueva martensita. Dicha temperatura dependerá de cada material, su microestructura e historia termomecánica.

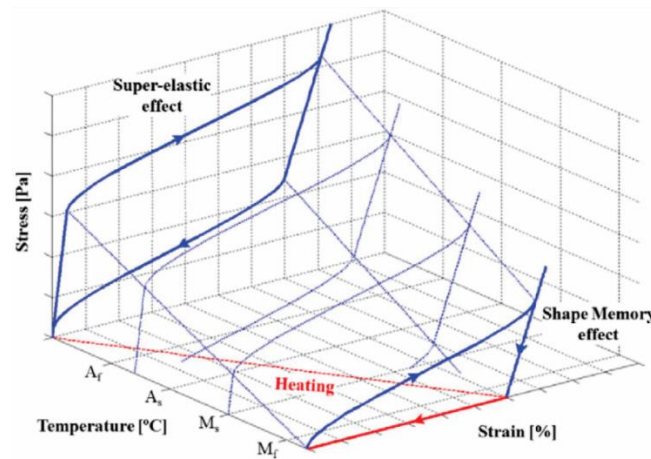


FIG.1.5 Posibles manifestaciones del EMF a diferentes temperaturas de trabajo [B14].

Haremos una distinción entre la situación experimentada en un monocristal y un agregado policristalino. En el primer caso, el cambio de geometría macroscópico coincide con el movimiento atómico propio de la transformación, tal como se representó en la FIG.1.1. Así es que, para que la transformación sea efectivamente inducida por la tensión aplicada, se debe orientar apropiadamente cristal. En el caso de un policristal (FIG.1.6), supongamos con una tensión uniaxial actuante, se encontrarán las tensiones de corte máximas en un plano a 45° del eje de carga, dando como resultado la transformación martensítica en los granos (o sistemas) y en las variantes mejor orientados que facilitan el alargamiento (o acortamiento) del material. En la misma figura se representan esquemáticamente los fenómenos de SE, mediante las flechas superiores, y EMF (o SME por sus siglas en inglés), mediante las flechas inferiores.

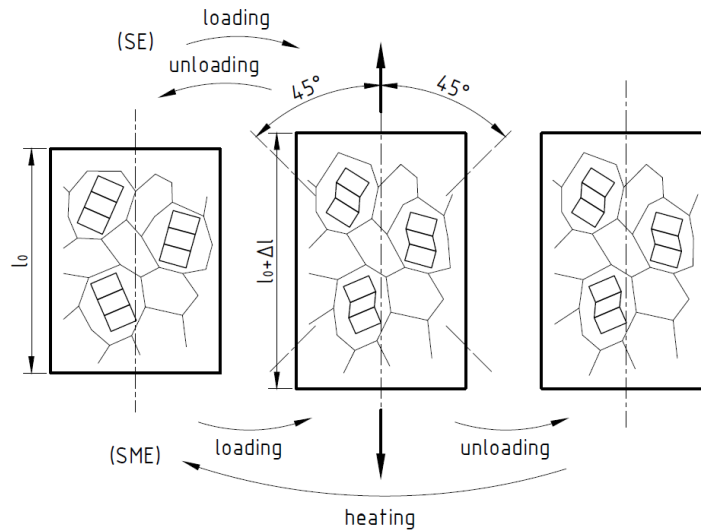


FIG.1.6 EMF (o SME) y SE durante la tracción uniaxial de una muestra policristalina de aleación con MF.

El EMF tiene asociada la capacidad de realizar un movimiento o desarrollar tensión (o combinaciones de estos) [L08, S16], y por tanto se han investigado y desarrollado numerosas aplicaciones como sujeciones, acoples, actuadores, y diversos usos médicos [M14, Y11]. Las principales familias de aleaciones que presentan MF se enuncian en la Tabla I.1.

Tabla I.1 Principales familias de aleaciones con memoria de forma [V19].

Base	Familias de Aleaciones
Ni-Ti	Ni-Ti / Ni-Ti-Cu / Ni-Ti-Co / Ni-Ti-(Pd, Pt, Hf, Zr)
Cu	Cu-Zn-Al / Cu-Al-Ni / Cu-Al-Mn
Fe	Fe-Pt / Fe-Ni-C / <b>Fe-Mn-Si-(Cr-Ni)</b> / Fe-Mn-Al-Ni

Las aleaciones de base Ni-Ti han sido de las más difundidas, patentadas y comercializadas (por ejemplo, los acoples Cryofit de la empresa Aerofit Inc. para aplicaciones aeroespaciales [D90]) pero presentan algunas dificultades prácticas como la necesidad de ser mantenidas y transportadas a temperaturas de nitrógeno líquido, y el elevado costo asociado a su producción y logística.

Desde el descubrimiento del EMF en materiales de base hierro, se ha despertado gran interés en este grupo debido al relativamente bajo costo de fabricación. Entre los aceros con MF, las aleaciones Fe-Mn-Si han demostrado excelentes valores de recuperación de forma. Particularmente se han desarrollado aleaciones inoxidables incorporando Cr y Ni, las cuales además han mostrado mejores propiedades de MF [D12], siendo éstas las estudiadas en esta tesis. Estas características, en combinación a las prestaciones típicas de los aceros (tenacidad,

conformabilidad, soldabilidad, etc.) ubican a este grupo de materiales muy promisoriamente para diversas aplicaciones tecnológicas basadas en el EMF. A su vez, los procesos de fabricación y transformación son muy similares a los conocidos y existentes en la industria actual [M19]. Diversos esfuerzos se han realizado por mejorar el rendimiento de estas aleaciones, desarrollar procesos de fabricación y construir prototipos de productos industrializables. Este trabajo se propone ser un aporte en ese sentido.

## 1.2 LA TRANSFORMACIÓN MARTENSÍTICA EN ALEACIONES Fe-Mn-Si.

En las aleaciones de alto contenido de manganeso se estabiliza la fase austenita ( $\gamma$ ) de estructura FCC, hasta temperatura ambiente o cercanas a la misma. El cambio de fase  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  se origina sobre fallas de apilamiento pre-existentes en la estructura cristalina FCC, a partir de las que nuclean pequeñas agujas o placas de martensita  $\varepsilon$  de estructura cristalina HCP. El desarrollo y avance de la transformación ocurre por desplazamiento de la interfase.

Una falla de apilamiento (SF, por sus siglas en inglés) es una alteración local de la secuencia de apilamiento de planos compactos en la estructura cristalina. La separación entre la zona “perfecta” del cristal y la zona alterada es una dislocación parcial de Shockley [H01]. Las dislocaciones parciales se generan por disociación de las dislocaciones perfectas del tipo  $(a/2)[110]$  características de la estructura FCC. El desdoblamiento, favorecido energéticamente, puede expresarse como:

$$b_1 \rightarrow b_2 + b_3$$

$$\frac{a}{2}[1\bar{1}0] \rightarrow \frac{a}{6}[1\bar{2}1] + \frac{a}{6}[2\bar{1}\bar{1}]$$

Las dislocaciones parciales se repelen mutuamente debido a la energía elástica acumulada en torno a cada uno de estos defectos, hasta alcanzar la distancia de equilibrio  $d^*$ , generando la zona de apilamiento alterada que se muestra en la FIG.I.7a. Dicha distancia se estabiliza como balance entre el efecto de repulsión y la energía asociada a la falla, denominada energía de falla de apilamiento (SFE, por sus siglas en inglés). Debido a que la energía de falla de apilamiento determina el ancho de la zona fallada, resulta un parámetro fundamental de diseño en estas aleaciones.

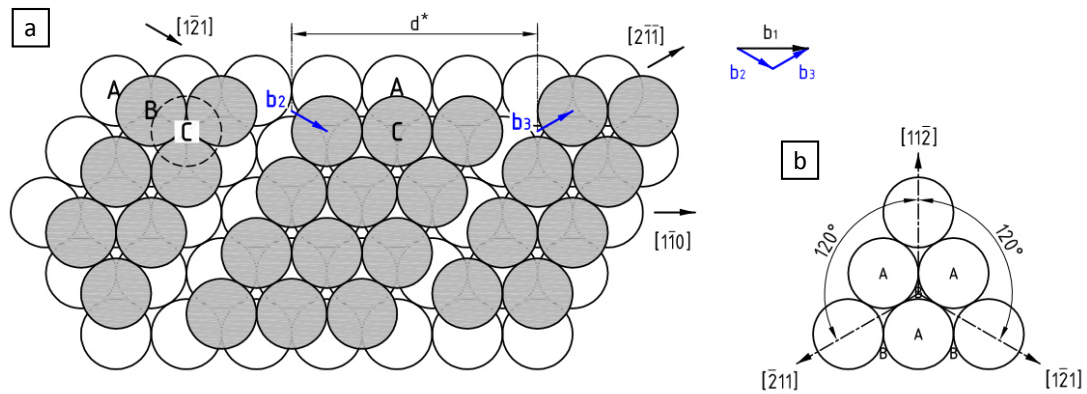


FIG.1.7. a) Falla de apilamiento en la estructura FCC, delimitada por las dislocaciones parciales de Shockley con vectores de burgers  $\mathbf{b}_2$  y  $\mathbf{b}_3$ . Se muestran los planos (111) en sus posiciones A, B y C. b) Direcciones cristalográficamente equivalentes en la transformación  $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ .

Manteniendo la referencia a la FIG.1.7a, la secuencia de apilamiento de planos compactos (111) en la zona perfecta del cristal FCC es ABCABCABC... El desplazamiento de la zona fallada hacia posiciones de tipo C altera localmente el ordenamiento dando como resultado una secuencia ABCACABC... La capa de material con secuencia **ACA** coincide con el apilamiento de la estructura HCP, y de hecho esa capa, la falla de apilamiento, es lo que se considera un núcleo potencial de crecimiento de la estructura martensítica [B00]. Si el desarrollo y desplazamiento de dislocaciones parciales de tipo  $a/6 \langle 112 \rangle$  se da en cada plano alternado de la estructura FCC (un plano inalterado y un plano de falla consecutivamente), se producirá una placa de martensita  $\epsilon$  HCP dentro de la matriz austenítica.

### 1.2.1 Formación de martensita térmica

En la FIG.1.7b se muestran las tres direcciones posibles y cristalográficamente equivalentes para el movimiento de las dislocaciones parciales, orientadas a  $120^\circ$  entre sí sobre el plano compacto de deslizamiento (o plano de hábito), {111}. Cuando la transformación martensítica procede térmicamente (al disminuir la temperatura), se activa el movimiento de las dislocaciones parciales en las tres variantes disponibles a fin de minimizar la distorsión geométrica del cristal. Esto permite que las placas de martensita formadas, denominada *martensita térmica* ( $\epsilon_t$ ), se “autoacomoden” sin detectarse variación geométrica macroscópica.

### 1.2.2 Formación de martensita inducida por tensión

En cambio, cuando se aplica una tensión sobre el cristal, se inducirá la variante mejor favorecida por la dirección de aplicación del esfuerzo (o sea la variante con mayor factor de Schmid, FS), con consecuente cambio de forma macroscópico. La martensita así formada se

denominada *martensita inducida por tensión* (SIM) o *martensita de deformación* ( $\epsilon_d$ ). A modo de ejemplo ilustrativo, en la FIG.I.8 se representa este tipo de transformación. En la parte a) de la figura, la estructura FCC conserva un apilamiento perfecto. Al aplicarse una tensión cortante en la dirección  $[11\bar{2}]_{FCC}/[1\bar{1}00]_{HCP}$  el cristal se deforma por deslizamiento de dislocaciones parciales sobre los planos compactos  $(111)_{FCC}/(0001)_{HCP}$  (indicadas por las flechas horizontales), dando como resultado un apilamiento HCP (FIG.I.8b). El cristal así deformado presenta un ángulo de cizallamiento  $\vartheta = 19^\circ 28'$  [O98] (FIG.I.8a). En la parte c) de la misma figura, se representa la zona fallada como una placa de martensita  $\epsilon$ , dentro de la estructura  $\gamma$  (FCC) con apilamiento perfecto.

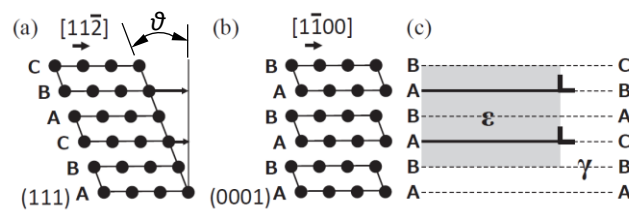


FIG.I.8. Representación de una transformación  $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$  por acción de una carga externa a) Estructura FCC con apilamiento inalterado. b) zona de apilamiento HCP, producto del cizallamiento del cristal. c) Crecimiento de una placa de martensita  $\epsilon$  sobre una matriz austenítica. [S16].

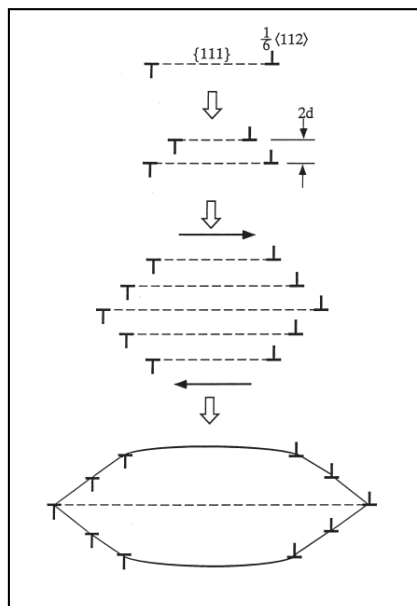


FIG.I.9. Crecimiento de una placa de martensita  $\epsilon$  a partir de un núcleo pre-existente [B00].

Tal como habíamos adelantado, la nucleación se da sobre fallas de apilamiento preexistentes en la matriz austenítica. Nuevas fallas se acomodan contiguas a la anterior, en cada plano alternado de la estructura (o sea, con separación igual a dos distancias interplanares). Estas nuevas fallas se forman por acción de la tensión aplicada, y favorecidas por una reducida energía de falla (SFE). De esta manera, procede el crecimiento de una placa de martensita con estructura HCP; y se detiene cuando su tamaño genera determinado nivel de distorsión elástica que provoca la nucleación y crecimiento de una nueva placa [B00]. Este proceso se representa en la FIG.I.9.

### 1.2.3 Recuperación de forma

Cuando se calienta el material hasta temperaturas entre  $A_s$  y  $A_f$ , se activa la transformación inversa y se recupera la forma del elemento. Para que la recuperación sea

completa, además de alcanzar la temperatura  $A_f$  durante dicho calentamiento, se deben cumplir dos condiciones fundamentales:

- 1- Que la tensión aplicada no haya generado deslizamiento plástico (toda la deformación del material se deba a la formación de martensita  $\varepsilon_d$ ).
- 2- Que en la retransformación  $\varepsilon \rightarrow \gamma$  operen de forma reversible las mismas variantes que en la transformación directa, dado que también existen tres direcciones cristalográficas posibles sobre los planos compactos (0001) de la estructura HCP.

Para que se cumpla el primer punto es necesario que la tensión requerida para inducir martensita ( $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ) sea menor a la tensión a la cual la aleación se deforma plástica y permanentemente (o sea, la tensión de fluencia,  $\sigma_f$ ). Ambos valores dependen de la composición química y de la microestructura.

Respecto del segundo punto, aunque existen varios modelos propuestos sobre el mecanismo de retransformación, todos acuerdan sobre la importancia de un campo elástico en torno a las dislocaciones parciales que las fuerce a tomar el camino inverso. Veremos estas cuestiones en los puntos siguientes.

#### 1.2.4 Efecto de la composición química

Algunos primeros estudios sobre el sistema Fe-Mn han observado un EMF en general débil, pero mejorando para contenidos de Mn cercanos al 20%. Se relacionó esa mejoría al valor mínimo de energía de falla de apilamiento, registrado para esas composiciones (FIG.1.9a). Por otra parte, a contenidos mayores de Mn (aprox. 25%, FIG.1.9b) la temperatura de Neél,  $T_N^\gamma$ , se incrementa por encima de  $M_s$  dificultando o incluso inhibiendo la transformación martensítica.

La temperatura a la cual se produce el cambio paramagnético a anti-ferromagnético de la austenita se conoce como temperatura de Neél ( $T_N^\gamma$ ) y su valor depende de la composición química, aumentando con el contenido de Mn. Tal como puede verse en la FIG.1.9b, la temperatura de formación térmica de la martensita es muy sensible a la temperatura de Neél. Cuando  $T_N^\gamma$  queda por encima de  $M_s$ , esta última cae abruptamente, lo que significa una dificultad para su formación. Esto se debe a que la austenita anti-ferromagnética es más estable que la paramagnética frente al cambio de fase  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , y por lo tanto se requiere mayor sobreenfriamiento para producirlo.

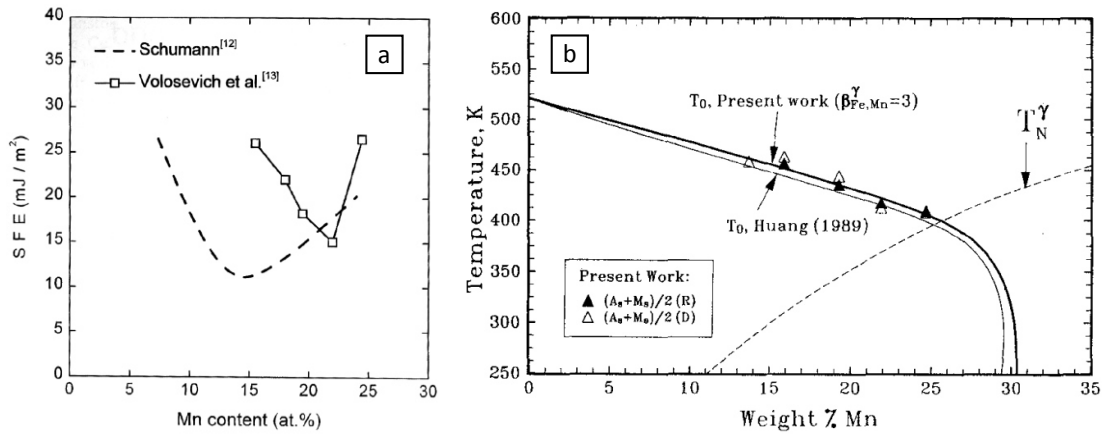


FIG.I.9 a) Efecto del contenido de Mn en la energía de falla para aleaciones Fe-Mn [D09]. b) Variación de las temperaturas de transformación  $\gamma \leftrightarrow \epsilon$  en el sistema Fe-Mn y temperatura de Néel, con el contenido de manganeso [C95].

**Adición de Si**

La adición de Si mejora notablemente el EMF al reducir drásticamente la temperatura  $T_N^\gamma$  y la SFE. Sato *et al.* [S84] fueron los primeros en demostrar una recuperación de forma casi completa en monocristales Fe-30Mn-1Si convenientemente orientados, y Murakami *et al.* [M86] identificaron las composiciones que permiten obtener recuperación de forma óptima en muestras policristalinas, resultando cercanas a Fe-30Mn-6Si, tal como muestra la FIG.I.10.

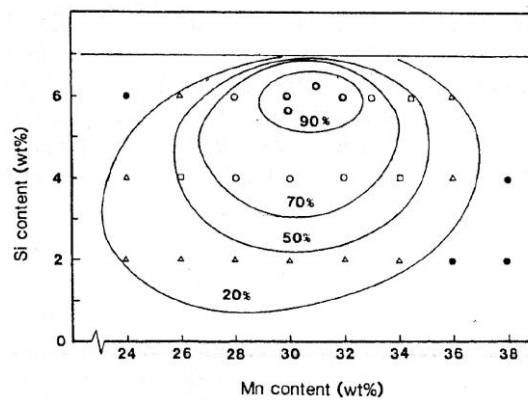


FIG.I.10 Porcentajes de recuperación de forma para distintos rangos de composición química en aleaciones Fe-Mn-Si [M86].

La incorporación de silicio se describe usualmente como esencial para desarrollar un buen nivel de recuperación de forma en este tipo de aleaciones. En este sentido, se considera que son varios los efectos con los que aporta [D12]:

- 1- Reducción de la  $T_N^\gamma$
- 2- Reducción de la SFE
- 3- Endurecimiento de la austenita por solución sólida.

- 4- Reducción del espesor de las placas de martensita formada.
- 5- Incremento de la relación  $c/a$  en la estructura HCP
- 6- Reducción del cambio de volumen  $\Delta V/V$  en la transformación.

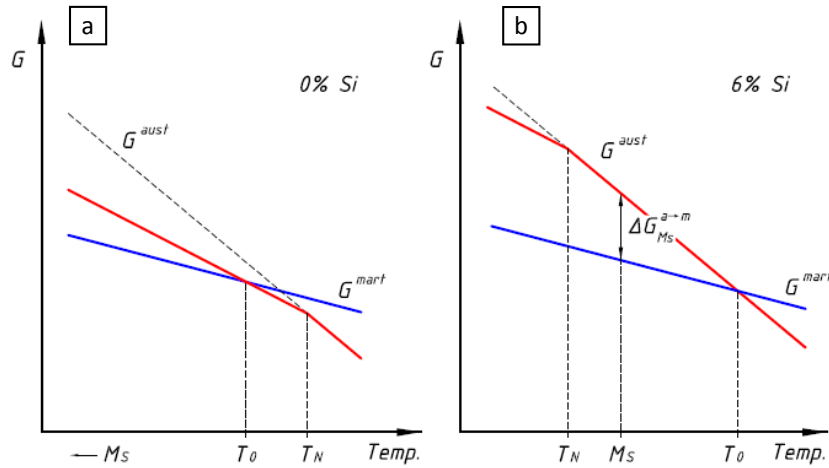


FIG.I.11 Efecto de la adición de Si en la disminución en la temperatura de Néel y su efecto sobre la curva de energía libre de la austenita. Adaptado de [O92].

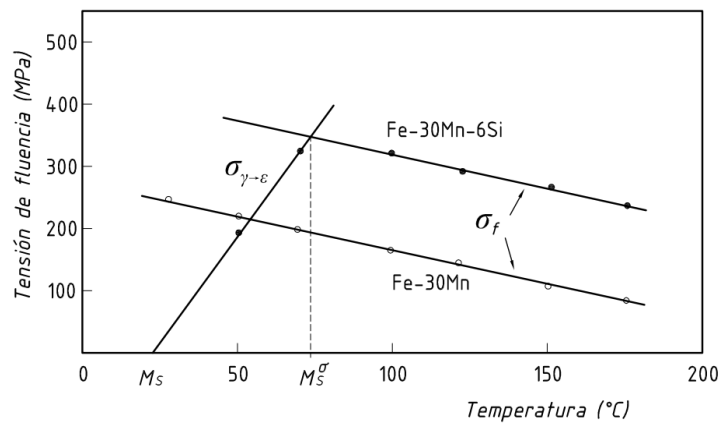


FIG.I.12 Efecto de la adición de Si en el endurecimiento de la matriz austenítica [M86].

La importancia de reducir la  $T_N^Y$  (punto 1) reside en su efecto sobre  $M_s$ , tal como anteriormente comentamos. En la FIG.I.11 se representa el efecto de la adición de silicio en la temperatura de Néel y su incidencia en la estabilidad de la austenita. En la parte *a* de la figura, correspondiente a una aleación sin silicio, la  $T_N^Y$  tiene un valor superior a  $M_s$  (por ejemplo, un valor cercano a la  $T_0$ ). El cambio paramagnético a anti-ferromagnético modifica la curva de energía libre de la austenita, reduciendo, a cada temperatura, el salto energético disponible  $\Delta G_T^{a \rightarrow m}$  correspondiente al cambio de estructura. Por lo tanto, la energía de activación crítica no se alcanza, la transformación se inhibe, resultando en una drástica reducción de  $M_s$ . Cuando se agrega silicio a la aleación, por ejemplo 6% (FIG.I.11b),  $T_N^Y$  se reduce hasta quedar por debajo

de  $M_s$ . Como resultado, el cambio magnético de la austenita no interfiere en el desarrollo de la transformación martensítica.

Si bien este aspecto puede ser determinante para la formación de martensita térmica, el efecto sobre la SIM es discutido. Inclusive, aunque requiera mayor tensión para activar la transformación directa, una mayor estabilidad de la austenita podría contribuir a la transformación inversa.

La reducción de la energía de falla (punto 2) beneficia el EMF porque disminuye la energía de transformación  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , y a la vez produce un incremento en la densidad de falla de apilamiento que promueve la nucleación de martensita  $\varepsilon$ .

Respecto al punto 3, el efecto de endurecimiento de la austenita es marcado, y claramente reconocible por medio de ensayos mecánicos (FIG.I.12). Este endurecimiento eleva la tensión de fluencia ( $\sigma_f$ ) por encima de la tensión requerida para inducir martensita ( $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ), evitando la deformación plástica, irreversible, de la matriz.

Los puntos 4, 5 y 6 tienen cierta relación entre sí, aportando a la reducción en los niveles de deformación elástica y/o plástica requeridos para acomodar el cambio de volumen experimentado durante la transformación (en la situación ideal de apilamiento compacto perfecto  $\Delta V/V=0$ ). Stanford y Dunne [S10] reportaron una relación aproximadamente lineal entre el porcentaje de recuperación de forma y los parámetros  $c/a$  y  $\Delta V/V$ .

### Adición de Cr y Ni

Sobre esta base ternaria Fe-Mn-Si se han estudiado distintas modificaciones de la composición. La incorporación de Cr y Ni, sustituyendo parte del contenido de Mn, ha dado gran resultado a la vez que genera una serie de aleaciones inoxidables con memoria de forma, adecuadas para aplicaciones donde el elemento esté expuesto a ambientes corrosivos. La incorporación de Ni permite controlar la temperatura  $M_s$  cuando se reduce el porcentaje de Mn. A su vez, similarmente a como ocurre en los aceros inoxidables, previene la formación de la fase frágil  $\sigma_{Fe-Cr}$  que puede formarse cuando la cantidad de Cr supera 7% [O90]. Durante el diseño de aleación debe considerarse el efecto de toda modificación de la composición química sobre la energía de falla, debido a la importancia ya discutida de ésta en el EMF. Li *et al.* [L00] proponen una ecuación para el cálculo de la SFE de austenita en aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni, indicando que el Ni y Mn aumentan la SFE mientras el Cr y el Si la reducen:

$$SFE_{\gamma} \left[ \frac{mJ}{m^2} \right] = 28,87 + 1,64 Ni - 1,1 Cr + 0,21 Mn - 4,45 Si \quad Ec.I.2$$

Además de un adecuado diseño de la composición química, la optimización del EMF requiere del control de la microestructura, lo que puede realizarse a través del procesamiento termomecánico.

### 1.2.5 Efecto del procesamiento termomecánico

El objetivo del procesamiento termomecánico en los metales es, al mismo tiempo, modificar la geometría del material para poder ser empleado y modificar la microestructura para mejorar las propiedades mecánicas. En las aleaciones que estudiamos, se busca optimizar el EMF, mediante dos aristas fundamentales:

- 1) Elevar la tensión de la austenita (para evitar la deformación plástica) por medio de la introducción de dislocaciones, control del tamaño de grano, etc.
- 2) Promover el desarrollo de sitios de nucleación de martensita  $\epsilon$ .

Otsuka *et al.* [O89] desarrollaron un método denominado “entrenamiento” consistente en sucesivas aplicaciones de una deformación (entre 1 y 6%) seguido de un recocido de retransformación por encima de  $A_f$ . Este procedimiento permite mejorar significativamente la recuperación de forma (FIG.I.13a). Los ciclos de carga producen SIM y deslizamiento plástico con aumento del número e interacción entre dislocaciones, mientras que durante el recocido se retransforma la martensita y se elimina cierta cantidad de dislocaciones, dejando una estructura con mayor concentración de fallas de apilamiento a la vez que una austenita más endurecida. Como consecuencia, la tensión de fluencia ( $\sigma_f$ ) aumenta mientras que se reduce la tensión requerida para la transformación martensítica ( $\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}$ ), situación que se expone en la FIG.I.13b.

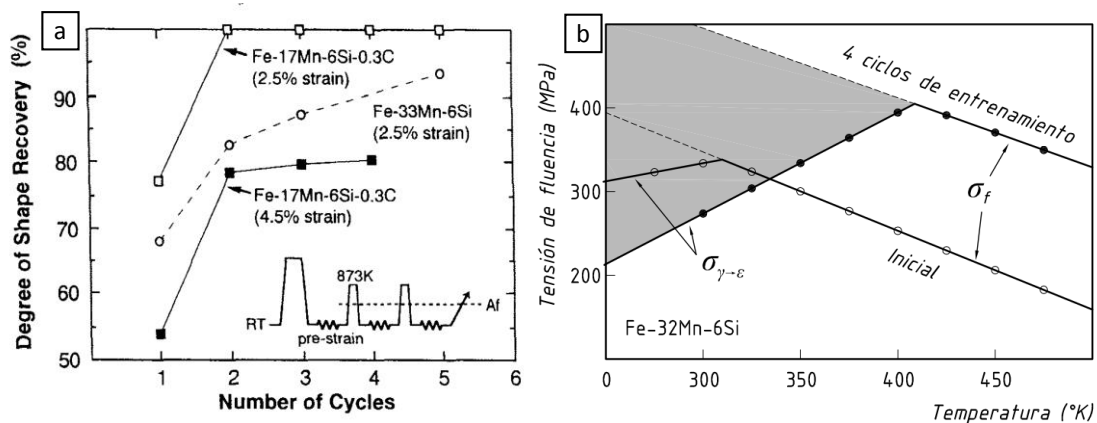


FIG.I.13 Efecto del entrenamiento en a) grado de recuperación de forma [D12] y b) la tensión de fluencia y la tensión de transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$  [D09].

Tomota y Maki [T00] compararon por medio de microscopía electrónica de transmisión (TEM), muestras entrenadas de las aleaciones Fe-24Mn, y Fe-24Mn-6Si. Esta última, contenía martensita  $\epsilon$  laminar de tamaño nanométrico en presencia de un campo de tensiones elásticas que asisten la transformación inversa, produciendo excelente memoria de forma.

Debido a que los procesos de entrenamiento suelen ser costosos y engorrosos, fueron estudiados procesamientos más sencillos como son los laminados (en caliente, en frío, o a temperaturas medias) seguidos de recocido. Parte del esfuerzo realizado en esta tesis se orientó en el sentido de optimizar estos procesamientos, lo que se expone en el capítulo 3.

Algunos primeros estudios fueron realizados por Ghosh *et al.* [G89] laminando en caliente diferentes aleaciones ternarias obteniendo el mejor resultado para Fe-32Mn-5,5Si con recuperación del 95% luego de recocido en el rango de 530-700 °C. Posteriormente, se ha evaluado el efecto combinado de la composición química y las condiciones particulares de laminado, en sistemas que incorporan Cr y Ni, estudiando, además, el efecto de microaleantes como Cu y Ti (por ejemplo lo realizado por Stanford y Dunne [S06]). En la misma línea de investigación, fueron desarrolladas una serie de aleaciones conteniendo pequeños precipitados distribuidos en la matriz austenítica (comúnmente NbC) como estrategia de endurecimiento y consecuente mejora del EMF. Esta cuestión se ha discutido y fue demostrado que la simple combinación de laminado y tratamiento térmico permiten una optimización del EMF en las aleaciones estudiadas, sin necesidad de incorporar precipitados [B08, S08].

La capacidad de los procesamientos de laminado para generar una distribución de sitios de nucleación efectivos, parece ser menor que en el caso del entrenamiento y por tanto los valores de recuperación de forma pueden ser algo menores. Esta situación se relaciona con el hecho de que, en el entrenamiento, el estado de tensiones que se aplica es el mismo que se aplicará durante el servicio o ensayo del elemento. En tal sentido, las fallas de apilamiento producidas están “orientadas” según la tensión actuante, siendo altamente efectivas a la nucleación de martensita al momento en que se ensaya. A diferencia, el estado de tensiones durante el laminado no es el mismo que el aplicado durante un ensayo de tracción uniaxial o de flexión como los que se utilizan para medir la recuperación de forma [D12].

### 1.2.6 Efecto de la orientación cristalográfica

Ya hemos comentado en los apartados previos, que para maximizar el EMF es fundamental evitar la deformación plástica cuando se aplica una tensión para inducir la transformación martensítica. Esto significa que la tensión de corte resuelta ( $\tau_R$ ) en el sistema  $\{111\}\langle 112 \rangle$  debe alcanzar el valor de la tensión de corte necesaria para la transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$

( $\tau_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ) antes de que  $\tau_R$  en el sistema  $\{111\}\langle 110 \rangle$  llegue al valor de la tensión de corte resuelta crítica ( $\tau_{RC}$ ) y por tanto se active el deslizamiento de dislocaciones perfectas en ese sistema [D17]. Resulta evidente que la orientación de cada zona cristalina respecto a la dirección de aplicación de los esfuerzos externos será determinante en favorecer la activación de uno u otro mecanismo en primer lugar. Sato *et al.* [S84], en su estudio con monocristales de Fe-30Mn-1Si, demostraron las siguientes relaciones del EMF con la orientación cristalográfica:

- 1) El EMF es casi perfecto si la tensión de tracción se aplica en la dirección  $\langle 441 \rangle$ , produciendo el máximo factor de Schmid ( $FS=0,5$ ) en una sola variante del sistema  $\{111\}\langle 112 \rangle$ .
- 2) Si la tensión es aplicada en la dirección  $\langle 100 \rangle$ , el EMF es fuertemente inhibido.

En el caso de un material policristalino, cada grano tiene una orientación propia y por lo tanto estará condicionado por la relación de ésta con la dirección de aplicación del esfuerzo en la muestra. Cuando se analiza un gran número de granos (o el material completo) pueden reconocerse orientaciones preferenciales. La distribución de orientaciones cristalinas en un policristal se denomina textura. La texturización ocurre tanto en la solidificación (dependiendo del modo de crecimiento de los granos) como en los sucesivos procesos de conformado, y depende tanto de las condiciones de procesamiento como del material: composición química, tamaño de grano inicial, tipo de recristalización dinámica durante el conformado, etc., [D09]. Debido a esta dependencia, el sistema de referencia para expresar la textura suele adoptarse en coincidencia con las direcciones de procesamiento (FIG.I.14).

La importancia de la textura se basa en la anisotropía en las propiedades físicas de los materiales, las cuales pueden resultar un problema o una ventaja respecto del propósito que se busque. En el caso que nos ocupa, las texturas que intensifiquen las orientaciones  $\langle 441 \rangle$  en la dirección de aplicación del esfuerzo serán beneficiosas para el EMF.

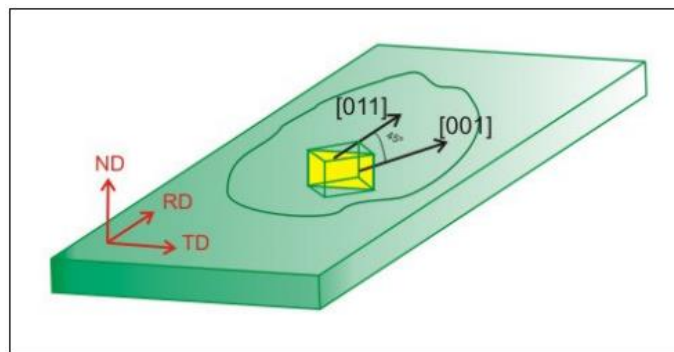


FIG.I.14 Orientación  $\{100\}\langle 110 \rangle$  en la dirección de laminación de una chapa [D09]. RD: Dirección de laminación. TD: dirección transversal. ND: dirección normal.

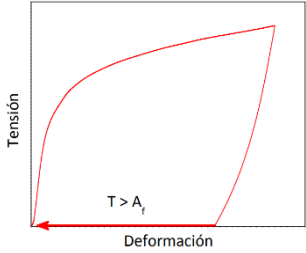
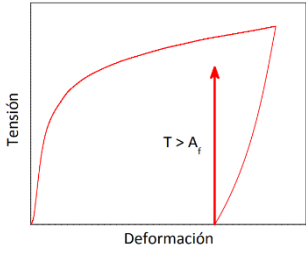
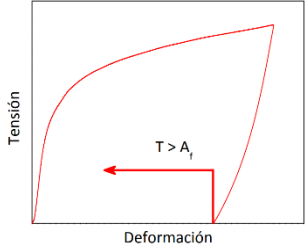
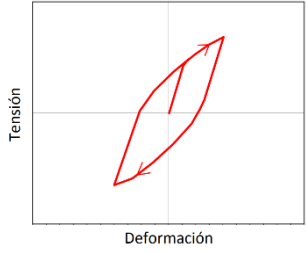
En la FIG.I.14 se muestra la orientación cristalina (100)[011], la cual define la textura “de corte”. Esta orientación es muy próxima a la textura (100)[144], y por tanto resulta altamente beneficiosa para el EMF. Particularmente, si la tensión es aplicada coincidentemente con RD, la porción de granos orientados con dirección [011] paralela a RD podrá transformar a martensita  $\epsilon$  en una sola variante del sistema  $\{111\}\langle 112\rangle$  (será la que tenga FS más alto). Cuando se produce esta transformación, el eje de tracción rota (debido al ángulo de cizallamiento indicado en la FIG.I.8) con aumento del factor de Schmid. De esta manera se acelera la formación de martensita en una sola variante. Por otro lado, cuando granos orientados alrededor de la dirección [100] paralela al eje de tracción comienzan a transformar en una variante, los ejes rotan por el mismo motivo pero con reducción del FS en este caso. Como consecuencia los otros sistemas también pueden operar, disminuye la anisotropía, y el EMF tiende a degradarse. La misma situación se da para la textura denominada *brass*, de componente principal  $\{110\}\langle 112\rangle$ , típica del laminado de metales y aleaciones con estructura FCC [D09].

Por lo expuesto, se han explorado diferentes formas de obtener texturas de corte en estas aleaciones, como ser la extrusión angular, pero los esfuerzos más interesantes se centran en los métodos de producción industrial. En el caso del laminado, las texturas de corte se lograron sólo en las capas superficiales. Esta característica no logró mejorarse, incluso en casos donde se utilizaron diferentes combinaciones de las variables de proceso (reducción, dirección de la chapa en las sucesivas pasadas, tamaños de rodillos, etc.), y a temperaturas que pueden variar de 600 °C [D17] a 850 °C [M99]. Las experiencias mostraron que la capacidad de desarrollo de texturas en chapas laminadas como estrategia para aumentar el EMF en estas aleaciones, parece ser secundario frente a la importancia de un adecuado diseño de la composición química y las variables de procesamiento termomecánico.

### 1.3 APLICACIONES DE LAS ALEACIONES Fe-Mn-Si-(Cr-Ni)

El EMF puede ser utilizado para diferentes tipos de funciones tecnológicas, las que se presentan en la Tabla I.2. Estas funciones se basan en la capacidad de recuperación de forma (RF, o *recovery strain*) y/o en la capacidad de desarrollar tensión durante la retransformación con deformación restringida (TR, o *recovery stress*) o combinación de éstas. Las aleaciones del grupo Fe-Mn-Si-(Cr-Ni) son capaces de ser utilizadas en los cuatro casos presentados en la Tabla I.2. Sin embargo, las aplicaciones como actuadores no son usuales debido a que la cantidad de deformación recuperable es reducida en relación al desplazamiento mecánico requerido en tales casos. Repasaremos a continuación algunas de las aplicaciones más divulgadas.

Tabla 1.2 Principales aplicaciones tecnológicas de las aleaciones con MF. Adaptado de [L08].

Categoría	Características del fenómeno utilizado	Ejemplos de aplicación	Ejemplo gráfico
1) Movimiento	Recuperación de forma libre (recovery strain)	Elementos de fijación tipo cerradura. Anillos de fijación en cuadros de bicicletas. Armazones de anteojos superelásticos.	
2) Fuerza	Tensión de retransformación (recovery stress)	Acoples y sujeciones mecánicas. Refuerzo de hormigón estructural.	
3) Trabajo	Recuperación de forma bajo cierto nivel de carga	Actuadores y microactuadores. Accionamiento de válvulas.	
4) Disipación de energía	Ciclos de deformación bajo carga alternativa	Paneles amortiguadores para estructuras anti-sísmicas.	

### 1.3.1 Recuperación de forma (libre)

Es la capacidad de recuperación de forma cuando la retransformación se realiza sin restricciones, o sea sin la acción de cargas externas sobre el material. Un diseño que se basa en esta aplicación del EMF son los anillos para la unión de partes estructurales, como por ejemplo cuadros de bicicleta de materiales de difícil soldabilidad (titanio, aluminio, carbono) [O92]. La concepción mecánica de la unión es similar a la de los anillos Seeger.

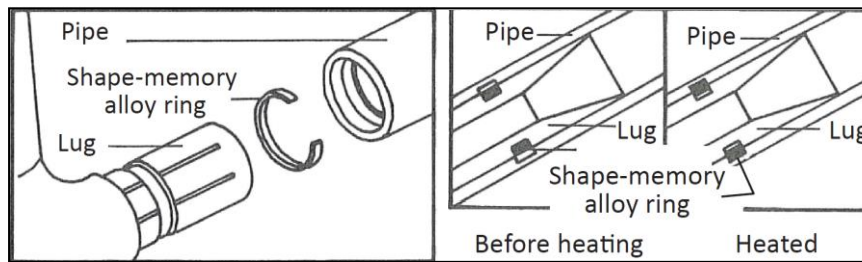


FIG.1.15 Sistema de montaje y fijación de partes estructurales utilizando anillos en "C" con MF [O92].

### 1.3.2 Desarrollo de tensión (con deformación restringida)

Esta propiedad se exhibe cuando a un material, previamente deformado para inducir martensita, se le somete a una restricción de deformación y se activa la transformación inversa. Las dislocaciones parciales se ven impulsadas en su movimiento de retorno a su posición original; sin embargo, la deformación macroscópica se encuentra impedida. En consecuencia, la tensión en cada zona cristalina aumenta elásticamente para acomodar la recuperación local a la condición de restricción externa. Esta tensión desarrollada, que se denomina tensión de retransformación (recovery stress) puede ser aprovechada para aplicaciones de ajuste mecánico, como ser acoples de unión o barras para el refuerzo de hormigón estructural.

Debe considerarse que este proceso se da mientras se calienta el material hasta la temperatura de retransformación (generalmente  $T_r \geq A_f$ ), por lo tanto, la muestra experimentará una dilatación durante el calentamiento desde la temperatura ambiente; luego, una contracción durante el enfriamiento desde  $T_r$ . O sea que el proceso se desarrolla durante un ciclo térmico ( $T_{inicial} = T_{final} = T_{ambiente}$ ). Al comienzo del ciclo, la dilatación será contrarrestada con la recuperación de forma en la medida en que se active la retransformación, por lo cual la tensión desarrollada en esta etapa es generalmente reducida. Durante el enfriamiento se produce la contracción del elemento, con consecuente incremento de la tensión elástica (debido a la restricción de deformación impuesta en todo momento).

Para cada temperatura, existirá un equilibrio entre la deformación elástica y algunos de los siguientes fenómenos que podrían tener lugar (dependiendo de las características de cada material):

- Deformación plástica localizada (según sea la tensión de fluencia del material).
- Formación de nueva martensita (SIM) inducida por la tensión elástica desarrollada (según sea la tensión crítica para la transformación martensítica,  $\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}$ ).
- Retención del movimiento de retroceso de las dislocaciones parciales debido al valor del campo elástico generado (según sea la fuerza impulsora  $\Delta G_T^{\epsilon \rightarrow \gamma}$ ).

El valor final de la tensión desarrollada a temperatura ambiente estará condicionado por tales fenómenos [W05] y debe ser analizado en cada caso particular.

### Acoples para ejes y tuberías

Una de las aplicaciones más extendidas y probadas de las aleaciones ferrosas con memoria de forma, es la de acoples para ejes, tuberías de presión, y elementos estructurales [D90]. El objetivo es la unión mecánica de dos partes por medio de la tensión de retransformación, una vez montado el acople y calentado por encima de  $A_f$ , como ya se describió. Eventualmente, una cierta proporción de la recuperación se utiliza para eliminar el juego entre las piezas, provisto para facilitar el montaje. Esa cantidad de recuperación sin contacto se “consume” en detrimento de la tensión de montaje máxima alcanzable, y por tanto el diseño de las tolerancias de ajuste resulta fundamental en estas aplicaciones (un cálculo detallado se desarrolla en el apartado 4.2.1).

Algunos casos en que se utilizaron este tipo de acoples son: acoples para tuberías de acero de entre 60 y 114 mm en la industria química y del aceite [L95]; acoples fabricados por colada centrifugada de aleación Fe-28Mn-6Si-5Cr fueron empleados en 2003 para la unión de segmentos constitutivos de la estructura del túnel Wakunami en Japón (FIG.I.16). Estos acoples fueron entrenados previo a su utilización.

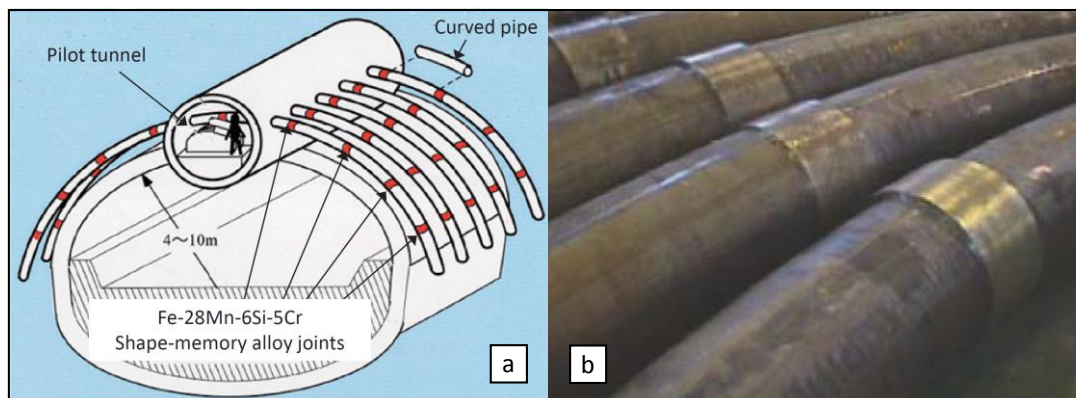


FIG.I.16 a) Sistema de construcción de un túnel en el que se inserta una estructura de soporte en el terreno, previo a la excavación b) Los segmentos (curvos) de la estructura se unieron con acoples con MF de 300 mm de diámetro obtenidos por colada centrifugada [S16].

El proceso de preparación y utilización de acoples se describe por medio de la FIG.I.17. El diámetro de interés, y que se controla, es el interior. El diámetro interior de fabricación ( $\varnothing_{fab}$ ), se calcula de modo tal de asegurar una interferencia final (al finalizar el ciclo térmico) capaz de desarrollar tensiones de ajuste suficientes para la transmisión de potencia (en el caso de ejes) o estanqueidad (en el caso de tuberías) o integridad estructural. Evidentemente, el  $\varnothing_{fab}$  deberá

ser menor que el diámetro del elemento a unir, indicado como diámetro nominal ( $\phi_n$ ). Una vez fabricado el acople en la dimensión adecuada, se debe realizar la expansión del mismo hasta una dimensión suficiente ( $\phi_{exp}$ ) tal que posibilite el montaje con un juego mínimo. Durante esta deformación de expansión se induce la transformación martensítica  $\gamma \rightarrow \epsilon$ . Luego del montaje, se pueden utilizar pistolas de calor de alta potencia, o anillos calefactores (por resistencia o inducción) para alcanzar la temperatura de retransformación in-situ.

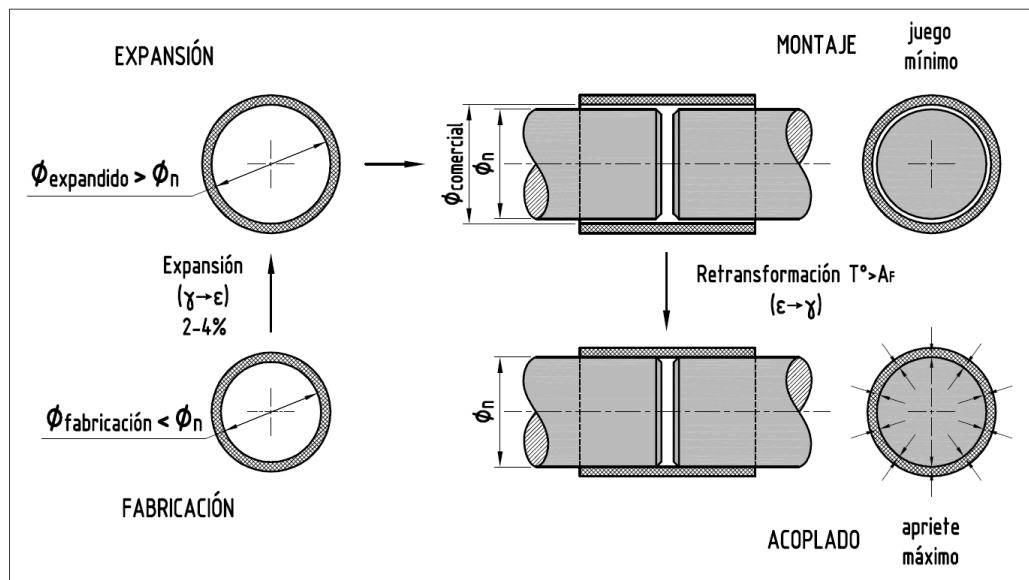


FIG.I.17 Procedimiento de expansión de acoples con MF, montaje y acoplamiento de ejes.

De esta manera se logran tensiones de unión elevadas (150 MPa, [L95]) evitando mecanizados y fundamentalmente soldaduras. La unión por soldadura es un punto crítico en la seguridad de los sistemas estructurales debido a los posibles defectos (porosidades, fisuras, etc.) propios de la técnica. Esto resulta determinante en la unión de tuberías a presión, especialmente ante medios corrosivos. Los acoples de acero con memoria de forma son una alternativa de unión económicamente viable y tecnológicamente accesible, sin alteración de la microestructura de los elementos unidos.

### Aplicaciones en construcciones civiles

Estas aplicaciones utilizan el desarrollo de tensión para vinculación y/o refuerzo de estructuras, de igual modo a como se describió para los acoples. Algunos casos son: planchuelas para la unión de rieles (por ejemplo, de puentes-grúa, FIG.I.18a), construcción de vigas de hormigón pretensadas con barras o planchuelas con MF (FIG.I.18b y c), reparación y/o refuerzo de estructuras ya existentes (debido a daños o deterioros). En el caso de las vigas de hormigón,

una vez que éste se encuentra en cierto punto del fraguado, se activa la retransformación de las barras con MF desarrollando tensiones de compresión en la viga, superiores a las alcanzables con acero convencional.

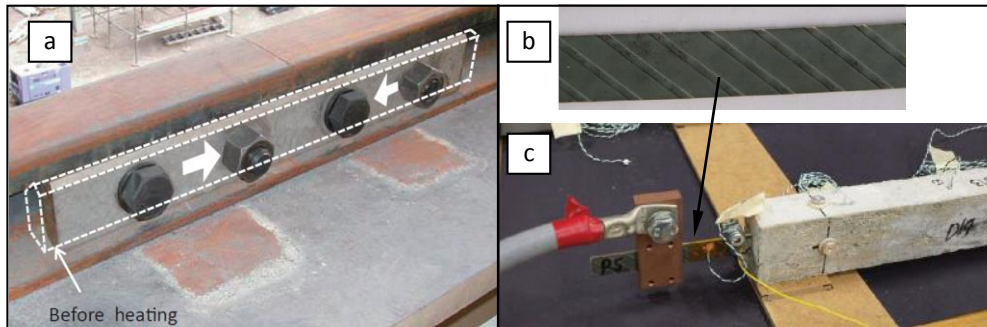


FIG.I.18 a) Unión de rieles de puentes-grúa con planchuelas con MF [S16]. b) Planchuela de acero con MF pretensada (estirada), y c) construcción de vigas de hormigón pretensado con las mismas. En este caso la temperatura de reversión se alcanza por aplicación de energía eléctrica, utilizando el efecto de resistencia eléctrica del metal [C15].

### 1.3.3 Disipación de energía (resistencia a fatiga)

Por otra parte, se ha estudiado la capacidad de resistencia a la fatiga de las aleaciones Fe-Mn-Si, y su posible aplicación como disipadores de energía sísmica en diseños de estructuras resistentes a temblores y terremotos. Se ha visto que la transformación inversa  $\varepsilon \rightarrow \gamma$  puede ser activada por la acción de una tensión (en reemplazo a la reversión térmica usual) de sentido opuesto a la aplicada para la transformación directa: por ejemplo, tracción-compresión. De esta manera, la tensión “opuesta” resulta beneficiosa direccionando el movimiento inverso de las dislocaciones parciales, recuperándose la fase  $\gamma$  original. Este comportamiento redundaba en un mecanismo de absorción-disipación energética bajo aplicación de ciclos sucesivos de inversión de cargas. Ensayadas de esa manera, las aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni han presentado mejor resistencia que los materiales de bajo límite de fluencia, utilizados normalmente para la construcción de amortiguadores sísmicos. La aleación Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni es la primera aleación Fe-Mn-Si producida industrialmente en grandes cantidades (en horno de 10 Tn) y se utilizó para la producción de paneles amortiguadores sometidos a cargas de corte (FIG.I.19a y b). Fueron instalados en la torre JP Nagoya, Japón (FIG.I.19c).

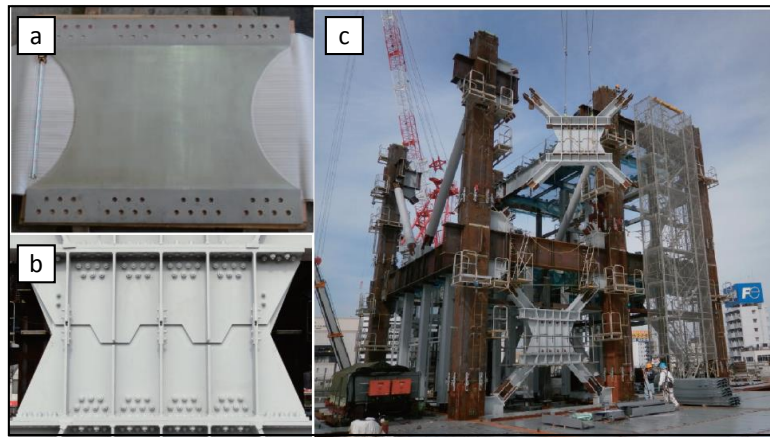


FIG.I.19 a) Dispositivo de amortiguación por corte; b) placa de la aleación Fe-15Mn-4Si-10Cr-8Ni resistente a la fatiga; c) montaje de los dispositivos de amortiguación en la construcción del rascacielos. [S16].

#### 1.4 PROCESOS DE FABRICACIÓN DE ACOPLEROS DE BASE Fe-Mn-Si CON MF

Los métodos de fabricación de acoples con memoria de forma se relacionan con dos aspectos a tener en cuenta. Por un lado, el modo de obtención de las aleaciones: la fundición en cantidades relativamente pequeñas permite obtener piezas directamente coladas. Por otro lado, la importancia del procesamiento termo-mecánico, a fin de dar forma al elemento y a la vez que genera mejores propiedades de MF, como ya se describió.

El rendimiento del material y la economía en tiempo y procesamiento es una premisa en cualquier proceso productivo que se plantee una competencia industrial. En este sentido, se intenta reducir al mínimo el mecanizado de las piezas, debido al costo de la operación y el desecho de material. Así es que los procesos de fabricación libres de maquinado, como sucede con las piezas directamente coladas, o las piezas forjadas o conformadas, son preferibles.

##### 1.4.1 Acoples con costura

La fabricación de acoples con costura es similar a la fabricación convencional de caños o tubos soldados, donde la geometría cilíndrica se logra a partir de una chapa o lámina la cual es rolada (o plegada) y finalmente soldada para cerrar el tubo. De esta manera, existirá una primera etapa de laminación para obtener la chapa y en otra etapa se fabrica el tubo, con una roladora de chapa (para longitudes acotadas) o mediante una línea de rolos conformadores [W84]. Es un método de gran eficiencia para la obtención de tubos, con tecnología relativamente sencilla. En el caso de los acoples con MF, la soldadura puede generar deterioro localizado del EMF, además

de posibles efectos de concentración de tensiones. Se utiliza soldadura TIG a fin de minimizar la zona alterada.

Kajiwara *et al.* [K03] informan la construcción de un prototipo de acople fabricado con chapa laminada, de aleación Fe-28Mn-6Si-5Cr-0.5NbC, rollada y soldada, de 40 mm de diámetro y 2 mm de espesor de pared (FIG.I.20a). En la FIG.I.20b se compara la tensión de retransformación correspondiente a dicha aleación con y sin la incorporación de precipitados de NbC, y en diferentes condiciones de procesamiento termomecánico, poniendo de manifiesto la importancia de la optimización de este último (tal como se expuso en el apartado 1.2.5).

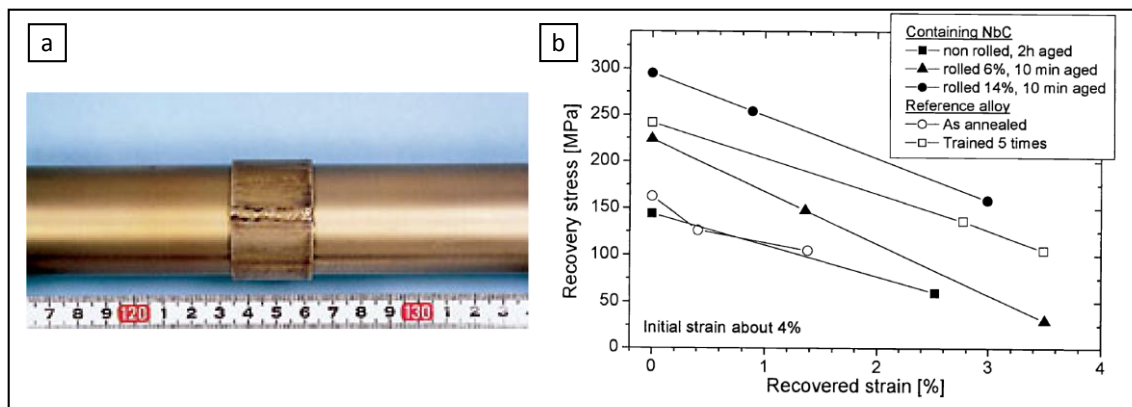


FIG.I.20 a) Unión realizada luego de calentar hasta 400 °C el acople rolado y soldado de aleación Fe-28Mn-6Si-5Cr-0.5NbC previamente expandido 2% diametralmente. b) tensión de retransformación en muestras procesadas con entrenamiento (puntos claros) y muestras de material con precipitados, recocidas y sin entrenamiento (puntos oscuros) [K03].

Previamente, nuestro grupo ha fabricado acoples de aleación Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni laminada a 800 °C hasta 1 mm de espesor, recocida y luego plegada (FIG.I.21) y soldada [D14]. Los acoples obtenidos fueron expandidos entre 3% y 3,6% mediante un dispositivo adecuado. La dimensión original, medida diametralmente, se recuperó en un 83% luego de calentados hasta 550 °C.



FIG.I.21 Diferentes etapas en el proceso de plegado de la chapa Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni para la construcción del prototipo de acople con memoria de forma soldado [D14].

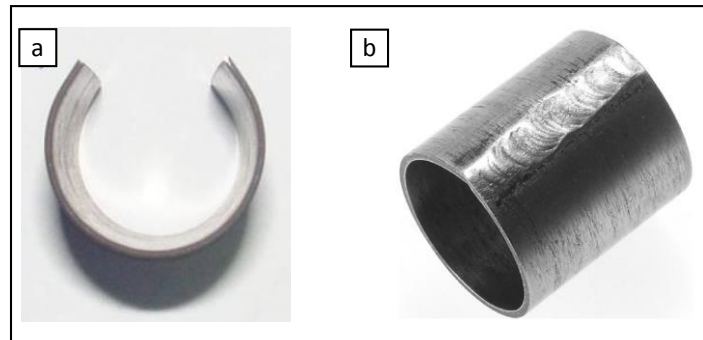


FIG.I.22 a) Aspecto de la forma obtenida luego del plegado. Se observa la relajación elástica debido a su elevado límite elástico. b) Acople terminado luego de la soldadura [D14].

Un inconveniente asociado a esta forma constructiva – además de las complicaciones propias a la soldadura– es la falta de cilindridad en el acople terminado, debida a la dificultad para rolar correctamente los extremos libres de la porción de chapa. Este problema se acrecienta debido a la dureza del material y su recuperación elástica asociada (FIG.I.22). Se diseñaron especialmente dispositivos para “cerrar” y sostener los extremos de la chapa durante la soldadura.

La falta de cilindridad afecta el trabajo del acople en tanto genera una zona sin contacto con las superficies a unir, lo que trae aparejado la disminución del área efectiva para transmitir torque entre dos ejes, si fuese el caso de aplicación, o bien la incapacidad de sellado en caso de unión de líneas de presión.

#### 1.4.2 Acoples sin costura

Se han presentado algunos casos de acoples de base Fe-Mn-Si obtenidos por colada centrifugada. El procedimiento consiste en colar la aleación fundida dentro de un molde cilíndrico que gira, y cuya rotación expulsa al material hacia las paredes del mismo, desde donde comienza la solidificación hacia el interior. Con este procedimiento se colaron los acoples de composición Fe-28Mn-6Si-5Cr de 300 mm de diámetro para la construcción del túnel Wakunami (ya comentado), utilizando una velocidad de rotación de 1300 rpm [O00]. Previo a su aplicación los acoples fueron mecanizados para eliminar la rebaba e imperfecciones superficiales, y luego entrenados.

En los estudios presentados se compara la recuperación de forma del acople fundido con la de acoples obtenidos de material forjado y/o laminado, mostrando valores similares [L02] o incluso superiores [K06] en el material colado. El mejor comportamiento se atribuye al efecto de la orientación preferencial de la estructura columnar de colada  $\{100\} \langle 110 \rangle$  en la dirección circunferencial.

Dentro de la bibliografía a la que hemos tenido acceso, no se han informado desarrollos ni experiencias de fabricación de acoples sin costura de base Fe-Mn-Si logrados íntegramente por forja, conformado o embutido, ni por procedimientos de laminado de tubos.

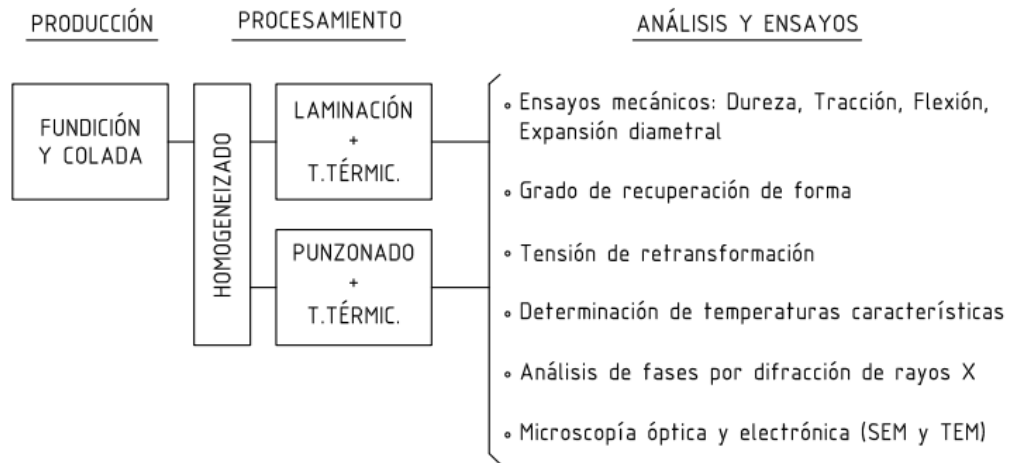
### 1.5 OBJETIVO DE LA TESIS

El trabajo realizado en esta tesis se propone, en términos generales, mejorar la aptitud de las aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni para sus posibles aplicaciones tecnológicas, y particularmente para su aplicación industrial como acoples para ejes y tuberías. Los objetivos específicos trazados para lograr esto son:

- **Elaborar** una aleación con buenas propiedades de memoria de forma.
- Continuar los estudios previos aportando a la **caracterización del efecto memoria de forma en aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni**. Para ello, evaluaremos las aleaciones producidas en el formato de **chapas laminadas** (considerando que es el formato más usual utilizado para el análisis, y que las chapas son la materia prima en diversos procesos industriales, tal como sucede con el acero convencional).
- **Desarrollar** un método de fabricación de **acoples sin costura**, que permita obtener piezas de calidad geométrica y dimensional, con adecuadas propiedades de MF.
- **Evaluar** el EMF en los acoples fabricados, y, mediante ensayos adecuados, el desempeño mecánico según la aplicación prevista.

### 1.6 METODOLOGÍA EMPLEADA

La metodología empleada comprende las etapas de producción y procesamientos termomecánicos y los estudios experimentales sobre los dos formatos elaborados: chapas laminadas y acoples fabricados por punzonado, con el correspondiente análisis de resultados. Estos pasos se resumen en el siguiente diagrama:



## 1.7 ESTRUCTURA DE LA TESIS

En este primer capítulo hemos realizado una introducción teórica al fenómeno “memoria de forma” y sus fundamentos en aleaciones ferrosas de alto manganeso. Asimismo, hemos comentado las principales aplicaciones tecnológicas para estos aceros, particularmente para las aleaciones optimizadas Fe-Mn-Si-(Cr-Ni). De esta manera, se pueden comprender las potencialidades y las debilidades que deben ser resueltas para su exitosa aplicación industrial.

En el capítulo II detallaremos los métodos y procedimientos empleados para la producción de aleaciones y para la evaluación experimental de las mismas, en los diferentes formatos y condiciones logradas.

En el capítulo III se abordarán el análisis y la evaluación de chapas laminadas y recocidas, en busca de optimizar el efecto memoria de forma en las aleaciones producidas.

En tanto, en el capítulo IV se expondrá el desarrollo realizado para la fabricación de tubos sin costura, comenzando por una breve introducción a los métodos convencionales para la producción de geometrías tubulares.

En el capítulo V se informarán las propiedades de memoria de forma y el desempeño de los acoples producidos.

Las conclusiones de esta tesis se presentarán en el capítulo VI, así como las posibles líneas de investigación y desarrollo que se abren a partir de este punto.

## 1.8 PUBLICACIONES RELACIONADAS CON LA TESIS

### Revistas con referato

- “Effect of heat treatment on the microstructure and shape memory behavior of Fe-Mn-Si-Ni-Cr alloys”; I. Esquivel, M. F. Giordana, A. V. Druker; **Mat. Charact.** **155** (2019), 19811.
- “Design, manufacturing, and performance of Fe-Mn-Si-Ni-Cr shape memory seamless couplings”; I. Esquivel, J. Malarría, A. V. Druker; **J. Mater. Process. Technol.** En revisión

### Congresos

- **JIM 2015**, Tandil, Argentina: “Evaluación del efecto memoria de forma en una aleación Fe-22Mn-3,5Si-10Cr-5Ni” I. Esquivel.
- **CONAMET-SAM 2015**, Concepción, Chile: “Estudio de la estabilidad de fases y el efecto memoria de forma en una aleación Fe-Mn-Si-Cr-Ni” I. Esquivel, J. Malarría, A. V. Druker.
- **XXVI Jornadas de Jóvenes Investigadores – AUGM 2016**, Universidad Estadual Paulista (UNESP), Brasil: “Evaluación de dos aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni con memoria de forma” I. Esquivel, A. V. Druker.
- **JIM 2019**, Rosario, Argentina: “Fabricación de acoples termocontraíbles de acero por punzonado en caliente” I. Esquivel.
- **CONAMET-SAM 2019**, Valdivia, Chile: “Fabricación de acoples de acero con Memoria de Forma sin costura” I. Esquivel, A. V. Druker.

## 1.9 REFERENCIAS I

- [B08] A. Baruj, H. E. Troiani; *Mat. Sci. and Eng. A*, 481-482 (2008), 574-577.
- [B14] S. Barbarino, E. Saavedra Flores, R. Ajaj, I. Dayyani, M. Friswell; *Smart. Mater. Struct.* **23** (2014), 063001.
- [C95] S. Cotes, M. Sade, and A. Fernández Guillermet; *Met. and Mat. Transac. A*, **23** (1995), 1957-1969.
- [C15] C. Czaderski, B. Weber, M. Shahverdi, M. Motavalli, C. Leinenbach, W. Lee, R. Brönnimann, and J. Michels; Third Conference on Smart Monitoring, Assessment and Rehabilitation of Civil Structures (SMART 2015).

- [D90] T. Duerig, K. Melton, D. Stockel, and C. Weyman; *Engineering Aspects of Shape Memory Alloys*, Butterworth-Heinemann, 1990.
- [D09] A. V. Druker; “Desarrollo de texturas y tratamientos termomecánicos en aleaciones Fe-Mn-Si”, Tesis de doctorado, Facultad de Cs. Exactas Ing. y Agrim., Universidad Nacional de Rosario, 2009.
- [D12] D. Dunne; *Shape Memory in Ferrous Alloys*, en *Phase Transformations in Steels*, Woodhead Publishing, 2012.
- [D14] A. V. Druker, A. Perotti, I. Esquivel, and J. Malarría; *Mat. and Des.* 56 (2014), 878-888.
- [D17] A. V. Druker, C. Sobrero, V. Fuster, J. Malarría, and R. Bolmaro; *Adv. Eng. Mat.* (2017), 1-11.
- [G89] G. Ghosh, Y. Vanderveken, J. Van Humbeek, M. Chandrasekaran, L. Delaey and W. Vanmoorleghe; *Proc. MRS Int. Meeting on Adv. Materials* Vol. 9 (1989), 457.
- [H01] D. Hull and D. Bacon; *Introduction to Dislocation*, 4<sup>th</sup> edition, Butterworth-Heinemann, 2001.
- [K03] S. Kajiwara, A. Baruj, T. Kikuchi, N. Shinya; *Smart Struct. And Mat., Proceedings of SPIE* Vol. 5053 (2003), 250-261.
- [K06] H. Kubo, H. Otsuka, S. Farjami, and T. Maruyama; *Scripta Mat.* 55 (2006), 1059-1062.
- [L95] D.Z. Liu, W. X. Liu, and F.Y. Gong; *Proc. ICOMAT-95, Journal de Physique IV*, C8 (1995), 1241-1246.
- [L00] J.C. Li, M. Zhao, and Q. Jiang; *Metal. Mater. Trans* 31A (2000), 581-584.
- [L02] J.C. Li, M. Zhao, and Q. Jiang; *Jour. Of Mat. Eng. And Perf.* Vol 11:3 (2002), 313-316.
- [L08] D. Lagoudas (ed.); *Shape Memory Alloys Modelling and Engineering Applications*, Springer, 2008.
- [M86] M. Murakami, H. Otsuka, H. Suzuki, and S. Matsuda; *Proc. Of Int. Conf. On Martensitic Transformation (ICOMAT-86)*, (The Japan Institute of Metals, 1986), 985-990
- [M99] O. Matsumara, S. Furasako, T. Sumi, T. Furukawa, and H. Otsuka; *Mater. Sci. Eng. A* (1999), 271, 479.
- [M14] J. Mohd Jani, M. Leary, A. Subic, M. Gibson; *Mater. Des.* 56 (2014), 1078-1113.

- [M19] K. Mehta, K. Gupta; *Fabrication and Processing of Shape Memory Alloys*, Springer, 2019.
- [O89] H. Otsuka, M. Murakami and S. Matsuda; *Proc. MRS Int. Meeting on Adv. Materials* Vol. 9 (1989), 451-456.
- [O90] H. Otsuka, H. Yamada, T. Maruyama, H. Tanahashi, S. Matsuda, and M. Murakami; *ISIJ Int.* 30 (1990), 674–679.
- [O92] H. Otsuka; *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 246 (1992), 309-320.
- [O98] K. Otsuka and C. Weyman; *Shape Memory Materials*, Cambridge University Press, 1998.
- [O00] H. Otsuka, T. Maruyama, and H. Kubo; *Mat. Sci. Forum* Vol 327-328 (2000), 243-246.
- [R19] M. Raposo, “Desarrollo de aceros TWIP/TRIP con alto contenido de manganeso para aplicaciones automotrices”, Tesis de doctorado, Facultad de Cs. Exactas Ing. y Agrim., Universidad Nacional de Rosario, 2019.
- [S84] A. Sato, E. Chishima, Y. Yamaji, and T. Mori; *Acta Metall.* 32 (1984), 539.
- [S06] N. Stanford and D.P. Dunne; *ISIJ International* 46 (2006), 1703-1711.
- [S08] N. Stanford, D.P. Dunne and H. Li; *Scripta Mat.* 58 (2008), 583-586.
- [S10] N. Stanford and D.P. Dunne; *Acta Mater.* 58 (2010), 6752-6762.
- [S16] T. Sawaguchi, T. Maruyama, H. Otsuka, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki; *Mater. Trans.* 57 (2016), 283-293.
- [T00] Y. Tomota and T. Maki; *Materials Sci. Forum* 327-328 (2000), 191-198.
- [V19] J. M. Vallejos, “Tratamientos térmicos direccionales y transformación martensítica en el sistema pseudoelástico Fe-Mn-Al-Ni”, Tesis de doctorado, Facultad de Cs. Exactas Ing. y Agrim., Universidad Nacional de Rosario, 2019.
- [W84] C. Wick (ed.); *Tool and Manufacturing Engineers Handbook*, 4° edic., Vol. 2, Society of Manufacturing Engineers, 1984.
- [W05] H. Y. Wen, N. Li, and L. R. Xiong; *Mat. Sci and Eng. A* 407 (2005), 31-35.
- [Y11] K. Yamauchi, I. Ohkata, K. Tsuchiya y S. Miyazaki; *Shape Memory and Superelastic Alloys*, Woodhead Publishing, 2011.

## CAP 2 – PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

---

### 2.1 PRODUCCIÓN DE ALEACIONES

Para esta tesis produjimos dos aleaciones del sistema Fe-Mn-Si-Cr-Ni, de composiciones nominales 21%Mn-5%Si-10%Cr-5%Ni y 17%Mn-6%Si-10%Cr-5%Ni, tal como se indica en la Tabla II.1. Fueron diseñadas con el objetivo de mejorar el efecto memoria de forma (EMF), y tomando como referencia la aleación 15Mn, anteriormente producida y estudiada por nuestro grupo de trabajo [D14].

Tabla II.1. Aleaciones diseñadas, composición química nominal (% en peso).

Denominación	Fe	Mn	Si	Cr	Ni	C	SFE (mJ/m <sup>2</sup> ) <sup>(1)</sup>
15 Mn <sup>(2)</sup>	bal	15	5	8	6	0,05	10,8
<b>21Mn</b>	bal	21	5	10	5	0,05	8,5
<b>17Mn</b>	bal	17	6	10	5	0,05	3,0

<sup>(1)</sup> Calculado según [L99].

<sup>(2)</sup> Aleación de referencia [D09], [D14].

#### 2.1.1 Diseño de las aleaciones

Como estrategias para mejorar el EMF, trazamos los siguientes lineamientos:

- 1) Reducir la energía de falla de apilamiento (SFE) en la fase austenita de las aleaciones producidas.
- 2) Evitar la presencia de fase ferrita
- 3) Evitar la formación de martensita térmica.

La SFE varía en función de la composición química y afecta la densidad de falla de apilamiento existente en la matriz austenítica, núcleos potenciales para la formación de martensita  $\epsilon$ . De modo tal que diseñamos las aleaciones atendiendo a reducir su valor, pero a la vez, revisando el impacto que tienen en la estabilidad de fases las modificaciones realizadas en la composición. Para ello, utilizamos el diagrama de fases de Scheaffler (FIG.II.1b), calculando los parámetros  $Cr_{eq}$  y  $Ni_{eq}$  según las ecuaciones de Hammar y Svensson [P13].

Como primera medida para reducir la SFE, decidimos incrementar la relación %Cr/%Ni en relación a la aleación 15Mn: elevamos a 10% el contenido de Cromo y redujimos a 5% el de

Níquel. Esta modificación produce una reducción del 35% en la SFE (de 10,8 a 7,0 mJ/m<sup>2</sup>, según Ec.I.2), y un corrimiento en el diagrama de Scheaffler hasta el punto indicado como Q<sub>1</sub> en la FIG.II.1c.

El incremento del contenido de Si es una modificación muy eficiente para reducir la SFE, a la vez que aumenta la dureza de la matriz austenítica y reduce la temperatura de Néel, aspectos que aportan positivamente al EMF. En contraposición, dificulta la conformabilidad, lo cual es una limitación para el contenido máximo admisible. Decidimos incrementar a 6% el contenido de Si en una de las aleaciones diseñadas (reduciendo un %60 la SFE, y con un corrimiento hasta el punto Q<sub>2</sub> en la FIG.II.1c), y no modificarlo en la otra (lo mantenemos en 5%).

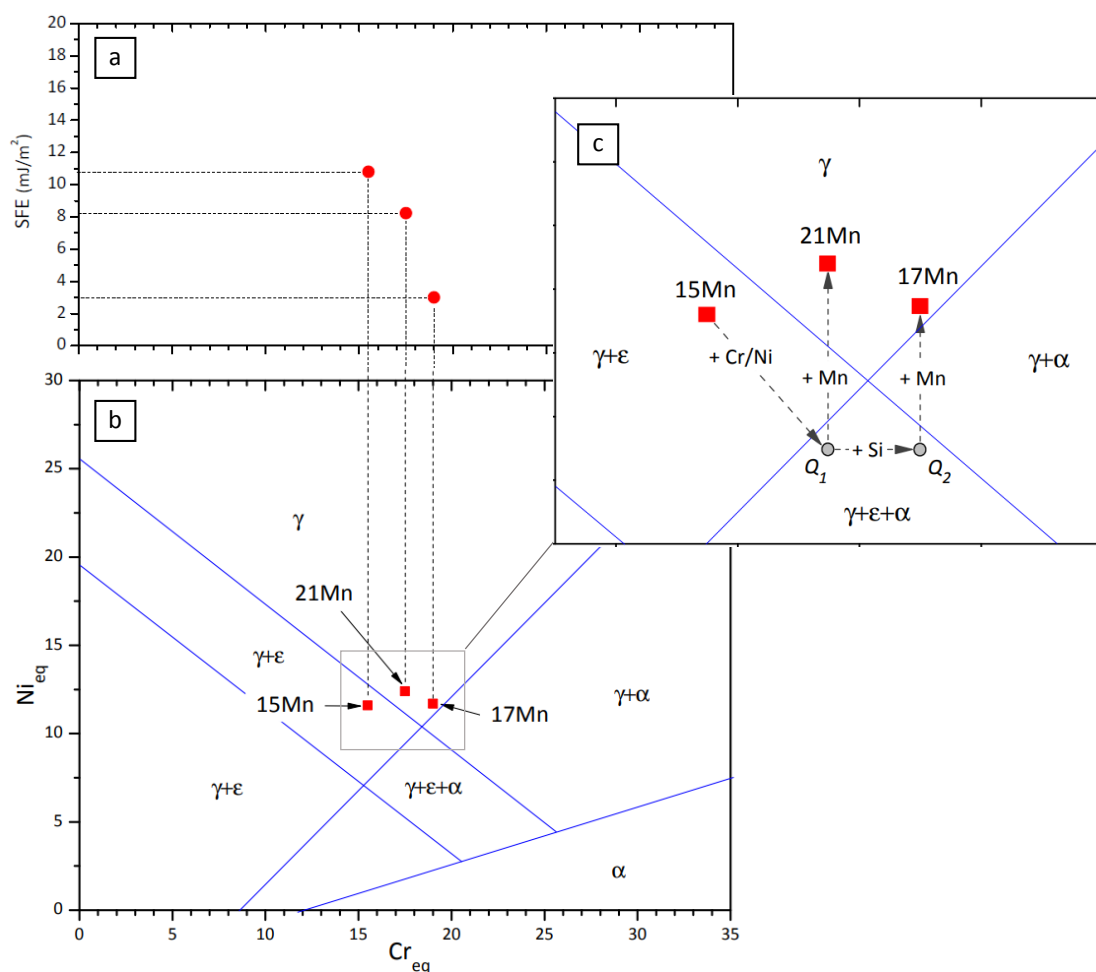


FIG.II.1 a) Energía de falla de apilamiento (SFE) de las aleaciones diseñadas. b) Diagrama de Schaeffler de aleaciones inoxidables, en el que se incluyen las posiciones de las aleaciones diseñadas 17Mn y 21Mn, junto con la aleación de referencia 15Mn. c) Detalle de los desplazamientos producidos por la modificación de la composición química.

El tercer punto enumerado, intenta maximizar la proporción de martensita que puede formarse por deformación. A su vez, un alejamiento del campo de estabilidad de la martensita

térmica generaría un aumento en la tensión  $\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}$ , aspecto beneficioso para maximizar la tensión de retransformación, como veremos en el capítulo siguiente. El aumento del contenido de manganeso estabiliza la fase austenita, alejando a las aleaciones de la zona de estabilidad de la martensita  $\epsilon$  y de la ferrita  $\alpha$  (corrimientos con aumento del parámetro  $Ni_{eq}$  y sin modificación en el  $Cr_{eq}$ ).

Por otra parte, el incremento del contenido de Mn eleva la SFE calculada según la Ec.I.2, aunque el mismo no parece significativo dentro del rango de composiciones evaluadas. Decidimos realizar dos aumentos diferentes: hasta 21 y 17%, llegando a las composiciones nominales ya enunciadas. La posición de las mismas en el diagrama de Scheaffler y sus correspondientes valores de SFE, se grafican en la FIG.II.1 a y b respectivamente.

### 2.1.2 Control de la composición química

Para control de la composición química efectivamente obtenida, se realizaron mediciones por diferentes métodos especificados en la Tabla II.2, junto con los resultados. Puede verse que los materiales producidos cumplen con la composición diseñada respectiva, con buena aproximación, a excepción del contenido de Si en la aleación 21Mn. Aproximadamente un 20% de este elemento se perdió durante la fundición, probablemente por oxidación.

Tabla II.2. Análisis de composición química del material producido (% en peso).

Denominación	Método	Fe	Mn	Si	Cr	Ni	C	SFE ( $\text{mJ/m}^2$ ) <sup>(6)</sup>
<b>21Mn</b>	IRAM/EAA <sup>(1)</sup>	62,10	21,04	4,10	8,44	4,32	0,07	
	AES <sup>(2)</sup>	59,90	21,30	3,27	10,40	4,54	0,04	
	<b>Prom.<sup>(5)</sup></b>	<b>61,00</b>	<b>21,20</b>	<b>3,70</b>	<b>9,40</b>	<b>4,40</b>	<b>0,05</b>	<b>13,8</b>
<b>17Mn</b>	IRAM/EAA <sup>(1)</sup>	62,88	16,59	6,49	9,06	4,89	0,09	
	EDS-SEM <sup>(3)</sup>	61,09	17,16	6,31	9,67	5,26	-	
	Fluo. Rx <sup>(4)</sup>	62,00	17,00	5,90	9,20	5,00	-	
	<b>Prom.<sup>(5)</sup></b>	<b>62,00</b>	<b>16,90</b>	<b>6,20</b>	<b>9,30</b>	<b>5,00</b>	<b>0,09</b>	<b>2,7</b>

<sup>(1)</sup> C: IRAM850/71; Si: IRAM858/71; Cr: ASTM E353/93; Mn y Ni: Espectroscopía de Absorción Atómica.

<sup>(2)</sup> Espectroscopía de Emisión Atómica.

<sup>(3)</sup> Espectroscopía de Rayos X, realizado con Microscopio Electrónico de Barrido del IFIR.

<sup>(4)</sup> Fluorescencia de Rayos X.

<sup>(5)</sup> Valores promediados de las mediciones.

<sup>(6)</sup> Calculado según [L00].

### 2.1.3 Fundición y colada en lingotes rectangulares

Todo el procedimiento para la producción de las aleaciones 17Mn y 21Mn se realizó en Rosario. La materia prima se preparó utilizando material de calidad comercial y se limpió eliminando impurezas y óxidos. La fundición se realizó dentro de crisoles de alúmina de alta pureza, en un horno eléctrico de inducción (FIG.II.2) operando a 10 kHz y 30 kW.

Debido a la gran volatilidad del Mn, es usual la pérdida de cierta parte de la cantidad agregada al baño fundido. Por lo tanto, hemos agregado una cantidad extra (aprox. 1%) momentos antes de colar, para contrarrestar dicha deficiencia.

Cada colada se realizó en molde de arena cerrado (FIG.II.2b) que permite obtener cuatro lingotes prismáticos de aproximadamente 0,5 kg cada uno (FIG.II.3). El diseño del molde asegura el buen llenado y la ausencia de rechupes en toda la longitud del lingote.



FIG.II.2 a) Horno de inducción volcador y respectivas mangueras de alimentación/refrigeración. b) Momento de la colada de la aleación dentro del molde de arena. Por detrás se puede observar el generador de potencia.

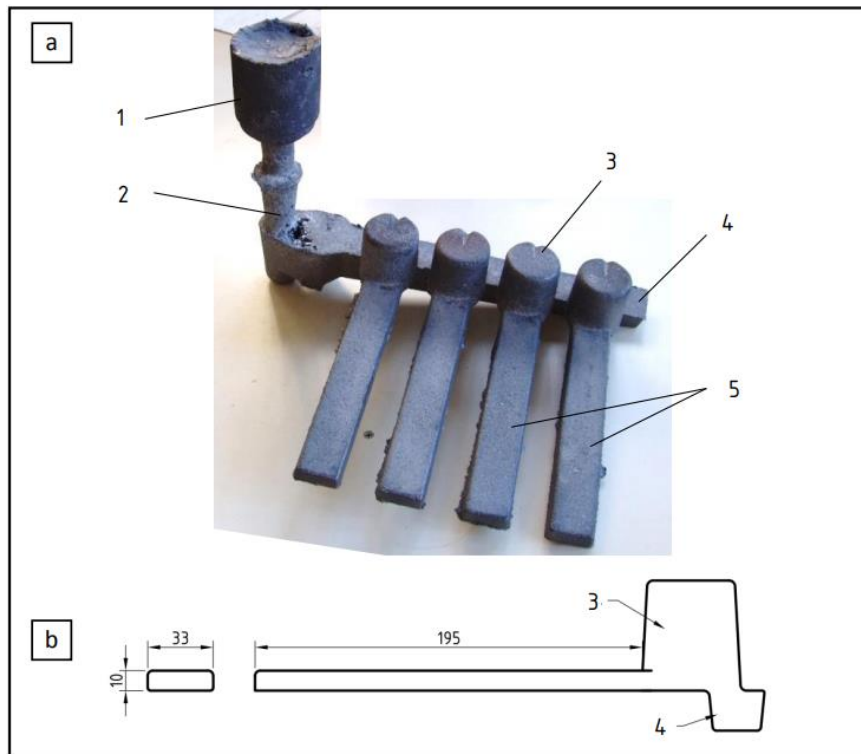


FIG.II.3 a) Aspecto del conjunto solidificado. b) Dimensiones aproximadas de los lingotes. 1. Basín. 2. Bebedero. 3. Mazarota. 4. Canal distribuidor. 5. Lingotes

#### 2.1.4 Fundición y colada de aleación 17 Mn en forma de barras cilíndricas

Parte de la colada original de material 17Mn (4 kg) fue refundido y colado en lingoteras cilíndricas de 34 mm de diámetro. La operación se realizó en el Centro Atómico Constituyentes (CNEA), en un horno de inducción similar al utilizado en Rosario. Se utilizó un molde de arena de fabricación artesanal, con posición vertical de los lingotes. En la FIG.II.4 se exhibe una de las barras obtenidas a la cual se le practicó un corte, mostrando un llenado completo; también se muestra la punta superior donde se alojó el rechupe.



FIG.II.4 Aspecto de las barras fundidas, de diámetro 34 mm, y sección de corte transversal, mostrando buen llenado, el rechupe se localizó en la zona superior.

## 2.2 PROCESAMIENTOS TERMOMECAÑICOS

Antes de su procesamiento, los lingotes fueron cortados en trozos de dimensiones adecuadas, y sometidos a un tratamiento de homogeneizado de 3 horas a 1100 °C en horno mufla con posterior enfriamiento lento dentro del mismo.

### 2.2.1 Laminación

Los lingotes de 10 mm de espesor fueron laminados en su dirección longitudinal, a una temperatura de 1000 °C, hasta un espesor de 1,6 mm. Desde este punto y hasta alcanzar un espesor final de 1 mm, las siguientes pasadas se realizaron a la temperatura final de procesamiento, definiendo tres lotes diferentes: laminado a baja temperatura (650 °C); a temperatura intermedia (800 °C) y a alta temperatura (1000 °C). De aquí en adelante denominaremos a cada lote L650, L800 y L1000, respectivamente. Previamente a cada pasada, el material se calentó hasta la temperatura correspondiente en un horno mufla.

En todos los casos aplicamos reducciones del 10% del espesor, cuidando de mantener la dirección de laminación inalterada. Utilizamos una laminadora marca Lamrobur de 4 HP, con dos rolos de 85 mm de diámetro y 150 mm de largo (FIG.II.5). La velocidad de los mismos es de 18 rpm.



FIG.II.5. Laminadora de 4HP disponible en el taller del IFIR. La separación entre los rodillos se regula mediante la manivela superior, a fin de ajustar el grado de reducción. Más atrás se observa el horno mufla.

### 2.2.2 Conformado de tubos sin costura por método de Punzonado-extrusión

El proceso por el cual transformamos los lingotes cilíndricos en piezas tubulares se realizó con una prensa hidráulica de 40 Tn de capacidad y por medio de una matriz diseñada

especialmente. La temperatura del material al ingreso a la matriz fue de 1250 °C. El detalle de todo el procedimiento se desarrollará en el capítulo IV.

Para su caracterización, estos tubos se cortaron en rodajas con una electroerosionadora ACT-SPARK SP1, obteniéndose muestras con geometría anular.

### 2.2.3 Recocidos

Luego del laminado y conformado de tubos, se realizaron recocidos a diferentes temperaturas desde 500 a 1000 °C. La variable tiempo se fijó en 30 minutos, siendo un valor usual en la literatura [L99, S06, D14]. La temperatura se controló con una termocupla tipo K en contacto con las muestras. En la Tabla II.3 se resumen los procesamientos realizados.

Tabla II.3. Resumen de procesamientos termomecánicos aplicados a las aleaciones producidas.

Aleación	Temperatura de recocido (°C)									
	500	550	600	650	700	750	800	850	900	1000
<b>21Mn</b>										
L650	●	●	●	●	●		●		●	●
L800	●	●	●	●	●		●		●	●
L1000	●	●	●	●	●		●		●	●

Aleación	Temperatura de recocido (°C)									
	500	550	600	650	700	750	800	850	900	1000
<b>17Mn</b>										
L650		●	●	●	●	●	●	●	●	●
L800		●	●	●	●	●	●	●	●	●
L1000		●	●	●	●	●	●	●	●	●
<i>Punz.-Ext.</i> (1250 °C)					●		●		●	●

### 2.2.4 Denominación según el procesamiento aplicado

Decidimos utilizar una denominación simplificada para identificar las condiciones de procesamiento termomecánico aplicado. En primer lugar se indicará el material (17Mn o 21Mn) y luego el procesamiento a que fue sometida la muestra. El formato utilizado se muestra en los ejemplos de la Tabla II.4.

Tabla II.4. Ejemplos del formato utilizado para denominar las muestras preparadas.

<i>Denominación</i>	<i>Material</i>	<i>Conformado</i>	<i>Recocido</i>
<b>17 L650 R800</b>	17 Mn	Laminado a 650 °C	800 °C
<b>21 L1000 R900</b>	21 Mn	Laminado a 1000 °C	900 °C
<b>PE 700</b>	17 Mn	Punzonado-extrusión (1250 °C)	700 °C

## 2.3 ENSAYOS MECÁNICOS

Los ensayos mecánicos consisten en la aplicación de un determinado estado de carga o deformación a cierta velocidad, temperatura, periodicidad, etc. –todo lo que se denomina estado de sollicitación– para poner de manifiesto la capacidad del material a resistir y/u oponerse a dicha sollicitación. En la mayoría de ensayos que hemos realizado, aplicamos a las muestras una determinada deformación (por tracción, compresión, flexión, penetración, etc.), para evaluar sus propiedades mecánicas convencionales (dureza, módulo de elasticidad, límite elástico, etc.), o bien las propiedades asociadas al fenómeno de memoria de forma (Recuperación pseudoelástica en la descarga, grado de recuperación de forma, tensión de retransformación), que pueden considerarse entonces, propiedades mecánicas especiales.

### 2.3.1 Medición de dureza

Para la medición de dureza utilizamos un durómetro DIGIMESS con lectura a reloj. Este aparato permite medir en las escalas HRA, HRC y HRB cambiando la carga aplicada en cada caso por medio de un juego de pesas y el penetrador en uso (de punta cónica de 120° para las escalas A y C y de punta esférica para la escala B).

### 2.3.2 Ensayo de tracción

Todos los ensayos de tracción fueron realizados a temperatura ambiente, en una máquina universal de ensayo INSTRON 3382, con software Bluehill II para programar y registrar el experimento. La máquina cuenta con una celda de carga de  $\pm 100$  kN. Para medición de la deformación utilizamos un extensómetro INSTRON de cuchillas planas, con 10 mm de longitud calibrada. En la FIG.II.6a se observa la disposición utilizada, con el extensómetro montado sobre la muestra. La velocidad de deformación fue de 0,06 mm/min en todos los casos.

Las probetas utilizadas se cortaron por electroerosión de las chapas laminadas de 1 mm, con dimensiones indicadas en la FIG.II.6b. Antes del ensayo, realizamos pares de indentas sobre el eje de las probetas, a una longitud calibrada de 10 mm, a fin de controlar la deformación aplicada. Para esto, utilizamos un microdurómetro SHIMADZU equipado con sistema de medición micrométrico.

Los valores de tensión se obtienen dividiendo el valor registrado con la celda de carga por el área de sección de las probetas. Considerando que la medición de ésta (con calibre de precisión  $\pm 0,05$  mm) introduce un determinado error, y que además dicha área puede sufrir pequeñas variaciones a lo largo de la longitud calibrada, adoptamos un error global de  $\pm 5$  %, el cual se traslada a los valores de tensión informados.

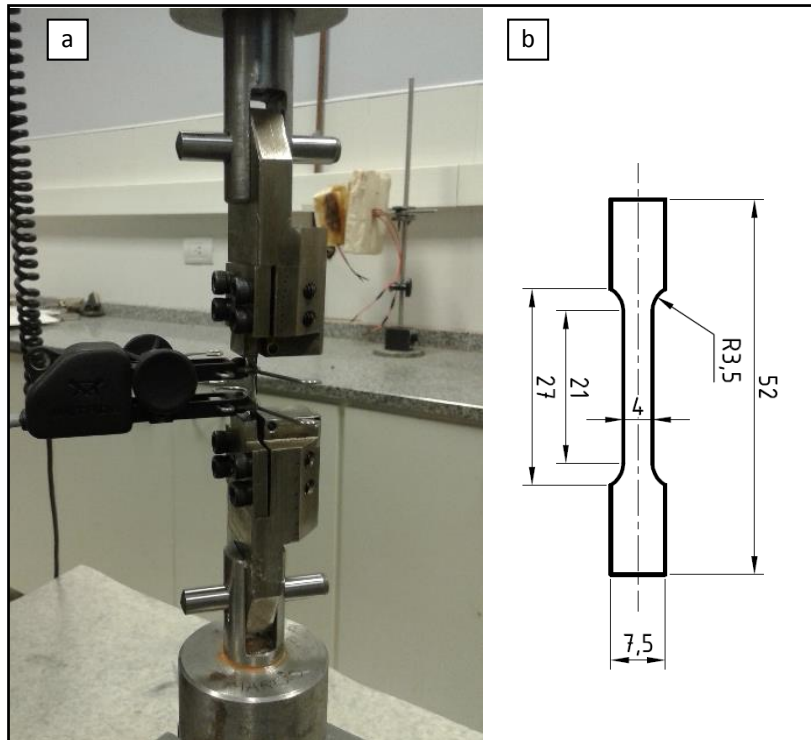


FIG.II.6 a) Configuración de cabezales, mordazas, probeta y extensómetro utilizada en los ensayos de tracción. b) Geometría y dimensiones de un espécimen para el ensayo.

### 2.3.3 Ensayo de compresión

En este ensayo, una muestra cilíndrica o paralelepípeda se somete a una carga de compresión (con el eje principal de la muestra en la dirección de carga), entre dos placas paralelas. Para esto, utilizamos cabezales planos (FIG.II.7) montados en los extremos fijo y móvil de la máquina de ensayos INSTRON 3382. Para reducir el abarrilado (deformación no uniforme) de la muestra, lubricamos la superficie de contacto con una capa de grafito.



FIG.II.7 Muestra prismática entre los cabezales planos de compresión de la máquina Instron 3382.

### 2.3.4 Expansión diametral

Los acoples con MF deben ser expandidos diametralmente para inducir la transformación martensítica, tal como se explicó en el diagrama de la FIG.I.18. Para esto, hemos diseñado un expansor elástico subdividido en gajos o espigas (FIG.II.8a) que se introduce en el interior de la pieza tubular (sea un acople o un anillo). Estas subdivisiones se desplazan en dirección radial por acción de un punzón cónico (FIG.II.8b), forzando la expansión diametral de la pieza.

Idealmente, se pretende que las tensiones tangenciales se distribuyan homogéneamente a lo largo del perímetro del acople y así promover una deformación también homogénea. En este sentido, el expansor debería disponer de infinitas subdivisiones. Constructivamente existen limitaciones que restringen la cantidad de cortes posibles. En este caso diseñamos 12 subdivisiones, lo cual consideramos suficiente siempre y cuando se pueda garantizar una buena lubricación entre la pieza y el expansor, que facilite la distribución de tensiones. Aplicamos disulfuro de molibdeno sobre toda la superficie (externa e interna) del expansor, sobre el punzón, y sobre la superficie interna del acople.

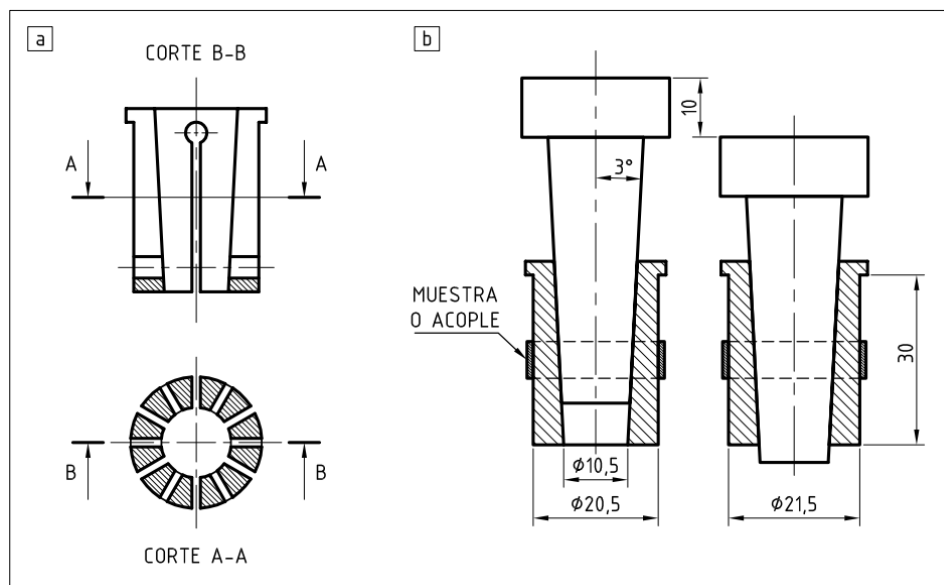


FIG.II.8 a) Expansor elástico de espigas, para acoples y tubos. b) Esquema de funcionamiento y dimensiones generales.

La carga se aplica con la máquina de ensayos INSTRON 3382 por medio de cabezales planos de compresión, tipo platos. Mediante el software BLUEHILL II, se configuró el registro de la fuerza aplicada según el desplazamiento del cabezal, permitiendo trazar las curvas correspondientes. Para control de la deformación de la muestra, realizamos mediciones periódicas de su diámetro exterior durante el ensayo, utilizando un calibre y sobre puntos de control marcados previamente (FIG.II.9).

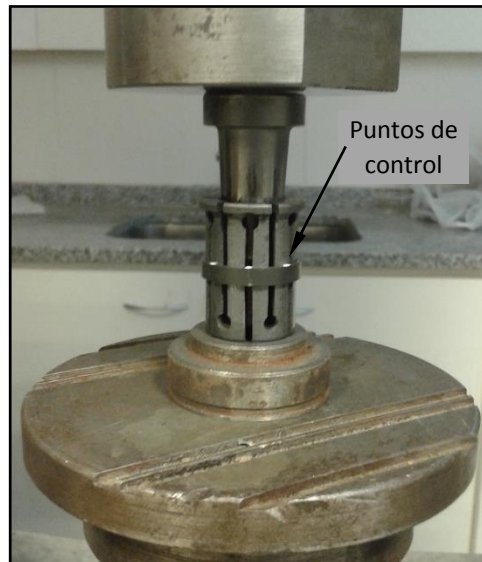


FIG.II.9 Configuración de la operación de expansión diametral en la máquina INSTRON 3382, utilizando platos planos de compresión.

### 2.3.5 Ensayo de flexión

Los ensayos de flexión se realizaron aplicando una deformación de valor constante (radio de curvatura) a lo largo de la probeta, y a temperatura ambiente. Para esto utilizamos dispositivos sencillos armados en base a un dado cilíndrico de diámetro  $D$  (FIG.II.10), y elementos auxiliares para sujetar la muestra. La deformación de la fibra externa de la muestra, en función de los parámetros de ensayo  $D$  y el espesor de muestra  $e$ , se obtiene de la siguiente expresión:

$$\varepsilon_f(\%) = \frac{e}{D + e} \cdot 100 \quad \text{Ec. II. 1}$$

La deformación así definida depende solamente del espesor de la muestra y el diámetro del dado, y es independiente del ángulo total flexionado. En nuestros ensayos aplicamos deformaciones de 2,5%, sobre muestras de espesor 1 mm, por lo que el diámetro del dado que se utilizó (despejando el valor de la Ec.II.1) es de 39 mm. Se realizaron ensayos hasta ángulos de 90° y 180° sobre muestras de dimensiones 1 x 3 mm<sup>2</sup> de sección por 45 mm y 90 mm de largo, respectivamente. En las muestras flexionadas en 180°, la cantidad de material afectado por la deformación es el doble, lográndose mejor estadística. Adicionalmente, la medición de los ángulos tiene menos error relativo.

### 2.3.6 Grado de recuperación de forma (libre)

Uno de los parámetros ampliamente utilizados en los estudios de materiales con MF, es el grado de recuperación de forma (GRF), definido como la relación entre la deformación recuperada ( $\epsilon_{rec}$ ) y la deformación remanente ( $\epsilon_{rem}$ ) luego de inducir la transformación martensítica. Para activar la transformación inversa, realizamos un recocido “de recuperación” a 500 °C (esto es por encima de  $A_f$ ) durante 5 min. Este tiempo es suficiente debido a que la transformación es sin difusión.

En cada ensayo, utilizamos variables geométricas fácilmente medibles para definir y determinar los valores de ambas deformaciones. Además, expresamos el GRF porcentualmente, por comodidad. Así:

$$GRF = \frac{\epsilon_{rec}}{\epsilon_{rem}} \quad ; \quad GRF(\%) = \frac{\epsilon_{rec}}{\epsilon_{rem}} \cdot 100 \quad Ec. II. 2$$

En cada caso, realizamos mediciones sobre 5 especímenes; luego informamos el valor promedio obtenido, con un error asumido en base a las desviaciones registradas.

#### En ensayos de tracción:

$$GRF_t(\%) = \frac{\epsilon_{rec}}{\epsilon_{rem}} \cdot 100 = \frac{l_1 - l_2}{l_1 - l_0} \cdot 100 \quad Ec. II. 3$$

Donde  $l_0$  y  $l_1$  son las distancias entre los pares de indentaciones Vickers antes y después de la deformación, respectivamente, y  $l_2$  es la distancia luego del recocido de recuperación. La medición de esas distancias se realizó con el microdurómetro SHIMADZU, equipado con mesa portamuestra dotada de dos tornillos micrométricos de precisión 0,01 mm.

#### En ensayos de flexión:

$$GRF_f(\%) = \frac{\epsilon_{rec}}{\epsilon_{rem}} \cdot 100 = \frac{\theta_2}{\theta_1} \cdot 100 \quad Ec. II. 4$$

Donde  $\theta_1$  y  $\theta_2$  son el ángulo luego de la relajación y el ángulo recuperado luego del recocido de recuperación. Para medir tales ángulos fotografiamos la muestra luego de ser deformada, y luego del recocido de recuperación, tal como se muestra en la FIG.II.10. La condición inicial de las muestras siempre fue de planitud.

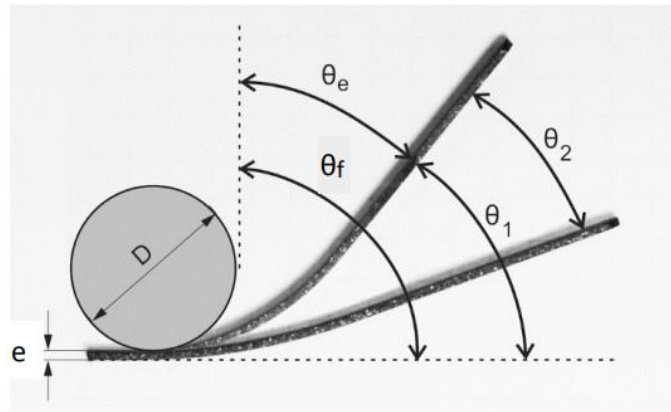


FIG.II.10 Fotografías de una misma muestra en dos momentos: luego de ser flexionada y posteriormente a la recuperación. Además se representan esquemáticamente las variables de ensayo y los ángulos característicos.  $\theta_f$ : ángulo de flexión aplicado.  $\theta_e$ : ángulo de relajación elástica y pseudoelástica.  $\theta_1$ : ángulo remanente luego de la relajación.  $\theta_2$ : ángulo recuperado.

### En especímenes expandidos diametralmente:

Para la evaluación del GRF en los productos tubulares, utilizamos los anillos cortados, y recocidos según se indica en la Tabla II.3. Éstos fueron expandidos con el dispositivo comentado previamente (apartado 2.3.4), a diferentes niveles de deformación en el rango 1-5%. Finalmente, se les realizó el recocido de recuperación.

El grado de recuperación de forma “diametral” queda definido entonces como la relación entre la cantidad recuperada y la cantidad expandida:

$$GRF_d(\%) = \frac{\varepsilon_{rec}}{\varepsilon_{rem}} \cdot 100 = \frac{\phi_1 - \phi_2}{\phi_1 - \phi_0} \cdot 100 \quad Ec. II. 5$$

Donde  $\phi_0$  y  $\phi_1$  son el diámetro interior del anillo antes y después de la expansión, respectivamente, y  $\phi_2$  es el diámetro interior luego del recocido de recuperación (FIG.II.11). La medición en cada caso, se realizó con calibre pie a colisa, con lectura digital y precisión 0,05 mm, sobre tres diámetros identificados sobre el perímetro de la muestra. Otra forma de considerar el GRF en este ensayo, es respecto a la variación de la longitud perimetral:

$$GRF_d(\%) = \frac{\varepsilon_{rec}}{\varepsilon_{rem}} \cdot 100 = \frac{p_1 - p_2}{p_1 - p_0} \cdot 100 \quad Ec. II. 6$$

Donde  $p_0$  y  $p_1$  son el perímetro interno del anillo antes y después de la expansión, respectivamente, y  $p_2$  es el perímetro luego del recocido de recuperación.

Ambas formas de calcular el GRF son matemáticamente equivalentes, ya que si en la Ec.II.5 multiplicamos numerador y denominador por  $\pi$ , obtenemos la Ec.II.6. Además, vemos en

esta última forma, una analogía con la Ec.II.3 correspondiente al ensayo de tracción, en tanto se relacionan longitudes.

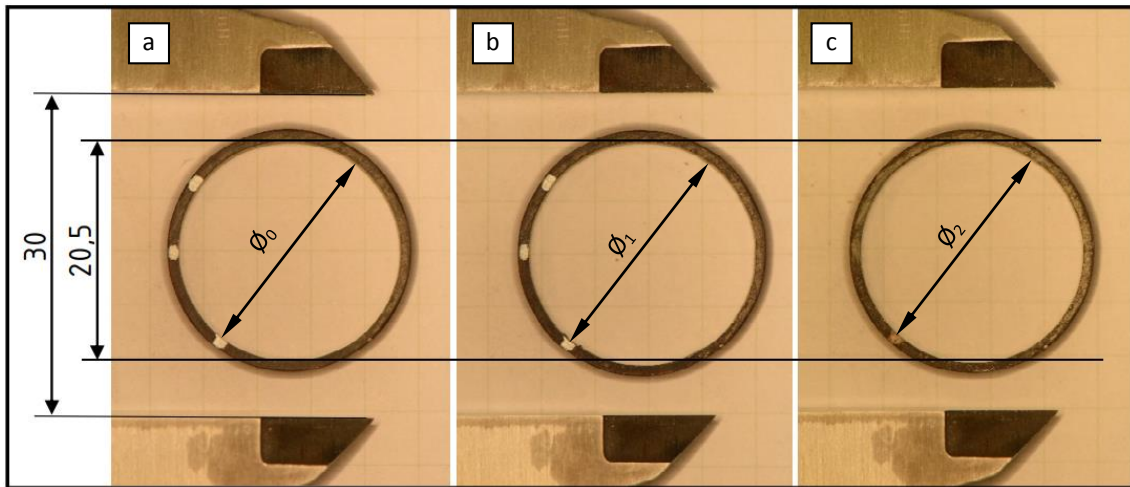


FIG.II.11 Fotografías de una misma muestra de diámetro interno inicial 20,5 mm. a) antes de la deformación. b) luego de una expansión de aproximadamente 2,5%. c) luego del recocido de retransformación. Para apreciar el cambio de dimensión se pueden seguir las líneas guía de la dimensión inicial. Las imágenes fueron escaladas con la misma dimensión de referencia (30 mm) establecida por el calibre.

### 2.3.7 Tensión de retransformación (transformación inversa con deformación restringida)

Este ensayo consiste en la medición de la tensión desarrollada por el material cuando se activa la retransformación de fase a la vez que se impide la recuperación dimensional del espécimen, la cual denominamos *tensión de retransformación*. Este fenómeno (explicado en el apartado 1.3.2) tiene lugar durante el ajuste de los acoples con memoria de forma.

Para medirla, traccionamos hasta una deformación de 4% especímenes cortados de las chapas laminadas, tal como se detalló en el apartado 2.3.2. Retiramos momentáneamente de la máquina de ensayo, y medimos la deformación remanente utilizando las indentas ya comentadas. Montamos nuevamente las muestras en la máquina (FIG.II.12a), colocamos el dispositivo de calentamiento, y aplicamos una precarga de 10 Mpa para eliminar los juegos de montaje. En tales condiciones, y manteniendo en todo momento los cabezales en posición fija, aplicamos un ciclo térmico con temperatura inicial  $T_i = T_{amb}$ ,  $T_{máx} = 350 \text{ °C}$ , y  $T_f = T_i = T_{amb}$ .

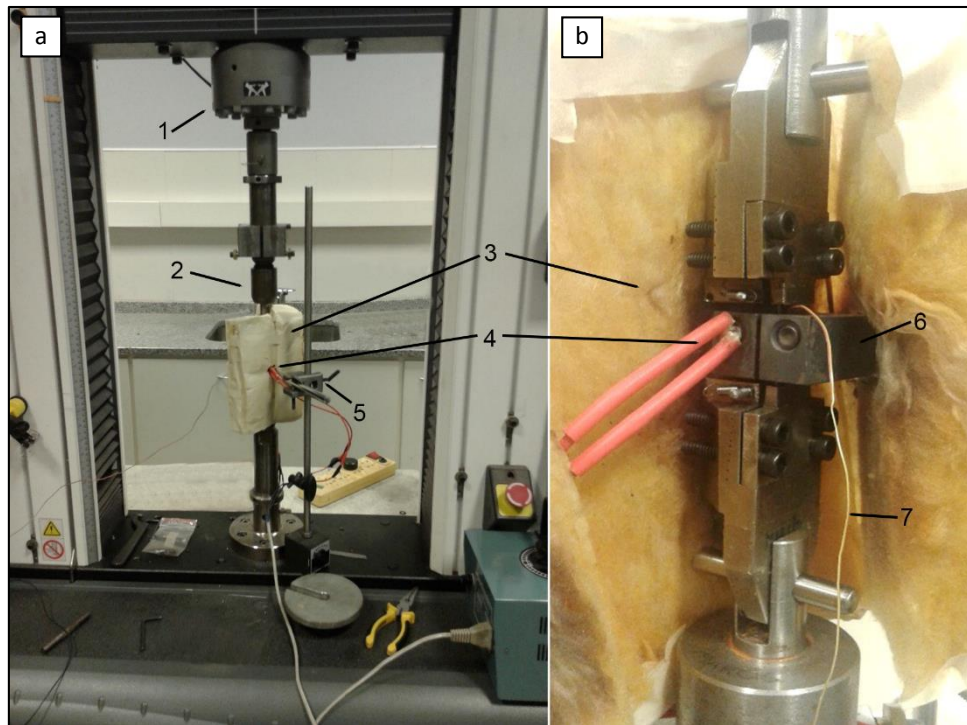


FIG.II.12 a) Dispositivo utilizado para la medición de tensión de retransformación en la máquina INSTRON 3382. b) Detalle del montaje: la muestra queda oculta por sus agarres en los extremos y por el bloque calefactor en el centro. 1. Celda de carga. 2. Dispositivo de desacople. 3. Aislación térmica. 4. Alimentación de las resistencias calefactoras. 5. Soporte auxiliar. 6. Bloque calefactor de cobre. 7. Termocupla.

El dispositivo de calentamiento está formado por un bloque de cobre y dos cartuchos calefactoros. La muestra se aloja, sin contacto, en una ranura de 2 mm en el centro del bloque, como se muestra en la FIG.II.12b. Para ajustar las velocidades de calentamiento y enfriamiento, el suministro de tensión a las resistencias calefactoras se controló con un variador apropiado. Soldamos una termocupla a la muestra para registrar la temperatura a cada momento, a la vez que registramos la lectura de la celda de carga; luego trazamos curvas de los resultados.

El espécimen utilizado presenta cierta esbeltez debido a su espesor de 1 mm (la chapa laminada), por lo cual es susceptible al pandeo en caso que se desarrollen cargas de compresión. Esta situación podría darse durante el alargamiento por la dilatación de la muestra. Por este motivo, utilizamos un dispositivo especial (*dispositivo de desacople*, FIG.II.13) montado en el cabezal superior de la máquina, que restringe el acortamiento de la muestra (tal como requiere el experimento) pero permite a la mordaza superior desplazarse cuando la muestra se alarga, evitando el desarrollo de tensiones de compresión en la misma.

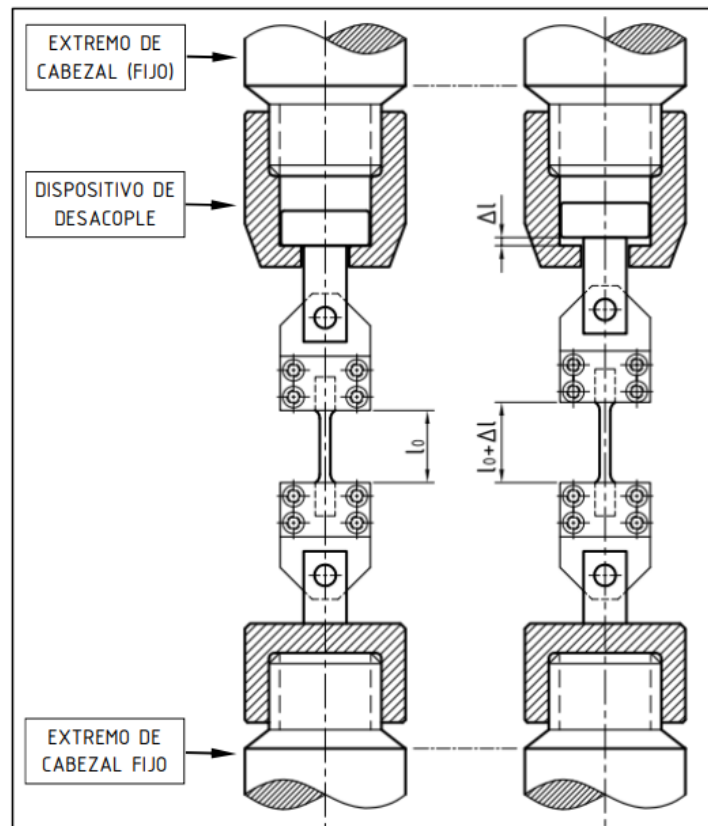


FIG.II.13 Montaje de la muestra entre los cabezales de la máquina de ensayo, utilizando el dispositivo de desacople. A la temperatura  $T_i$  la muestra tiene una longitud  $l_0$ ; a la temperatura  $T_i + \Delta T$  se ha dilatado hasta una longitud  $l_0 + \Delta l$ . El dispositivo de desacople “absorbe” la cantidad  $\Delta l$  correspondiente a la dilatación de la muestra, evitando el pandeo de la misma.

### 2.3.8 Torque máximo de acoplamiento

Realizamos una prueba de desempeño de los acoples con MF fabricados por el método de punzonado-extrusión desarrollado en el capítulo 4, uniendo semiejes de diámetro nominal 21 mm (FIG.II.14a) y midiendo el torque máximo transmitido. Cada semieje dispone de un extremo cilíndrico sobre el que se introduce el acople, y un extremo hexagonal que permite fijar las herramientas de medición. Primero se realiza el montaje del conjunto eje-acople-eje, con juego mínimo. Luego se realiza el acoplamiento por activación de la retransformación a fase austenita, calentando todo el conjunto hasta la temperatura apropiada dentro de un horno tubular. Durante el enfriamiento al aire, se produce el ajuste de interferencia entre las partes (FIG.II.14b).

En tales condiciones, fijamos uno de los extremos del conjunto a una morsa de banco, y sobre el otro extremo colocamos una llave torquimétrica (FIG.II.14c), con indicador a reloj, para aplicar y medir un determinado torque. Incrementamos progresivamente el torque aplicado, hasta que se observa un desplazamiento relativo (giro) entre las partes, controlado mediante una línea recta previamente trazada.

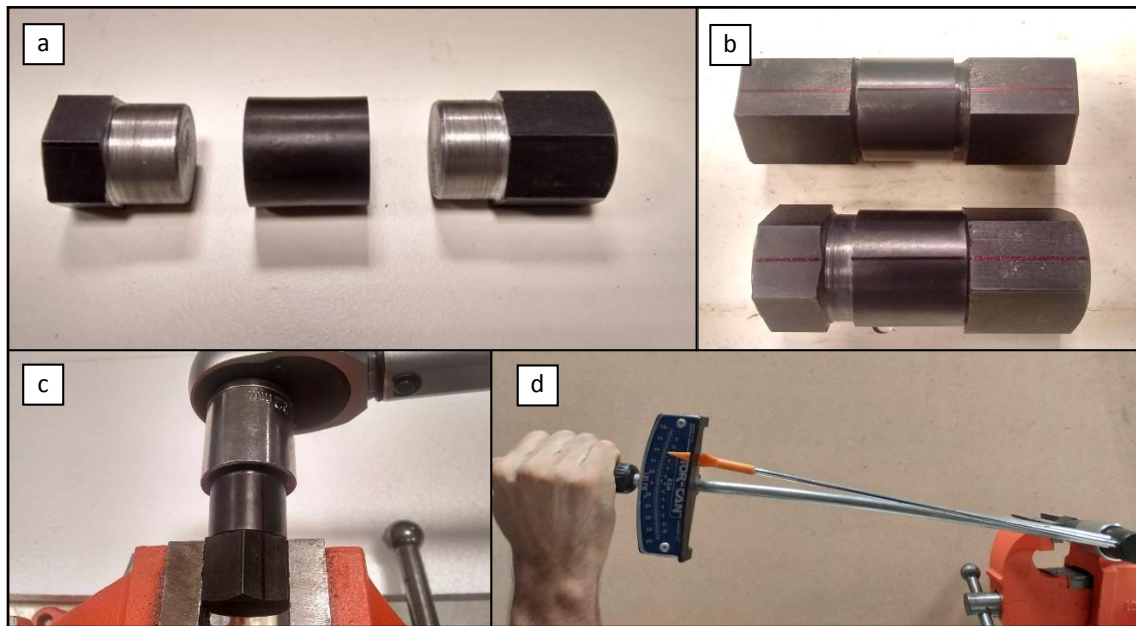


FIG.II.14 Prueba de desempeño de acoples con MF a) Piezas utilizadas en el ensayo, b) conjuntos armados y ajustados por retransformación de fase del acople, c) montaje para ensayo, d) aplicación de toque con llave torquimétrica a reloj.

## 2.4 MEDICIÓN DE TEMPERATURAS CARACTERÍSTICAS

Durante las transformaciones de fase, algunas propiedades físicas presentan una variación que puede ser medida, a fin de identificar las temperaturas de inicio y fin de transformación. A continuación indicaremos los métodos utilizados para la determinación de las temperaturas características  $M_s$ ,  $A_s$ ,  $A_f$  y  $T_N^Y$ .

En todos los casos, partimos de una estructura mixta de matriz austenítica y martensita previamente inducida por tensión. El motivo de esto reside en que, debido a la estabilidad de la fase austenita FCC, la formación de martensita térmica puede estar muy restringida y no ser detectada durante el ciclado térmico. En cambio, partiendo de la existencia de martensita de deformación, podremos detectar fácilmente  $A_s$  y  $A_f$  durante el calentamiento. La temperatura  $M_s$  podrá o no ser detectada, por lo expuesto y por la capacidad de cada equipo.

### 2.4.1 Dilatometría

Esta técnica registra el cambio de longitud durante el ciclado térmico, detectando así el cambio de volumen existente entre las fases FCC/HCP, del orden de 1-2% para el rango de composiciones de nuestro caso. Las muestras utilizadas tienen una geometría de prisma

rectangular (FIG.II.15a), de sección  $4 \times 2 \text{ mm}^2$  y altura 7,5 mm. Fueron extraídas de lingotes laminados al 60% de su espesor, y preparadas puliendo sus caras hasta la dimensión indicada. Para inducir martensita previo a la medición, se aplicó una deformación de 4% en compresión, resultando en una deformación remanente de 3% luego de la recuperación elástica y pseudoelástica. La medición se realizó con un dilatómetro construido en el IFIR (FIG.II.16).

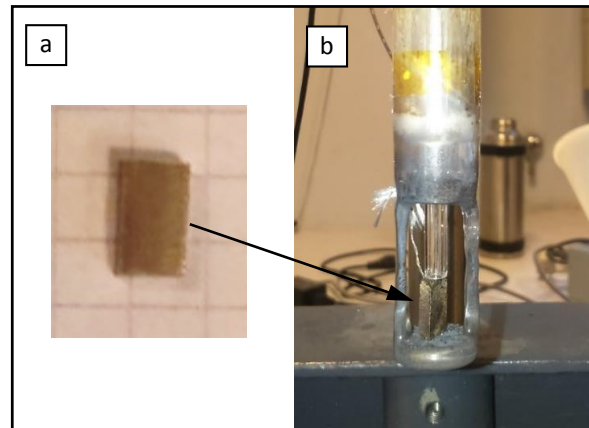


FIG.II.15 a) Muestra ubicada entre el extremo fijo y la varilla-sensor del dilatómetro; y b) detalle de la misma.

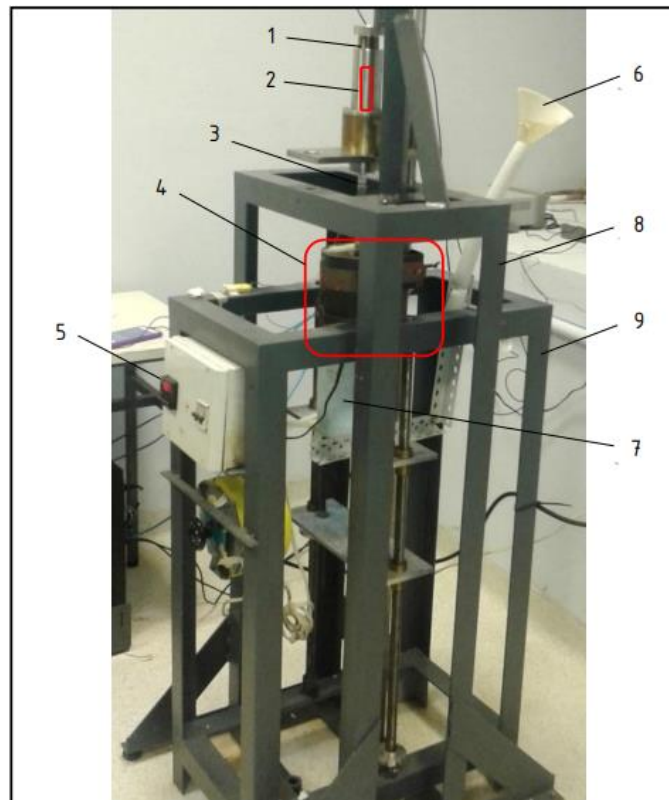


FIG.II.16. Dilatómetro utilizado. 1. Tornillo regulación cero de medición. 2. Transductor de desplazamiento. 3. Soporte de muestra y varilla de desplazamiento. 4. Horno contenedor. 5. Controlador. 6 y 7. Alimentador y contenedor de nitrógeno líquido. 8. Estructura del sistema de medición. 9. Estructura de partes móviles y controlador.

El equipo mide el desplazamiento de un extremo de la muestra mientras el otro se mantiene fijo, mientras se varía la temperatura. El ciclo térmico se programó en un controlador marca NOVUS. La muestra, montada en el soporte de la FIG.II.15b, se ubica dentro de una copa de cobre abrazada por una resistencia eléctrica calefactora comercial, que aporta la energía de calentamiento. El enfriamiento se realiza por medio de la extremidad inferior de la copa, también de cobre, en contacto con nitrógeno líquido. El controlador regula la entrega de potencia a la resistencia a fin de ajustarse el programa preestablecido, en referencia a la señal registrada por una termocupla soldada a la muestra.

Este equipo permite operar en el rango desde -120 °C a 400 °C. La velocidad de enfriamiento y calentamiento fue establecida en 10 °C/min.

### 2.4.2 Resistividad

En esta medición se registra el cambio de resistencia eléctrica a medida que se modifica la temperatura. Para esto se emite una señal sobre la muestra – aplicada mediante dos terminales soldados en sus extremos – y se registra la respuesta mediante otros dos (FIG.II.17a). Las muestras para esta medición se cortaron por electroerosión de trozos de chapa laminada, y luego se adelgazaron por pulido mecánico hasta un espesor de 0,4 mm.

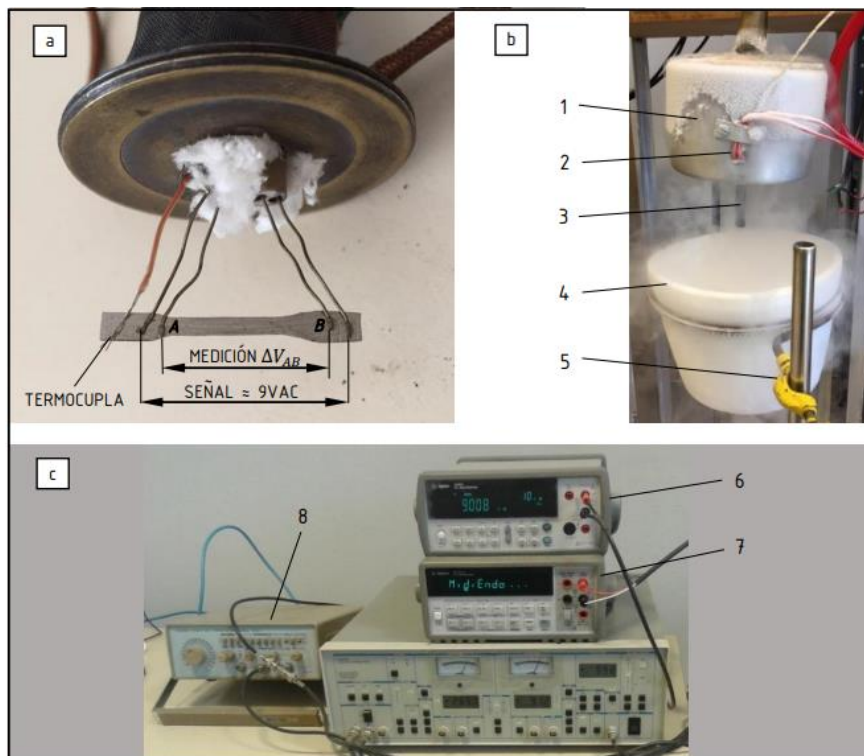


FIG.II.17 a) Terminales de medición soldados a la muestra. b) Imagen del sistema durante una medición. c) Instrumentos de generación de señal y medición. 1. Contenedor-aislante. 2. Alimentación de resistencia calefactora. 3. Dedo conductor de cobre. 4. Contenedor de nitrógeno. 5. Soporte con desplazamiento vertical. 6. Medición de señal (output). 7. Medición de  $\Delta V_{AB}$ . 8. Generador de señal.

En este caso, la muestra también se aloja dentro de una copa contenedora de cobre, donde el calentamiento se aplica por medio de una resistencia idéntica a la del dilatómetro, y el enfriamiento se realiza con nitrógeno líquido, que se pone en contacto con una extensión de cobre (tipo dedo) desde la parte inferior de la copa contenedora (FIG.II.17b). El controlador funciona análogamente, tomando como referencia una termocupla soldada sobre uno de los extremos de la muestra.

## 2.5 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

La difracción es un fenómeno físico característico de todo tipo de ondas, basado en la desviación que las mismas experimentan al atravesar un obstáculo o rendija. Cuando un haz de rayos X interactúa con una porción de material cristalino, se produce la difracción del haz. Esto es posible ya que la longitud de onda utilizada y las distancias interplanares de la estructura son de similar orden de magnitud.

Físicamente, los rayos X son dispersados por las nubes electrónicas de los átomos. Esta interacción se da con los sucesivos planos paralelos de la estructura cristalina, cuyas reflexiones interferirán entre sí; dándose interferencia constructiva cuando la diferencia de camino recorrido por reflexiones de los planos sucesivos sea igual a una cantidad entera de longitudes de onda [93]. De esta situación, representada en la FIG.II.18, se deduce la ecuación o Ley de Bragg:

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin \theta$$

donde:  $n$  = entero;  $\lambda$  = longitud de onda de la radiación incidente;  $d$  = distancia interplanar;  $\theta$  = ángulo de incidencia.

La ley de Bragg es especialmente útil para conocer el ángulo de incidencia  $\theta$  que produce interferencia constructiva sobre una determinada familia de planos con distanciamiento  $d$  y para una determinada longitud de onda incidente  $\lambda$ .

Aplicando la técnica a muestras policristalinas, es posible identificar fases tanto en su aspecto cualitativo como cuantitativo y, en caso de contar con un goniómetro de texturas, se pueden medir las figuras de polos necesarias para caracterizar las orientaciones cristalográficas preferenciales.

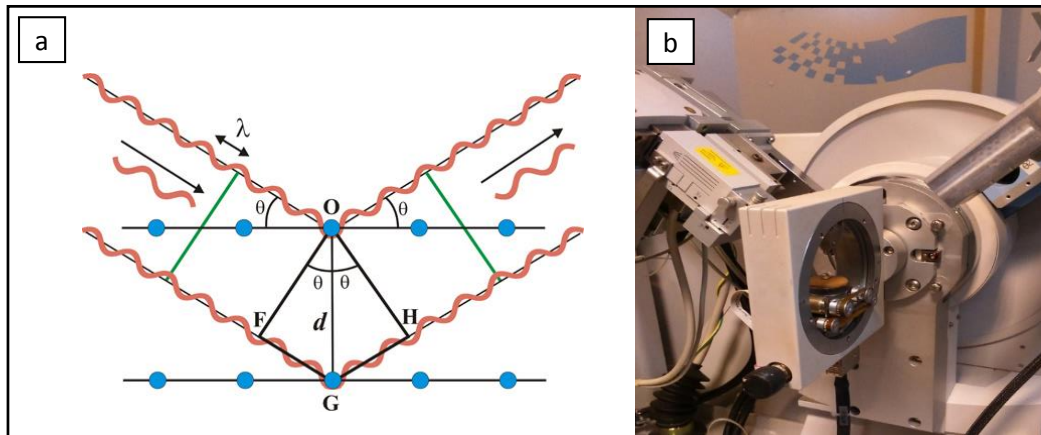


FIG.II.18 a) Condición de interferencia constructiva en la difracción de rayos X sobre un cristal. Adaptado de [S93]. b) Difractómetro Philips X-pert pro, con cabezal de texturas.

El equipo que empleamos en nuestras mediciones, es un goniómetro Philips X-pert pro MPD, con filamento de Cu. El mismo fue excitado con una corriente de 30 mA y tensión de 40 kV. Las longitudes de onda correspondiente a los picos  $K\alpha_1$  y  $K\alpha_2$  son de 1,54056 Å y 1,54439 Å respectivamente. En estas condiciones, se logra una penetración aproximada de 10  $\mu\text{m}$  en aleaciones de alto contenido de Fe.

Las mediciones se realizaron con movimiento de cabezal ( $2\theta$ ) entre  $40^\circ$  y  $85^\circ$ , lo que permite identificar los picos 111, 200, y 220 de la austenita. El paso fue de  $2\theta = 0,02^\circ$  y el tiempo de medición se fijó en 1, 2 o 3 segundos, según la calidad deseada en cada caso. Las dimensiones de apertura del emisor (Slit) también se adaptaron según el caso.

La preparación de la superficie de las muestras para la medición fue muy cuidadosa, debido a que nuestras aleaciones son muy susceptibles a sufrir transformación martensítica durante el desbaste mecánico del pulido [A99]. Primero se pulieron mecánicamente hasta lija grit 1000 y luego electrolíticamente con solución de 80% ácido acético y 20% de ácido perclórico, para eliminar la capa posiblemente afectada por el pulido mecánico (detallaremos la técnica de pulido en la sección de microscopía óptica).

## 2.6 CARACTERIZACIÓN DE LA MICROESTRUCTURA

La caracterización microestructural se realizó mediante microscopía óptica y electrónica de transmisión. Adicionalmente, obtuvimos imágenes de la topografía superficial en algunas muestras por microscopía electrónica de barrido.

### 2.6.1 Microscopía óptica

La microscopía óptica es una herramienta fundamental de la metalurgia gracias a su simpleza y versatilidad [A05]; permitiendo analizar diversos parámetros microestructurales como tamaño y morfología de granos, fases presentes (proporción aproximada, morfología, distribución), existencia de precipitados, su tamaño y distribución, existencia de segregaciones, defectos, etc.

El microscopio que utilizamos es un Olympus PME 3 de platina invertida, el que cuenta con cámara digital incorporada, sistema de contraste de interferencia diferencial de Nomarski, sistema de contraste de colores a través de luz polarizada, campo claro y oscuro. Se dispone de objetivos de 5x, 10x, 20x, 50x, y 100x, los que en combinación con una magnificación interna de 10x, logran aumentos de 50x a 1000x.

#### Preparación de las muestras para observación metalográfica

Las muestras se obtienen de los materiales procesados (chapas laminadas, o tubos punzonados) cortando un sector con cortadoras metalográficas de disco refrigerado, o bien por electroerosión. La superficie que desea observarse debe ser especular, condición que se logra mediante el desbaste y pulido mecánico y electrolítico. Los primeros pasos de desbaste se realizaron en una pulidora mecánica utilizando papeles esmeriles al agua, de carburo de silicio. Utilizamos granulometría decreciente entre 60/120 y 1000/2000, con la técnica usual de preparación metalográfica, y cuidando de no aplicar excesiva fuerza para evitar la formación de martensita inducida por tensión. El pulido mecánico finaliza con pulido en paño con pasta diamantada de hasta 1  $\mu\text{m}$ .

Como etapa final de la preparación, aplicamos un electropulido a la superficie de observación, logrando una superficie lisa, de alta calidad, eliminando la capa de deformación superficial eventualmente introducida por la acción mecánica de los abrasivos. Consiste en formar una celda electrolítica, funcionando la muestra como ánodo [V84].

Cuando se ajustan los parámetros de electropulido para la aleación de trabajo, se logra revelar la estructura granular del material sin necesidad de ataque químico posterior. Incluso, en la mayoría de los casos obtuvimos mejor resultado utilizando electropulido que con los reactivos usualmente recomendados [D09]. En la Tabla II.5 se encuentran los reactivos utilizados, además del electrolito de 80% ácido acético y 20% de ácido perclórico utilizado para el electropulido.

Utilizamos una fuente de potencia marca Polipower ajustando la tensión en 27 V y observando que la tensión no supere los 2 A para evitar que el pulido se torne demasiado

violento, provocando la eventual picadura de la superficie. Realizamos pulidos de entre 20 y 30 segundos hasta lograr la superficie deseada, con adecuado revelado de la microestructura. El electrodo positivo (ánodo) es la muestra suspendida dentro del baño electrolítico, sujeta por una pinza. El electrodo negativo es una chapa de cobre inmersa en el electrolito que abraza la muestra sin tocarla. Esta celda se contiene en un vaso de vidrio inmerso en un baño de agua y hielo para mantener estable la temperatura (por encima de los 30 °C la mezcla se vuelve potencialmente explosiva).

Al extraer la muestra del baño, al igual que luego del ataque químico, se debe enjuagar con agua, alcohol y secar antes de llevar al microscopio.

Tabla II.5. Electrolito y reactivos utilizados.

Electrolito	80% de ácido acético – 20% de ácido perclórico
Reactivo de ataque “Vilella”	1 g de ácido pícrico + 5 ml HCl + 100 ml metanol
Reactivo de ataque	10 ml HNO <sub>3</sub> + 10 ml ác. acético + 15 ml HCl + 5 ml glicerina

### 2.6.2 Microscopía electrónica de barrido (SEM)

La microscopía electrónica de barrido (SEM, Scanning Electron Microscopy) es una técnica capaz de producir imágenes de alta resolución de la superficie de una muestra utilizando las interacciones electrón-materia [G03].

La muestra se ubica dentro de una columna de alto vacío (FIG.II.19), y sobre su superficie se proyecta un haz de electrones focalizado. El haz se genera por aceleración de electrones mediante una diferencia de potencial que puede ir desde 50 a 30000 V. Los haces de menor energía se utilizan para observación de muestras biológicas (debido a que pueden ser dañadas por el mismo haz), mientras que para el caso de muestras metálicas se requieren las mayores energías, con menor longitud de onda y mejor resolución.

Un arreglo de lentes condensadora y objetiva, concentra el haz de electrones de manera que incida de manera casi puntual en la superficie para lograr así una mejor resolución. En estas condiciones, y por medio de la acción de bobinas deflectoras se realiza un barrido punto por punto y línea por línea sobre la zona de observación de la muestra. Los electrones interactúan elástica e inelásticamente con la muestra, formando el volumen de interacción a partir del cual surgen los diversos tipos de radiación, incluidos los electrones retrodispersados, secundarios y absorbidos, los rayos X característicos, etc. Al registrar la magnitud de estas señales con los detectores adecuados, se pueden realizar mediciones de topografía, composición, etc. Las

imágenes se forman con un software que interpreta la información y la ubica rearmando el patrón escaneado.

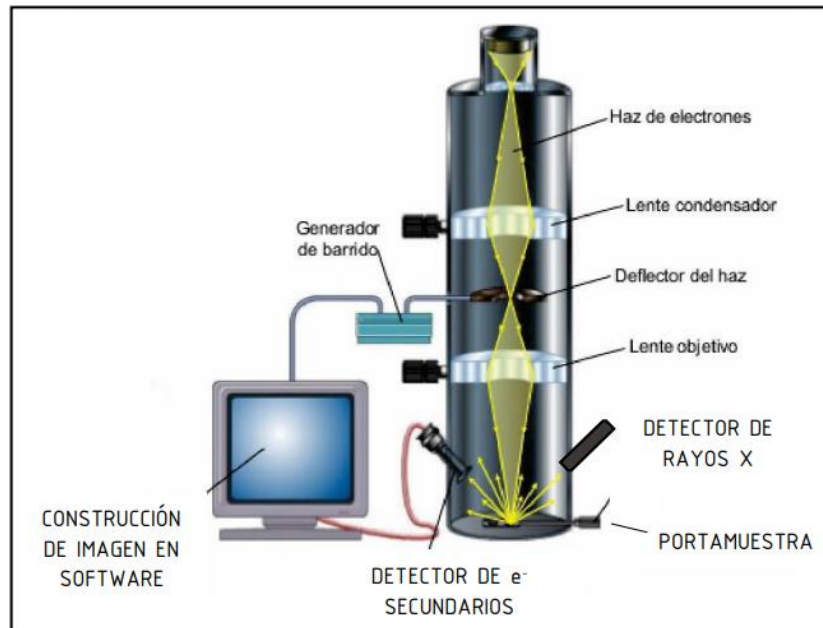


FIG.II.19 Esquema básico de microscopio electrónico de barrido. Adaptado de [G03].

Para la observación topográfica de nuestras muestras, utilizamos el detector de electrones secundarios en el microscopio SEM AMR1000 LEITZ del IFIR, operando a tensiones de 10 y 20 kV. Adicionalmente, se realizaron cuantificaciones de composición química en ciertos puntos (sites) utilizando el detector de rayos X característicos EDS OXFORD X-MAX<sup>N</sup> Silicon Drift, instalado en el mismo equipo.

La preparación requerida en las muestras es la misma que para la microscopía óptica.

### 2.6.3 Microscopía electrónica de transmisión (TEM)

Un microscopio electrónico de transmisión (TEM) consiste en un cañón de electrones y una serie de lentes situadas en la columna de vacío [F08] que permiten formar un haz que atraviesa, e interactúa con, una muestra ultrafina; para luego ser recogidos y formar una imagen (sobre una pantalla fluorescente o mediante detector adecuado y software).

El orden de las lentes es similar al de un microscopio óptico, pero en este caso son de tipo magnéticas, para crear campos que dirigen y enfocan el haz. La distancia focal de las lentes puede controlarse regulando la corriente que circula por las bobinas. La disposición general se muestra en la FIG.II.20.

El haz de electrones que incide sobre la muestra es capaz de atravesarla debido al delgado espesor de la misma; pero en la medida que los electrones atraviesan esa pequeña zona de cristal sufrirán una interacción con el campo elástico en torno a los átomos de la estructura.

De esta manera, existirá una fuerte interacción con zonas de acumulación de tensiones, o sea con los defectos de la estructura cristalina.

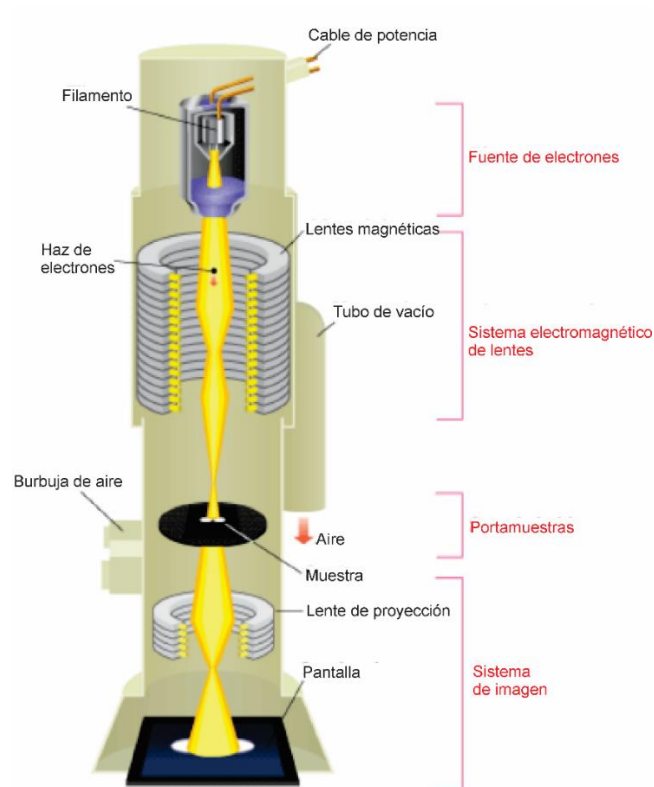


FIG.II.20 Esquema básico de microscopio electrónico de transmisión (TEM), adaptado de [F08].

La formación de la imagen en un microscopio TEM se puede hacer de dos modos diferentes: si se hace a partir del haz transmitido, que no ha sufrido dispersión, la imagen del objeto es oscura sobre un fondo brillante; si en cambio se utilizan los electrones dispersados, aparece brillante sobre un fondo oscuro. Estas técnicas se denominan de campo claro y de campo oscuro respectivamente. Además, se puede obtener un diagrama de difracción de la zona analizada, aportando valiosa información sobre la estructura cristalina de esta. Para ello, se debe lograr un ángulo de incidencia, entre el haz y el cristal, que satisfaga la Ley de Bragg para un determinado conjunto de planos  $hkl$  con distancia interplanar  $d_{hkl}$ . El diagrama de difracción está formado por los puntos en que el haz transmitido (punto central) y los haces difractados cortan el plano de la pantalla. Por tanto, representa la sección de la red recíproca del cristal en el plano normal al haz de electrones.

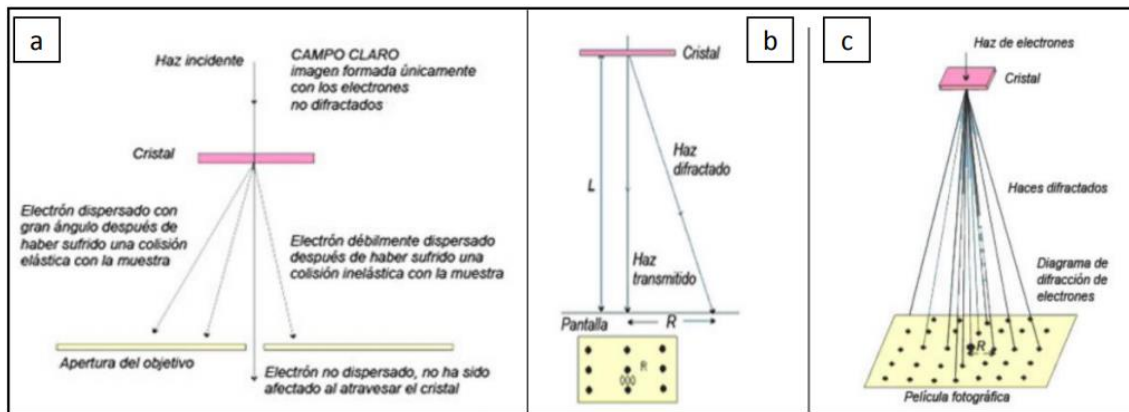


FIG.II.21 a) Representación básica de interacción del haz de electrones con la muestra, y observación de campo claro. b y c) formación de un diagrama de difracción. [D09].

La obtención correcta de una lámina delgada es el primer paso en toda observación en un TEM. Las mismas deben poseer un espesor comprendido entre unos 500 y 5000 Å, según el material que se quiera observar. Las superficies deben estar pulidas, preferentemente paralelas, o formando una cuña de bajo ángulo, lo cual requiere de un procedimiento muy riguroso. En el caso de nuestras muestras metálicas, realizamos un cuidadoso pulido mecánico con lija de granulometría decreciente (hasta lija nro.1000), hasta alcanzar un espesor de 0,15-0,2 mm. Entonces, se cortan discos de 3 mm de diámetro con un sacabocados Gatan, accesorio del microscopio. A éstos, aplicamos la técnica de pulido electrolítico de doble jet con un equipo Tenupol. La técnica consiste en aplicar de forma continua dos chorros de solución electrolítica (adecuada al material) sobre ambas caras del disco y sometido a una diferencia de potencial, hasta obtener la zona delgada apta para la observación por transmisión. Esta técnica permite un pulido controlado, de ambas caras por igual, generando una denominada “zona de playa” (debido a la forma) en torno a un agujero central. Utilizamos un electrolito solución de 90% de ácido acético y 10% de ácido perclórico a temperatura ambiente, una tensión de entre 10-16 V, una corriente aproximada de 45 mA, y flujo 3 en la escala del equipo.

Para la observación de nuestras muestras utilizamos un microscopio TEM JEOL JEM-2100Plus operado a 200 kV, recientemente adquirido en el IFIR.

**2.7 REFERENCIAS II**

[A99] G. Arruda, V. Bueono, M. Andrade; *Mat Sci. Eng. A* 273-275 (1999), 528-532.  
 [A05] ASM Handbook, 9º Edic., Vol.9: Metallography and Microstructures, 2005.

- [D09] A. V. Druker; “Desarrollo de texturas y tratamientos termomecánicos en aleaciones Fe-Mn-Si”, Tesis de doctorado, Facultad de Cs. Exactas Ing. y Agrim., Universidad Nacional de Rosario, 2009.
- [D14] A. V. Druker, A. Perotti, I. Esquivel, and J. Malarría; *Mat. and Des.* 56 (2014), 878-888.
- [F08] B. Fultz, y J. M. Howe; “Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials”, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008.
- [G03] J. Goldstein, D. E. Newbury, D.C. Joy, C. E. Lyman, P. Echlin, E. Lifshin, L. Sawyer, y J. R. Michael; “Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis”, Plenum Publishers, 2003.
- [L99] H. Li, D. Dunne, N. Kennon; *Mat. Sci. Eng.* A273-275 (1999), 517-523.
- [L00] J.C. Li, M. Zhao, and Q. Jiang; *Metal. Mater. Trans* 31A (2000), 581-584.
- [P13] H. Peng, Y. Wen, Y. Du, J. Chen, and Q. Jang; *Metal. and Mat. Trans. B* (2013).
- [S93] D. Sands; “Introducción a la cristalografía”, editorial Reverté, 1993.
- [S06] N. Stanford and D.P. Dunne; *ISIJ International* 46 (2006), 1703-1711.
- [V84] G. Vander Voort; “Metallography. Principles and practice”, edit. Mc Graw-Hill, Inc. 1984.

## CAP 3 – CARACTERIZACIÓN DE CHAPAS LAMINADAS

---

En este capítulo expondremos los resultados del análisis realizado sobre las chapas laminadas de ambas aleaciones. El interés central está en los aspectos que se vinculan directamente con la propiedad memoria de forma. El objetivo fundamental es determinar la composición química que presente mejor MF, y además, encontrar el o los tratamientos termomecánicos – en esta caso temperaturas de laminado y recocido– óptimos en relación a dicha propiedad. En este sentido es que hemos realizado los ensayos de GRF (Apartado 3.1.2), y de tensión de retransformación (Apartado 3.1.3). Las demás mediciones y estudios fueron realizados a la luz de esos resultados, con la intención de poder explicar las variaciones registradas en dichas propiedades. Así es que, las muestras seleccionadas en cada experimento responden a condiciones de procesamiento cuya comparación, entendemos, reviste de mayor interés y valor para dar la explicación que nos proponemos.

### 3.1 PROPIEDADES MECÁNICAS Y MEMORIA DE FORMA

En esta primera sección mediremos las propiedades mecánicas de mayor interés, en relación a los diferentes procesamientos aplicados (combinación de laminado y recocido), y evaluaremos las propiedades especiales asociadas al efecto memoria de forma (EMF): la capacidad de recuperación de forma libre (que es la expresión propiamente dicha del EMF), a través del GRF, y la capacidad de desarrollo de tensión en condición de restricción de deformación (tensión de retransformación). Intentaremos además, analizar la relación entre las propiedades mecánicas y de memoria de forma.

#### 3.1.1 Ensayo de tracción

En la FIG.III.01a se muestran las curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de tracción hasta una deformación del 4%, de muestras laminadas a 1000 °C y recocidas a 700 °C (la condición de mejor GRF, como veremos a continuación) de ambas aleaciones. En ellas marcamos la tensión correspondiente a una deformación remanente de 0,2%:  $\sigma_{0,2}$  (decimos remanente y no permanente debido a que en estos materiales puede ser recuperada). A partir de esta tensión, los mecanismos de deformación podrían ser fundamentalmente de dos tipos: la transformación martensítica  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  (por movimiento de dislocaciones parciales), y/o el deslizamiento plástico (por movimiento de dislocaciones perfectas). El mecanismo que tome

más relevancia en la deformación, dependerá de la relación entre las tensiones necesarias para su desarrollo,  $\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}$  y  $\sigma_f$  respectivamente.

Durante la descarga se observa el efecto combinado de relajación elástica ( $\epsilon_e$ ) y pseudoelástica ( $\epsilon_{pe}$ ). En la mayoría de los casos, la suma de ambos efectos queda comprendida en el rango  $1 \pm 0,25\%$ , con una aparente proporcionalidad con la carga máxima alcanzada durante el ensayo, de forma similar a como lo establecen Leinenbach *et al.* [L12]. Como consecuencia, la deformación remanente luego de la descarga, e indicada como  $\epsilon_{rem}$ , tiene un valor de  $3 \pm 0,25\%$ . Este rango es similar al que informan Lee *et al.* en una aleación similar, también traccionada hasta 4% [L15].

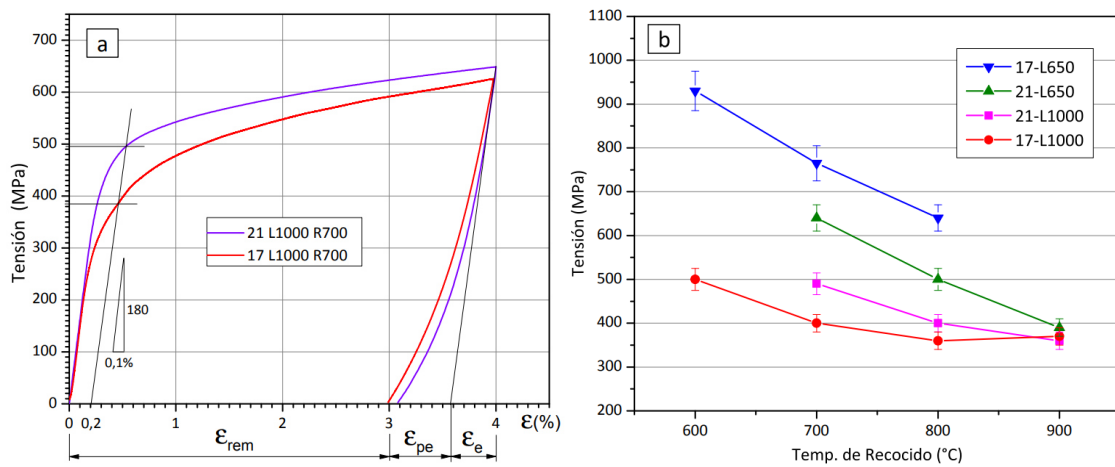


FIG.III.01. a) Curvas tensión-deformación obtenidas en ensayos de tracción de muestras laminadas a 1000 °C y recocidas a 700°C. b) Tensiones a 0,2% de deformación para diversos tratamientos termomecánicos.

Los valores de tensión  $\sigma_{0,2}$  fueron graficados en la FIG.III.01b para varios procesamientos de ambas aleaciones. No se incluyen los valores correspondientes a las chapas laminadas a 800 °C, ya que son intermedios entre los laminados a 1000 y a 650 °C. Los resultados muestran una amplia variación, debida al efecto combinado de la composición y el procesamiento. Para cada aleación, las muestras laminadas a menor temperatura exhiben un  $\sigma_{0,2}$  superior a las laminadas a mayor temperatura, lo cual es esperable debido al efecto de endurecimiento por deformación. El recocido posterior, en función de la energía acumulada, podrá activar algún grado de distensionado o recristalización. Debido a esto, los valores se reducen a medida que aumenta la temperatura de recocido, con una tendencia a exhibir un valor similar para la temperatura de recocido de 900 °C.

**3.1.2 Recuperación de forma (libre)**

A fin de evaluar la capacidad de recuperación de forma (libre, lo cual dejaremos de aclarar de aquí en más) realizamos ensayos de tracción y flexión sobre muestras de chapas laminadas y recocidas de ambas aleaciones, y determinamos el GRF con las ecuaciones definidas en el apartado 2.3.6. Primeramente, flexionamos especímenes correspondientes a todos los tratamientos, y luego seleccionamos los casos de mayor interés para contrastar con ensayos de tracción. En la FIG.III.02 mostramos los resultados, en función de la temperatura de recocido.

En primer lugar, podemos diferenciar en ambos gráficos (FIG.III.02 a y b) dos “bandas” bien separadas que se corresponden a cada aleación. Se observa una superioridad en los valores de GRF alcanzados por la aleación 17Mn respecto de la aleación 21Mn. Evidentemente esta diferencia señala el efecto de la composición química en el GRF.

Luego de ese aspecto general, podemos ver el efecto del procesamiento termomecánico. El GRF crece lentamente a medida que se eleva la temperatura de recocido, al menos hasta 700 °C. **A esa temperatura se observa el máximo GRF tanto en flexión como en tracción**, para cada lote de chapa laminada. Para temperaturas de recocido más elevadas, el valor del GRF se deteriora de forma más o menos abrupta en el rango de 750-900 °C, y se estabiliza en valores ya muy reducidos, para recocidos por encima de los 900 °C. Esa caída característica se da en todos los casos a excepción de las chapas laminadas a 1000 °C de la aleación 17Mn. En ese caso aparece una suerte de meseta en los valores máximos de GRF: caída leve en el rango 700-850 °C, y luego abrupta entre 850 y 900 °C. Las muestras recocidas a 1000 °C alcanzan un valor similar en los tres lotes de cada aleación.

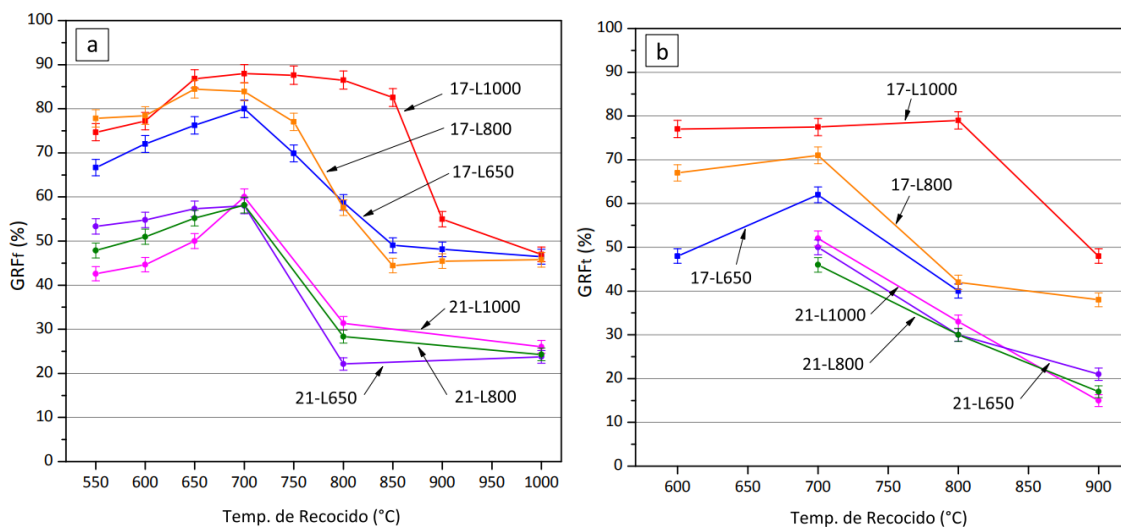


FIG.III.02. Resultados de los ensayos de GRF en a) flexión y b) tracción, en función de la temperatura de recocido. Cada curva corresponde a una temperatura de laminado y a cada aleación.

La superioridad en los valores de recuperación de forma de la aleación 17Mn, respecto de la 21Mn, puede deberse al efecto combinado de su menor energía de falla de apilamiento (SFE) y su mayor contenido de silicio. Ambos aspectos afectan la relación entre la tensión de transformación martensítica ( $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ) y la de deslizamiento plástico ( $\sigma_f$ ) debido a: la mayor cantidad de fallas de apilamiento (núcleos potenciales de  $\varepsilon$ ), la reducción de la energía de transformación ( $\Delta G_T^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ), y al endurecimiento de la matriz austenítica, tal como vimos en el capítulo introductorio.

Al respecto del contenido de silicio en cada aleación, recordamos la 17Mn fue fabricada con 6% de Si, mientras que la 21Mn se diseñó con 5%, pero el contenido efectivo en los lingotes solidificados fue de aprox. 4%, tal como explicamos en la sección 2.1.2. Así es que la diferencia de este elemento entre ambas aleaciones es significativa.

Al final de esta sección discutiremos con mayor profundidad la relación entre los valores de recuperación de forma exhibidos en cada caso y sus propiedades mecánicas. En el desarrollo del capítulo intentaremos explicar tales relaciones desde un punto de vista microestructural.

### 3.1.3 Tensión de retransformación (con deformación restringida)

En este ensayo registramos la tensión desarrollada cuando la muestra traccionada es sometida a un ciclo térmico, con temperatura máxima por encima de la temperatura  $A_f$  (ver apartado 3.2.2), manteniendo restringida la posibilidad de deformación macroscópica (FIG.III.03). En tales condiciones se desarrollaría la transformación inversa  $\varepsilon \rightarrow \gamma$ , con una recuperación asociada  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}$ . Ante la restricción de movimiento axial, la deformación  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}$  es compensada con una deformación elástica de la muestra, y mientras no se produzca deformación permanente, se experimenta un desarrollo de tensión de valor  $E\varepsilon_e$ . En la FIG.III.03 se representa este ensayo, tomando como ejemplo el ciclo térmico aplicado a la muestra 17L1000R700, a través de las características tensión-deformación y tensión-temperatura experimentadas por la misma. En la FIG.III.03a, la línea roja delgada muestra la deformación previamente aplicada al espécimen, con deformación remanente  $\varepsilon_{rem} = 3\%$ . Las líneas rojas gruesas (FIG.III.03 a y b) representan la respuesta del material ante la aplicación del ciclo térmico mientras la deformación se mantiene restringida:

- En el sector que va entre los puntos 0 y 1, el espécimen se calienta desde la temperatura inicial ambiente ( $T_i = T_{(0)} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ ), y con carga inicial nula ( $\sigma_{(0)} = 0$ ), hasta la temperatura máxima  $T_{m\acute{a}x} = T_{(1)} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ . En esta etapa de

calentamiento no se registran aumentos importantes de tensión, debido a que los efectos de dilatación y recuperación de forma compiten entre sí.

- Entre los puntos 1 y 2, el espécimen se enfría hasta la temperatura final ambiente  $T_f = T_{(2)} = 20\text{ }^\circ\text{C}$ , con importante desarrollo de tensión por contracción térmica, alcanzando la tensión  $\sigma_{(2)}$  (en nuestros resultados:  $\sigma_{(2)} = \sigma_{m\acute{a}x}$ ).

En tanto, las líneas punteadas (sector 2-3) representan la relajación elástica-pseudoelástica (con componentes  $\epsilon_e$  y  $\epsilon_{pe}$  respectivamente) cuando se libera la restricción de deformación, con una descarga controlada desde la tensión  $\sigma_{(2)}$  hasta  $\sigma_{(3)} = 0$ , permitiendo retirar la muestra.

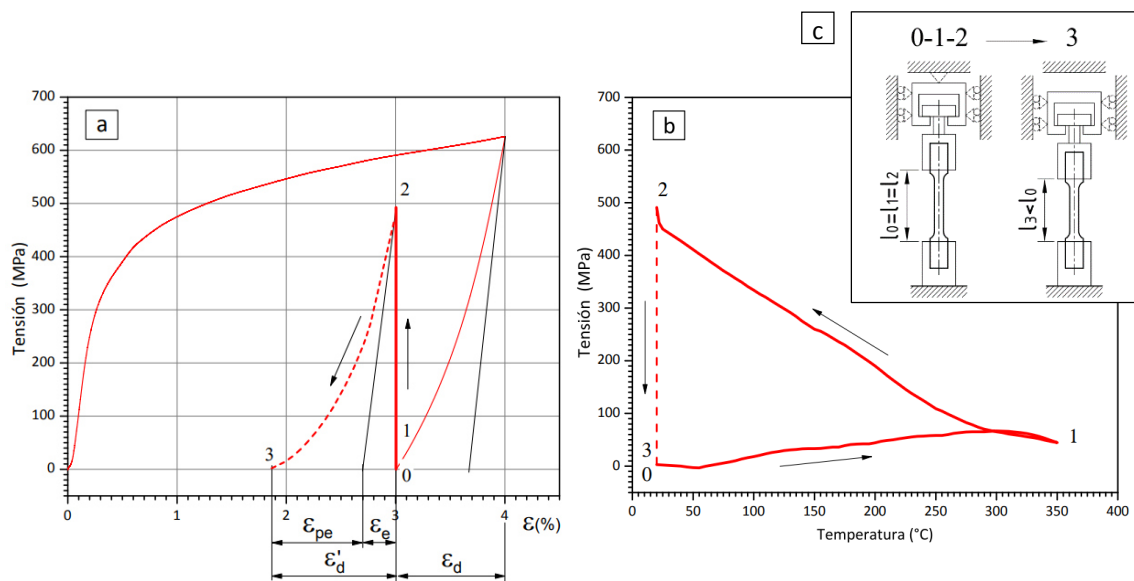


FIG.III.03. Variación de tensión durante el ciclo térmico de la muestra 17L1000R700, y la deformación durante la descarga. a) Proyección sobre el plano Tensión-Deformación. Se muestra la curva de tracción y se indica la recuperación durante la descarga ( $\epsilon_d$ ); y la recuperación  $\epsilon'_d$  en la descarga luego del ciclo térmico, con sus componentes elástica ( $\epsilon_e$ ) y pseudoelástica ( $\epsilon_{pe}$ ). b) Proyección sobre el plano Tensión-Temperatura. c) Representación de la restricción impuesta al espécimen durante las etapas 0-1-2, y la liberación durante la etapa 2-3 con consecuente acortamiento del mismo.

Los resultados de todas las mediciones se reúnen en la FIG.III.04. Se observa que las características descritas para la muestra 17L1000R700 se repiten, de forma general, en los demás casos. Por ejemplo, puede apreciarse el desarrollo de tensión durante el enfriamiento, con una pendiente de  $1,5 \pm 0,1\text{ MPa}/^\circ\text{C}$ .

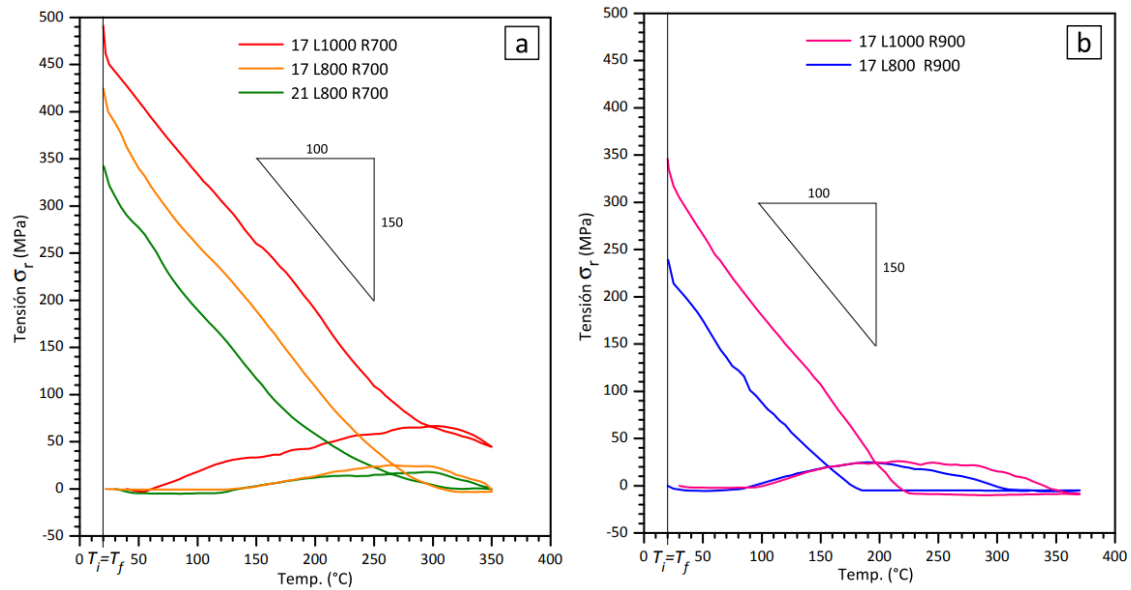


FIG.III.04. Variación de la tensión durante un ciclado térmico en condiciones de deformación restringida de especímenes con diferentes tratamientos termomecánicos. a) Tratamientos con recocido a 700 °C. b) Tratamientos con recocido a 900 °C.

La forma geométrica de las curvas de ciclo térmico varía en los diferentes trabajos consultados, siendo factores de influencia: el valor de las temperaturas de retransformación de cada material, la temperatura máxima alcanzada, las velocidades de enfriamiento y calentamiento y el diseño de los dispositivos utilizados. Particularmente, las curvas que obtuvimos son muy similares a las obtenidas por Kim *et al.* [K17] con una aleación laminada de 13,5% de Mn.

En la FIG.III.05 se representan esquemáticamente la evolución de la deformación recuperada en la transformación inversa ( $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^T$ ), la deformación por expansión térmica ( $-\alpha\Delta T$ ), y el valor resultante entre ambas  $\varepsilon_{ef}^T = \varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^T - \alpha\Delta T$ . La deformación se considera positiva cuando corresponde a una contracción (o sea, para la recuperación de forma y para el enfriamiento). La tasa de retransformación varía con la temperatura, con máximo entre las temperaturas  $A_s$  y  $A_f$ . Superado  $A_f$ , la deformación recuperada toma su valor máximo, el cual no sufrirá cambios durante el enfriamiento.

La evolución de  $\varepsilon_{ef}^T$  con la temperatura tiene diferentes sectores según sea la relación entre ambos aportes. Al inicio del ciclo, se observa la expansión térmica producto del calentamiento, por ejemplo, entre los puntos O-A de la FIG.III.05. En la medida que la retransformación se activa (a temperatura próxima a  $A_s$ ), la expansión se contrarresta con la recuperación de forma (sector A-B), y en caso de ser de suficiente magnitud (elevada MF) se da una contracción (sector B-C). En nuestras mediciones de tensión, esta zona de recuperación se ve más intensamente en la muestra 17 L1000 R700 (FIG.III.04.a). Cuando la retransformación se

agota, la expansión vuelve a imponerse y la deformación resultante se reduce. Cuando el valor de la dilatación iguala el valor de la recuperación máxima, la deformación efectiva se hace cero en el punto F. Si se sigue aumentando la temperatura (como en las muestras de la FIG.III.04b), la expansión prosigue, por ejemplo, hasta el punto F'.

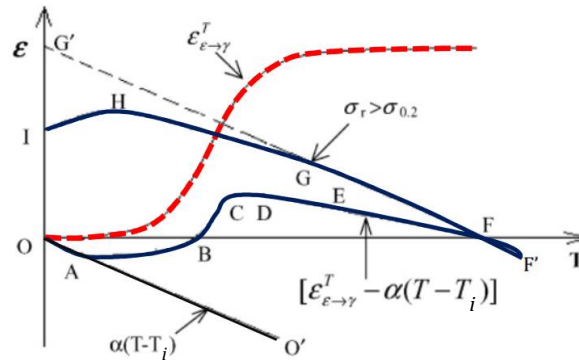


FIG.III.05. Deformación recuperada ( $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^T$ , en línea de trazos roja); expansión térmica ( $-\alpha(T - T_i)$ ); y deformación efectiva (en línea azul) durante un ciclo térmico de una muestra traccionada. Adaptado de [W05].

Si se restringe la posibilidad de que tales deformaciones se desarrollen libremente, (tal como es el objetivo en el ensayo), se desarrolla tensión elástica en la muestra. Wen *et al.* presentan expresiones para la tensión de retransformación,  $\sigma_r$ , en las etapas de calentamiento y enfriamiento [W05]. En la primera etapa resulta:

$$\sigma_r = E [\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^T - \alpha(T - T_i)] \quad \text{Ec. III. 1}$$

Donde  $E$  es el módulo de elasticidad del material,  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^T$  es la deformación recuperada por reversión térmica  $\varepsilon \rightarrow \gamma$  alcanzada hasta la temperatura  $T$ ;  $\alpha$  es el coeficiente de dilatación térmica y  $T_i$  es la temperatura inicial.

Durante el enfriamiento, la cantidad de deformación  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}$  es constante e igual a  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{\text{máx}}}$  (recuperación máxima alcanzada en el ensayo); mientras que la cantidad  $\alpha(T - T_i)$  se reduce linealmente con  $T$ . La tensión resulta:

$$\sigma_r = E [\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{\text{máx}}} - \alpha(T - T_i)] \quad \text{Ec. III. 2}$$

En la medida que aumenta esta tensión, y según sea la temperatura, se puede alcanzar la tensión de deslizamiento plástico en la austenita y/o la tensión de transformación  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ ; por tanto la expresión general de la tensión durante el enfriamiento es:

$$\sigma_r = E [\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{\text{máx}}} - \alpha(T - T_i) - \varepsilon_p^T - \varepsilon_{\gamma \rightarrow \varepsilon}^T] \quad \text{Ec. III. 3}$$

Donde  $\varepsilon_p^{T;\sigma_r}$  y  $\varepsilon_{\gamma \rightarrow \varepsilon}^{T;\sigma_r}$  son respectivamente la deformación plástica acumulada y la deformación por transformación martensítica (SIM), para un estado combinado de tensión  $\sigma_r$  y temperatura  $T$ .

En nuestras mediciones solo se registra la tensión cuando tiene valor positivo o sea de tracción, debido al dispositivo utilizado descrito en el apartado 2.3.7 (FIG.II.12). Este dispositivo permite que las deformaciones con valor negativo se desarrollen libremente (zonas O-A-B y eventualmente zona F-F') y por tanto no desarrollan tensión en la muestra (como puede observarse en algunos sectores de las curvas de la FIG.III.04b).

### Análisis de las mediciones

De las Ec.III.2 y Ec.III.3 se deduce que la recuperación de forma  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{máx}}$  es el único fenómeno que produce tensión cuando se cierra un ciclo térmico por encima de  $A_f$ . Por tanto, algunos autores [W05, L15, W16, K17] evalúan esta cantidad y la comparan con el valor medido de tensión de retransformación a temperatura ambiente ( $\sigma_r^{T_i}$ ). Para el cálculo, se despeja de la ecuación Ec.III.1 resultando:

$$\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{máx}} = \frac{\sigma_r^{T_{máx}}}{E} + \alpha(T_{máx} - T_i) \quad \text{Ec. III. 4}$$

Donde  $\sigma_r^{T_{máx}}$  es el valor de tensión registrado en el ensayo, a la máxima temperatura alcanzada.

A continuación realizaremos algunos cálculos aplicando la Ec.III.2, con el objetivo de evaluar la validez de un modelo que solo contempla la deformación elástica en el enfriamiento:

a) Si se aplica el valor calculado de la Ec.III.4 en la Ec.III.2, se obtiene la tensión teórica máxima. El valor obtenido para cada uno de los casos supera en más del 100% al valor registrado en cada ensayo.

b) Reemplazando la Ec.III.4 en la Ec.III.2 y reordenando, se puede calcular la pendiente máxima de la recta de enfriamiento:

$$\frac{\Delta \sigma_r}{\Delta T} = -E\alpha \quad \text{Ec. III. 5}$$

Utilizando el módulo de elasticidad registrado de los ensayos de tracción, y los coeficientes de dilatación térmica de ensayos de dilatometría (ver FIG.III.09), obtenemos valores muy superiores a los registrados en nuestros ensayos (FIG.III.04):

$$17Mn \rightarrow E\alpha = 180000 \text{ MPa} \cdot 2,32 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1} = 4,18 \frac{\text{MPa}}{^\circ\text{C}}$$

$$21Mn \rightarrow E\alpha = 180000 \text{ MPa} \cdot 2,05 \times 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1} = 3,69 \frac{\text{MPa}}{^\circ\text{C}}$$

Estos resultados sugieren que se debe considerar la activación de mecanismos de deformación plástica y/o la formación de nueva martensita  $\varepsilon$  por deformación (SIM). Wen *et al.* [W05] observan un cambio de pendiente cuando  $\sigma_r > \sigma_{0,2}$ ; y luego una relajación con disminución de la tensión registrada cuando  $\sigma_r \cong \sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ . Sin embargo, no vemos tales cambios en las curvas obtenidas (FIG.III.04). Kim *et al.* [K17], en curvas muy similares a las nuestras, sin presentar cambios de pendiente, consideran la deformación plástica para ajustar el valor calculado de  $\sigma_r^{T_i}$ .

A diferencia de lo que se propone en el trabajo de Kim, no podemos descartar la formación de nueva martensita. Observando la deformación recuperada  $\varepsilon'_d$ , durante la descarga al final del experimento (entre los puntos 2-3, FIG.III.03), vemos que supera claramente la deformación elástica, lo que atribuimos a comportamiento pseudoelástico en la descarga (FIG.III.06.a). Esto es posible sólo en la reversión de ciertas cantidades de martensita previamente formada, por lo tanto es posible que se desarrolle durante el enfriamiento una cierta cantidad de martensita con deformación asociada  $\varepsilon_{\gamma \rightarrow \varepsilon}^{T; \sigma_r}$ . Respecto de la deformación plástica, y si bien las tensiones máximas de retransformación ( $\sigma_r^{T_i}$ ) están bastante por debajo de las tensiones  $\sigma_{0,2}$  y/o  $\sigma_{4\%}$  registradas en los ensayos de tracción a temperatura ambiente, no podemos descartar que se active a temperaturas superiores.

Si igualamos la Ec.III.3 al final del enfriamiento ( $T = T_i$ ), al producto  $E\varepsilon_e$ :

$$\sigma_r = E \left[ \varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{\text{máx}}} - \varepsilon_p^{T; \sigma_r} - \varepsilon_{\gamma \rightarrow \varepsilon}^{T; \sigma_r} \right] = E\varepsilon_e$$

Reordenando, obtenemos la cantidad de deformación total que complementa a la deformación elástica:

$$\varepsilon_p^{T_i} + \varepsilon_{\gamma \rightarrow \varepsilon}^{T_i} = \varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{\text{máx}}} - \varepsilon_e^{T_i} \quad \text{Ec. III. 6}$$

En la FIG.III.06.b mostramos la deformación elástica y la deformación máxima por retransformación (según Ec.III.4). La diferencia se atribuye a una combinación entre deformación plástica y transformación martensítica, según la Ec.III.6.

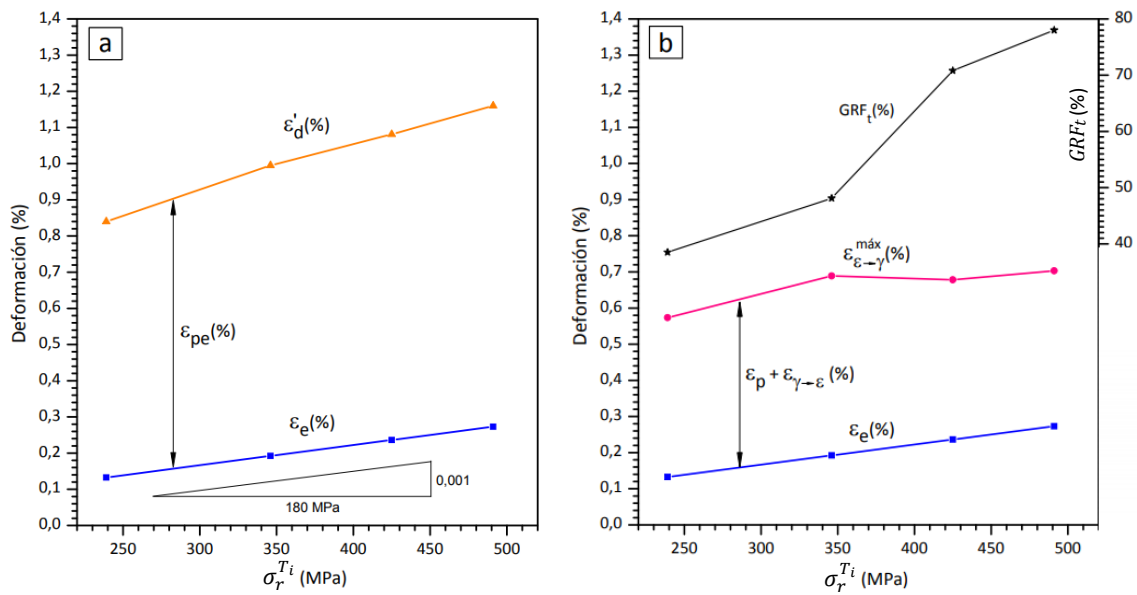


FIG.III.06. a) Deformación registrada en la descarga ( $\epsilon'_d$ ), deformación elástica ( $\epsilon_e$ ) y la diferencia atribuida al comportamiento pseudoelástico, ordenados según la tensión de retransformación máxima, para las muestras de aleación 17Mn. b) Deformación al final del enfriamiento ( $T = T_i$ ): valores calculados de la deformación recuperada ( $\epsilon_{\epsilon \rightarrow \gamma}^{T_{max}}$ ), deformación elástica ( $\epsilon_e$ ), y diferencia atribuida a deformación plástica y transformación martensítica, en función de la tensión de retransformación máxima. Se incluyen además, los valores correspondientes de GRF medidos en muestras previamente traccionadas.

Este esquema planteado resolvería las aparentes discrepancias *a)* y *b)* presentadas más arriba. Por ejemplo, la pendiente durante el enfriamiento ya no puede considerarse matemáticamente como  $E\alpha$ . Encontrar analíticamente su valor requeriría de conocer las cantidades específicas de deformación plástica y deformación por transformación martensítica, lo que excede a los objetivos de este trabajo. Por otra parte, las zonas curvadas al comienzo y final del enfriamiento, con un lento incremento de tensión en el primer caso, y con un incremento a temperatura casi constante al final del ciclo (FIG.III.04), son producto de la influencia térmica en el sistema de sujeción de la muestra. La dilatación de este sistema en la zona de máxima temperatura compensa el crecimiento de tensión en la muestra. Leinenbach *et al.* [L11], midieron este efecto en su sistema, estimando una variación de hasta 50 MPa en la zona de máxima temperatura. Sin embargo, lo caracterizan como un efecto “reversible”, ya que al finalizar el ciclo térmico, si se deja la muestra montada hasta que el sistema de sujeción se enfríe a la temperatura ambiente, se registra un incremento de tensión hasta su valor final. En la zona media de temperaturas, la tasa de enfriamiento del sistema también influye sobre la pendiente de la curva registrada.

Por otra parte, surge la pregunta de si existe una relación entre la deformación por retransformación evaluada en este ensayo ( $\epsilon_{\epsilon \rightarrow \gamma}^{T_{max}}$ ) y el GRF medido en condiciones de deformación libre. La pregunta es válida debido a que durante el desarrollo de  $\epsilon_{\epsilon \rightarrow \gamma}$ , la tensión

en la muestra no alcanza valores superiores a los 50-60 MPa. En la FIG.III.06.b vemos que si bien a mayor  $GRF_t$  se registraron mayores tensiones de retransformación, esta correspondencia no se ve claramente reflejada en  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{máx}}$ . En los casos con tensiones más bajas, esta cantidad aumenta junto con el  $GRF_t$ , pero a partir de los 350 MPa parecieran alcanzar un valor de saturación. A consecuencia de esto, la cantidad de deformación plástica y/o por transformación martensítica se reduce levemente. Esta reducción es deseable para evitar pérdidas de tensión por deformación.

Es necesario advertir que la cantidad  $\varepsilon_{\varepsilon \rightarrow \gamma}^{T_{máx}}$  se calcula en base a valores experimentales de tensión y temperatura que, como mencionamos, pueden estar afectados por efectos térmicos en el sistema de medición. Sumado a eso, el módulo de elasticidad y el coeficiente de expansión térmica también son obtenidos experimentalmente y afectan el cálculo de dicha deformación. Para tener más certeza sobre la relación entre las deformaciones que se producen en el material durante el ciclado térmico en condiciones de restricción, queda pendiente para un trabajo futuro realizar mayor cantidad de mediciones, por ejemplo variando la temperatura máxima, o la cantidad de deformación aplicada en la tracción, y contrastar los resultados obtenidos con mediciones de DRX.

### 3.1.4 Relación entre propiedades mecánicas y memoria de forma.

Cuando las aleaciones de base Fe-Mn-Si son deformadas por debajo de la temperatura  $M_d$  (temperatura máxima a la cual se puede obtener martensita  $\varepsilon$  inducida por tensión), tres modos de deformación pueden ocurrir: transformación  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  inducida por tensión, deslizamiento plástico, y eventualmente, formación de martensita  $\alpha'$ , dependiendo de la cantidad de deformación aplicada y de la relación entre las tensiones necesarias para la activación de uno u otro mecanismo [C16]. Ya que solo el primer mecanismo y su transformación inversa son los responsables del EMF, se trata de evitar en lo posible la activación de los demás.

Para ello, la tensión de formación de martensita inducida por tensión ( $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ ) debe ser inferior a la tensión requerida para el deslizamiento plástico ( $\sigma_f$ ). Cuanto mayor sea la diferencia  $\Delta\sigma = (\sigma_f - \sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon})$ , será mayor la proporción de deformación por medio de transformación martensítica, mejorando el efecto memoria de forma (EMF).

Existe una importante relación entre la cantidad de martensita inducida y la capacidad de recuperación de forma. Otsuka *et al.* enunciaron una proporcionalidad entre la fracción de volumen de martensita inducida por tensión y la deformación recuperada [O90]. Otros autores revelan que esa proporcionalidad se vería afectada por diversos factores [C16]. Por ejemplo, debido a la posible formación de martensita  $\alpha'$  con detrimento del EMF; o podría suceder

también, que un material con límite elástico más elevado asista positivamente a la reversibilidad de la martensita, logrando un incremento en la recuperación de forma. De cualquier manera, mientras mayor sea la proporción de martensita inducida y menor sea la deformación plástica, mayor será la recuperación de forma en el material.

Tabla.III.01. Propiedades mecánicas y de memoria de forma de casos seleccionados.

Aleación	Laminado (°C)	Recocido (°C)	Dureza (HRA)	$\sigma_{0,2}$ (MPa)	Tensión de retransform. (MPa)	GRF <sub>f</sub> (%)	GRF <sub>t</sub> (%)
17 Mn	1000	700	61 ± 2	390 ± 20	491 ± 25	88 ± 2	78 ± 4
		800	64 ± 2	360 ± 20	-	87 ± 2	79 ± 4
		900	-	370 ± 20	346 ± 15	55 ± 2	48 ± 3
	800	700	-	500 ± 25	425 ± 20	84 ± 2	71 ± 4
		800	-	-	-	58 ± 2	42 ± 3
		900	-	450 ± 25	239 ± 10	45 ± 2	38 ± 3
	650	700	69 ± 2	765 ± 40	-	80 ± 2	62 ± 4
		800	67 ± 2	640 ± 30	-	59 ± 2	40 ± 3
		900	-	-	-	48 ± 2	-
21 Mn	1000	700	60 ± 2	490 ± 25	-	60 ± 2	52 ± 3
		800	56 ± 2	400 ± 20	-	31 ± 2	33 ± 3
		900	-	360 ± 20	-	-	15 ± 2
	800	700	-	625 ± 30	342 ± 15	58 ± 2	46 ± 3
		800	-	-	-	28 ± 2	30 ± 3
		900	-	380 ± 20	-	-	17 ± 2
	650	700	64 ± 2	640 ± 30	-	58 ± 2	50 ± 3
		800	61 ± 2	500 ± 25	-	22 ± 2	30 ± 3
		900	-	390 ± 20	-	-	21 ± 2

**El mejor EMF (valores más elevados de GRF<sub>t</sub> y GRF<sub>f</sub>) se registró en ambas aleaciones, en las muestras laminadas a 1000 °C y recocidas a 700 °C, como vimos en la FIG.III.02.** A continuación, enfocaremos el análisis en dichos casos. Los valores de dureza (medidos según lo explicado en la sección 2.3.1) son similares como se puede ver en la Tabla III.01, no obstante la tensión  $\sigma_{0,2}$  en la muestra de 21Mn es aproximadamente 100 MPa superior que en la muestra 17Mn (FIG.III.01). La dureza es una forma de caracterizar la resistencia a la deformación plástica, por lo que podemos asumir que la tensión  $\sigma_f$  también es similar en ambos casos. Entonces, la diferencia en el valor de  $\sigma_{0,2}$  podría atribuirse a la activación de la transformación martensítica, indicando que la tensión de transformación para la muestra de 17Mn sería menor que para la de 21Mn ( $\sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}^{17L1000R700} < \sigma_{\gamma \rightarrow \epsilon}^{21L1000R700}$ ). La cuantificación de fases (ver Tabla III.05) confirma que en la muestra de 17Mn se forma mayor cantidad de martensita en comparación con la de 21Mn: 19% y 12%, respectivamente. Esto revela la mayor facilidad de la aleación 17Mn para deformar por el mecanismo de transformación  $\gamma \rightarrow \epsilon$ . Además, los GRF obtenidos con esta

última son de 88% y 78%, en flexión y tracción respectivamente, lo cual demuestra que la deformación plástica fue reducida. Por lo tanto, se deduce que en la muestra 17L1000R700:  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon} < \sigma_f$ .

Ahora ampliando el análisis, vemos que las muestras del lote laminado a 1000 °C de la aleación 17Mn son las que presentan menor tensión  $\sigma_{0,2}$ , independientemente de la temperatura de recocido. A su vez, la dureza es superior a las correspondientes del material 21Mn (ver Tabla.III.01). Esto significa que la diferencia  $\Delta\sigma$  es más grande en la aleación 17Mn que en la 21Mn ( $\Delta\sigma^{17L1000} > \Delta\sigma^{21L1000}$ ), y por tanto presenta mejores condiciones para el EMF. Si ahora consideramos sólo el material 17Mn, y comparamos el lote laminado a 1000°C con el laminado a 650°C, vemos que en este último procesamiento la dureza aumenta pero los valores de  $\sigma_{0,2}$  son muy superiores respecto del primero. Esto significaría que  $\Delta\sigma^{17L1000} > \Delta\sigma^{17L650}$ , y estaría en acuerdo con la superioridad en la recuperación de forma que presentan las muestras 17L1000, independientemente del recocido aplicado.

Por otra parte, hemos comentado que la activación de mecanismos de deformación permanente y/o la deformación por transformación martensítica limitan la tensión máxima de retransformación, como quedó expresado en la Ec.III.3. Esto significa que para obtener tensiones de retransformación más elevadas sería beneficioso disponer de tensiones  $\sigma_f$  y  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  lo más altas posibles. Sin embargo,  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  debe ser lo suficientemente baja para lograr una adecuada cantidad de martensita  $\varepsilon$ , de lo contrario no existiría EMF ni tensión de retransformación.

Teniendo en cuenta todo lo anterior resulta evidente que el diseño óptimo del material estará condicionado por la aplicación específica que se busque. En general, cuando se busca optimizar la recuperación de forma libre, lo ideal es deformar a la menor  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  posible, mientras que para optimizar la tensión de retransformación se requiere una  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  intermedia o alta [W11], que cumpla con lo expresado en el párrafo anterior. La disminución de  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  puede lograrse modificando la composición química, deformar a  $T \approx M_s$ , por entrenamiento, o por un adecuado procesamiento termomecánico (como demuestran los casos que estudiamos). En tanto, para aumentar  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ , un adecuado diseño de aleación permitiría reducir  $M_s$  (como veremos en el apartado siguiente) dificultando la transformación.

**Los resultados que nosotros obtuvimos, mantienen una correspondencia entre los procesamientos que optimizan la recuperación de forma y la tensión de retransformación, al menos para la aleación 17Mn. Dicho en otras palabras, la tensión de retransformación registrada ( $\sigma_r$ ) aumentó en muestras con mayor GRF, tal como mostramos en la FIG.III.06b. Es importante**

remarcar que las tensiones alcanzadas por las muestras recocidas a 700 °C se encuentran en el rango de tensiones elevadas para el grupo de aleaciones en estudio, y particularmente el valor de 490 MPa alcanzado con la muestra 17L1000R700 resulta de gran potencialidad en vistas de aplicaciones tecnológicas.

### 3.2 TEMPERATURAS CARACTERÍSTICAS

Determinar las temperaturas características de transformación, o críticas, resulta indispensable por diversos motivos. Por ejemplo, la histéresis térmica permite caracterizar la fuerza impulsora de la transformación martensítica. La relación entre la temperatura  $M_s$  y la temperatura de Néel ( $T_N^Y$ ) también es determinante, tal como vimos en el apartado 1.2.4. Por otra parte, es preciso conocer las temperaturas de inicio y fin de la reversión martensítica, de manera de ajustar el calentamiento necesario para asegurar una completa reversión (pensando en las posibles aplicaciones y los dispositivos que permitan alcanzar  $A_f$ ).

Realizamos mediciones de resistividad eléctrica y dilatometría; los resultados se grafican en las FIG.III.08/09.

#### 3.2.1 Criterios de determinación gráfica

Para establecer el valor de las temperaturas críticas, revisamos dos criterios diferentes. El primero considera la temperatura a la cual se ha dado un determinado porcentaje del cambio registrado (resistencia eléctrica o dilatación). Por ejemplo, se establece la temperatura de inicio de transformación cuando se alcanza un 2% del cambio total, entre las zonas de la curva antes y luego de la transformación (FIG.III.07a). Para esto se traza una recta de igual pendiente a dichas zonas y se la desplaza la cantidad correspondiente al 2% citado [B99]. El segundo criterio establece las temperaturas características en la intersección de las rectas tangentes a la curva antes y luego de la transformación, con una única tangente en la zona de transición [L14], tal como se muestra en la FIG.III.07b para la aleación de referencia Fe-15Mn-5Si-9Cr-5Ni y similar procesamiento a los casos analizados en esta tesis.

Para el caso de nuestras mediciones, resultó muy difícil establecer una única tangente en la zona de transición. En consecuencia, las temperaturas determinadas se ven muy afectadas por el punto de tangencia que se considere. Optamos entonces por el primer criterio, o sea el de las paralelas, desplazando 5% para reducir el error gráfico. Así quedan definidas la temperatura de comienzo de la transformación inversa  $A_S^5$ , y la de finalización  $A_f^{95}$ .

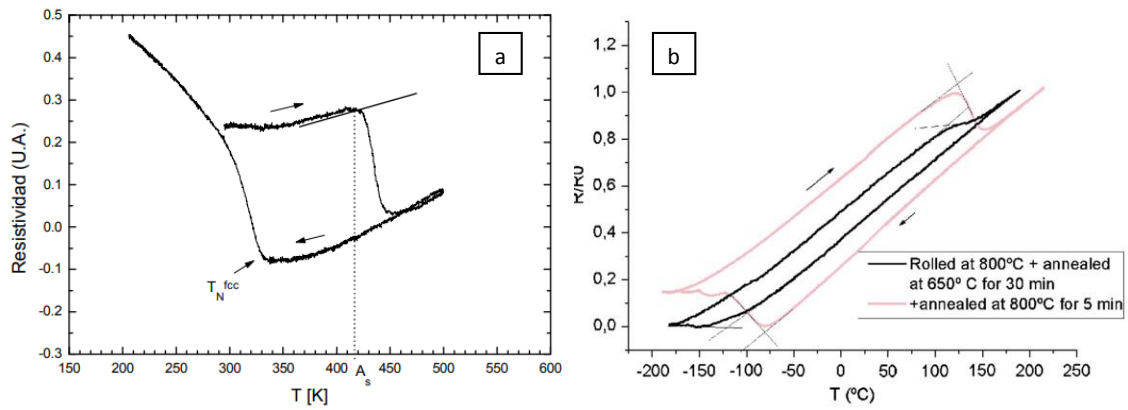


FIG.III.07. a) Curva de resistividad eléctrica para una aleación ternaria Fe-30,5Mn-5Si. La temperatura  $A_s$  se determina por el método de la paralela [B99]. En el trabajo se indica que  $M_s$  queda enmascarada por la transformación antiferromagnética de la fase FCC. b) Curvas de resistividad eléctrica para muestras de aleación 15Mn para distintos procesamientos indicados [D14]. Se determinan las temperaturas  $M_s$  y  $A_s$  por el método de las tangentes.

### 3.2.2 Resultados

Las curvas obtenidas por resistividad (FIG.III.08) presentan gran similitud con las de la FIG.III.07b: pendientes constantes y similares en las zonas previas y posteriores a la retransformación, y poca amplitud del lazo. En nuestro caso, las curvas no se cierran, lo que indica que no se logra generar martensita térmica, o estrictamente, que la cantidad de martensita luego del ciclo no es la misma que al comienzo.

En la zona de baja temperatura se observa un cambio pronunciado de pendiente, cuya interpretación se dificulta debido a que está muy próxima al límite inferior de medición. Podría ser el comienzo de la transformación martensítica (como se indica para los casos de la FIG.III.07b) o bien, el efecto del cambio antiferromagnético de la austenita (como en la FIG.III.07a) o incluso una superposición de ambos. Debido a que en el enfriamiento hasta, y en el calentamiento posterior, a esta irregularidad no se detecta separación en las curvas (que debería existir en caso de que hubiere alguna cantidad de martensita formada), la temperatura  $M_s$  no parece haber sido alcanzada en estos experimentos. Por lo tanto, considerando que la irregularidad detectada es consecuencia del cambio antiferromagnético de la austenita, designaremos como  $T_N^Y$  a la temperatura donde se da dicho cambio en cada caso (FIG.III.08 y Tabla.III.02). En el próximo apartado presentaremos más argumentos a esta consideración.

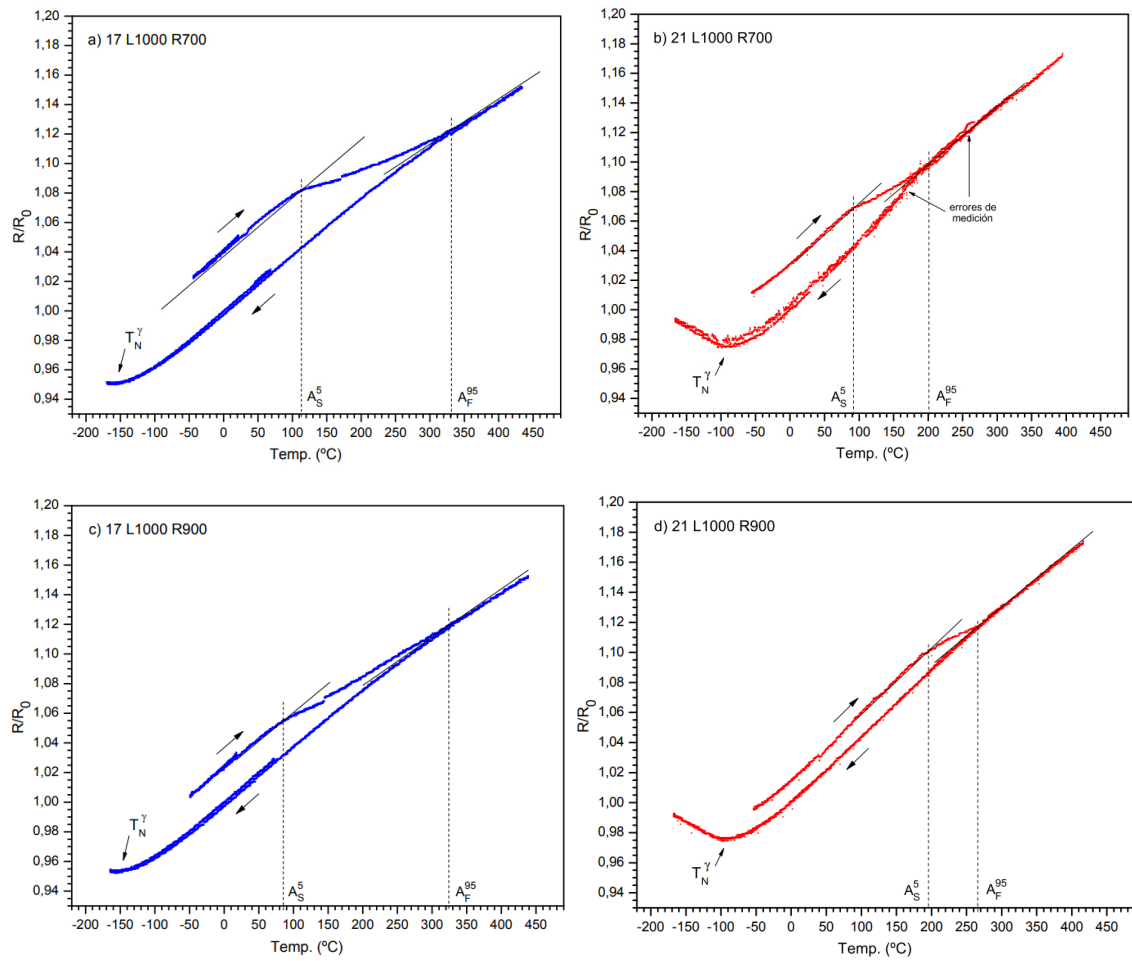


FIG.III.08. Curvas de resistividad eléctrica durante el ciclado térmico de: a) muestra laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C de aleación 17Mn, b) mismo procesamiento para aleación 22Mn, c) laminado a 1000 °C y recocido 900 °C de aleación 17Mn, c) mismo procesamiento para la aleación 22Mn.

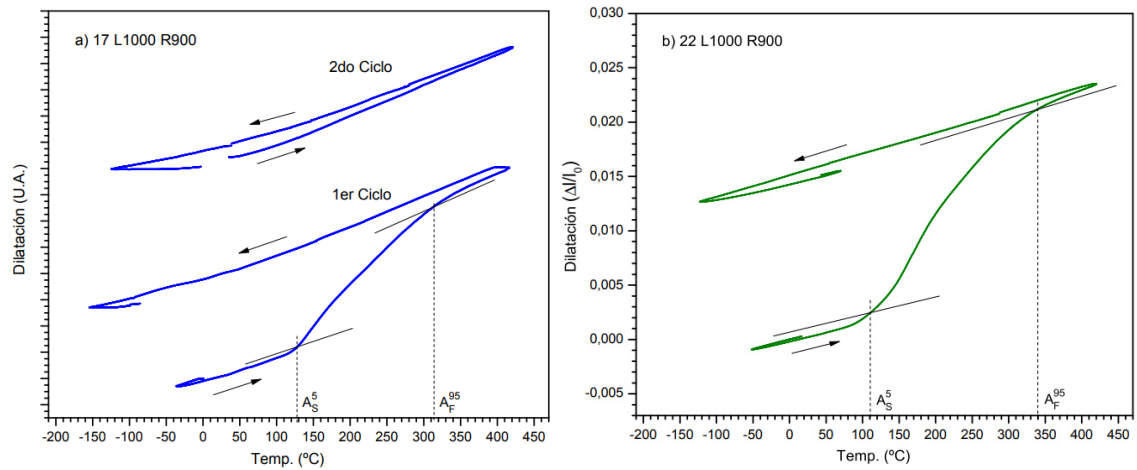


FIG.III.09. Curvas de dilatación durante el ciclado térmico de chapas laminadas a 1000 °C y recocidas a 900 °C de aleación 17Mn (a) y 22Mn (b). En la figura (a) se muestra el resultado del primer ciclo y un segundo ciclo, que no exhibe transformación.

Adicionalmente realizamos las mediciones de dilatometría cuyas curvas se observan en la FIG.III.09, y que presentan similitud en la forma y amplitud con las mostradas en la bibliografía. No vemos cambios de pendiente a bajas temperaturas.

Comparando todas las mediciones, vemos que las temperaturas  $A_S^5$  y  $A_F^{95}$  obtenidas de la medición por resistividad de la muestra 21L1000R900, no son consistentes con el resto. Más aún, son muy diferentes a las obtenidas en la medición por dilatometría. Por lo tanto, la descartamos, como se indica en la Tabla.III.02.

Tabla.III.02. Temperaturas características medidas para distintas condiciones de procesamiento de las aleaciones 17Mn y 21Mn.

Material y procesamiento	$T_N^V$ (°C)	$M_S$ (°C)	$A_S^5$ (°C)	$A_F^{95}$ (°C)
17 L1000 R700 <sup>(1)</sup>	-150	-	110	330
17 L1000 R900 <sup>(1)</sup>	-150	-	85	320
17 L1000 R900 <sup>(2)</sup>	-	-	130	315
21 L1000 R700 <sup>(1)</sup>	-90	-	90	200
21 L1000 R900 <sup>(1)</sup>	-90	-	--- <sup>(3)</sup>	--- <sup>(3)</sup>
21 L1000 R900 <sup>(2)</sup>	-	-	110	340

(1) Medido por técnica de resistividad.

(2) Medido por técnica de dilatometría.

(3) Medición no confinable / descartada.

### 3.2.3 Efecto de la composición química en las temperaturas características

Para comprender mejor el resultado de las mediciones, y en particular la naturaleza del cambio de pendiente detectado a baja temperatura, analizamos las temperaturas características informadas en la bibliografía para aleaciones similares. La comparación se dificulta al encontrarnos con diversas composiciones utilizadas y, fundamentalmente, con diferentes procesamientos termomecánicos (ambos aspectos que influyen en las temperaturas características). Para ordenar, describiremos los efectos de cada aspecto por separado. En primer lugar, analizaremos el efecto de la composición química en muestras en condición de recocidos entre 1000-1100 °C por 30-60 minutos, excepto que se aclare lo contrario. En la Tabla III.03 se incluyen las temperaturas informadas en diferentes trabajos para aleaciones en el rango de 13-26% de Mn; 4-7% de Si; 8-11% de Cr y 4-7% de Ni, todas con bajo contenido de carbono (entre 0,006-0,06%). Este último elemento es muy influyente en la temperatura  $M_S$ . Por ejemplo, para la aleación denominada como ítems e2 y e3, la temperatura  $M_S$  desciende por debajo de -85 °C cuando se incrementa a 0,18% el contenido de C [1W05, 1W11].

Tabla.III.03. Valores experimentales de temperaturas características tomadas de la bibliografía, para diferentes composiciones de aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni con bajo contenido de carbono.

item	Mn	Si	Cr	Ni	C	$T_N^Y$ (°C)	$M_s$ (°C)	$A_s$ (°C)	$A_f$ (°C)	Ref.
e1	<b>13,3</b>	5,0	8,7	7,1	0,026	-190	-30	112	-	Stanford [S06]
e2	<b>14,6</b>	4,2	8,0	4,1	0,012	-	35	125	312	Wen [W05]
e3	"	"	"	"	"	-	54	-	-	Wang [W11]
e4	<b>15,0</b>	7,0	9,0	5,0	-	-	24	112	171	Maji [M03]
e5	<b>15,6</b>	5,4	7,8	5,7	0,050	-	31	125	150	Druker [D09]
e6 <sup>(1)</sup>	"	"	"	"	"	-	-121	-	-	Druker [D14]
e7	<b>16,0</b>	5,0	11,6	4,9	-	-104	-6	109	-	Otsuka [O90]
e8	<b>17,2</b>	5,7	8,9	5,3	0,058	-77	-30	-	-	Chen [C16]
e9	<b>19,4</b>	5,3	9,0	4,8	-	-	-58	65	90	Peng [P16]
e10	<b>20,4</b>	5,0	8,0	5,0	-	-95	-18	81	-	Otsuka [O90]
e11	<b>22,8</b>	5,6	9,0	5,0	0,007	-	-55	-	-	Wen [W14]

(") Mismo valor que en la fila anterior. (-) Valor no informado en la fuente consultada.

(1) laminado a 800 °C y recocido a 650 °C por 30 minutos (corresponde a la curva negra en la FIG.III.07.b).

En la FIG.III.10 representamos las temperaturas  $M_s$  y  $T_N^Y$  de la Tabla III.03, en un diagrama temperatura-contenido de Mn, a similitud del presentado en la FIG.I.9b. Puede verse que las temperaturas  $M_s$  se reducen con el contenido de Mn, tal como sucede para el sistema Fe-Mn; pero en el caso de estas aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni, las temperaturas son bastante menores. Respecto de la  $T_N^Y$  hemos incluido un ajuste realizado por Baruj [B99] para el sistema Fe-Mn, mostrando un incremento con el contenido de Mn. Luego, al comparar con los valores experimentales, puede observarse una fuerte reducción en dichas temperaturas, promovida fundamentalmente por la adición de Si, tal como mencionamos en el apartado 1.2.4, pero también por efecto del Cr y Ni [O92, G94]. Queda así definida toda una "banda" o zona de posibles temperaturas de Néel según sea el rango de composiciones considerado. Hemos indicado dicha zona, mediante un sombreado, sólo a fines ilustrativos. Dentro de la misma se encuentran los valores informados en los trabajos consultados. Vemos también que las temperaturas correspondientes a los cambios de pendiente detectados en nuestras mediciones: -150 °C y -90°C, (marcados en el diagrama con un cruce de segmentos) quedan dentro de la misma zona. Además, el hecho de que la correspondiente a la aleación 21Mn sea superior a la correspondiente a 17Mn está en acuerdo al comportamiento de  $T_N^Y$  (aumenta para mayor contenido de Mn y para menor contenido de Si de la aleación 21Mn respecto de la 17Mn). Por estos motivos hemos asumido que son producto del cambio anti-ferromagnético de la austenita a esas temperaturas.

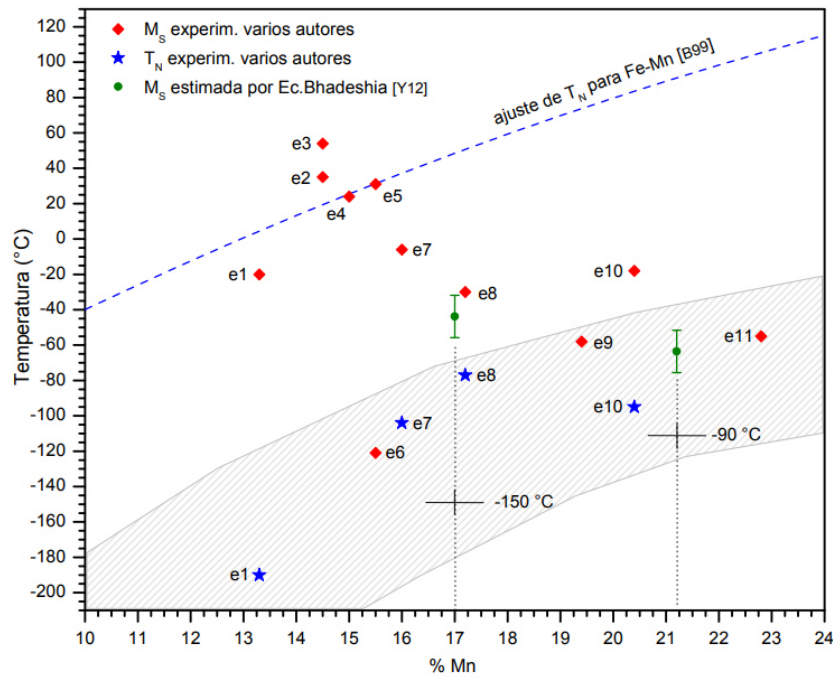


FIG.III.10. Diagrama de temperaturas características para distintas aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni (con bajo contenido de carbono) en función del contenido de manganeso. El contenido de Si de las aleaciones incluidas varía entre 4-7 % mientras que los contenidos de Cr y Ni están dentro de los rangos habituales para estas aleaciones (8-11% y 4-7%). Las líneas de puntos verticales corresponden a las aleaciones de estudio de esta tesis.

Adicionalmente, calculamos posibles valores de  $M_s$  para nuestras composiciones, con una ecuación lineal propuesta por Bhadeshia *et al.* [Y12], que sólo tiene en cuenta la composición química (no contempla la relación con  $T_N^Y$ , ni el procesamiento). Los valores obtenidos se incluyen en el diagrama, representados por los puntos verdes. Las barras de error se obtienen resolviendo la ecuación para las composiciones obtenidas por los diferentes análisis en cada aleación (ver Tabla II.02). Sin entrar en discusión de los posibles modelos de estimar  $M_s$  (hay modelos más precisos), vemos que existe concordancia con los valores experimentales para composiciones próximas. Sin embargo, el efecto del procesamiento en las muestras que hemos medido (laminado seguido de recocidos a 700 y 900 °C) podría generar un importante descenso de  $M_s$ , como analizaremos a continuación. La pregunta sería si a pesar de ese descenso,  $M_s$  queda por encima de la temperatura de Néel, o sucede lo contrario y la formación de martensita térmica se inhibe, como ya hemos comentado.

### 3.2.4 Efecto del procesamiento termomecánico en las temperaturas características

La estructura de defectos presente en el material condiciona el desarrollo de la transformación martensítica y por tanto puede modificar las temperaturas características. Así es que la deformación plástica y el tratamiento térmico aplicado pueden producir modificaciones

en dichas temperaturas [L99]. En la FIG.III.11 se muestran las temperaturas  $M_s$  informadas en distintos trabajos para aleaciones similares con diferentes procesamientos termomecánicos, o sea, bajo diferentes condiciones de trabajado mecánico y diferentes temperaturas de recocido posterior (en todos los casos el tiempo de recocido fue de 30 minutos). Podemos ver que, en general,  $M_s$  aumenta con la temperatura de recocido, y para temperaturas elevadas los valores tienden a unificarse. Sin embargo, a bajas temperaturas se registran valores muy disímiles. Por ejemplo, la temperatura  $M_s = 31$  °C correspondiente a la aleación 15,6 Mn laminada y recocida a 1050 °C (valor experimental e5, [D09]), desciende a -121 °C cuando el recocido se realiza a 650 °C (valor experimental e6, [D14]). En cambio, en un estudio de Li *et al.* [L99] se muestra un leve aumento de  $M_s$  con la temperatura de recocido para la aleación Fe-13Mn-4,9Si-10Cr-5,6Ni-0,01C; por ejemplo, un aumento aproximado de 10 °C entre el recocido a 600 °C y a 1000 °C, contra los 150 °C para el caso anterior. En el caso de Li, el laminado se realiza a 1100 °C hasta un espesor final de 6 mm mientras que, en el caso de Druker, el laminado se realizó a 800 °C y hasta espesor final de 1 mm, resultando un tratamiento más severo.

Para el realizar el análisis, nos permitimos minimizar el efecto de la diferencia en el contenido de Mn entre los casos analizados, poniendo principalmente énfasis en cómo afectan los procesamientos a las temperaturas  $M_s$ .

El incremento de la temperatura de recocido, particularmente a partir de la activación de mecanismos de recristalización, reduce la cantidad de defectos cristalinos (como mostraremos más adelante) y, en consecuencia, aumenta  $M_s$ . El crecimiento de grano puede tener el mismo efecto sobre  $M_s$ , sobre todo para recocidos por encima de los 1000 °C [G94].

Según Li *et al.* [L99], el valor de  $A_f$  se incrementa marcadamente por efecto de la deformación aplicada (*pre-strain*): cambia fuertemente si las mediciones se realizan por ciclo térmico “puro” (sin deformación previa aplicada) o si la transformación inversa se activa por reversión térmica de martensita  $\varepsilon$  previamente inducida por tensión (*SIM*). En el primer caso, se puede registrar una zona de retransformación acotada con valores de  $A_f$  decenas de grados por encima de  $A_s$  (como en el caso de las mediciones de Druker [D09, D14], FIG.III.12). En cambio, cuando la retransformación se da desde una martensita inducida por tensión (tal como el caso de Li, misma figura), la deformación aplicada incrementa la energía necesaria para completar la transformación inversa, y  $A_f$  aumenta significativamente. En nuestras mediciones partimos del estado deformado de la muestra, y observamos similitud con las mediciones de Li. Esto es más acorde a aplicaciones tecnológicas como la de los acoples, los cuales siempre serán pre-deformados.

Para completar esta sección, señalaremos que Maji *et al.* [M03] analizaron la estructura austenítica antes y después de precipitar la fase 5:3:2 (matriz solubilizada, y luego recocida a 900 °C por 30 minutos). Las temperaturas características medidas no registran cambio significativo luego de ese tratamiento de precipitación.

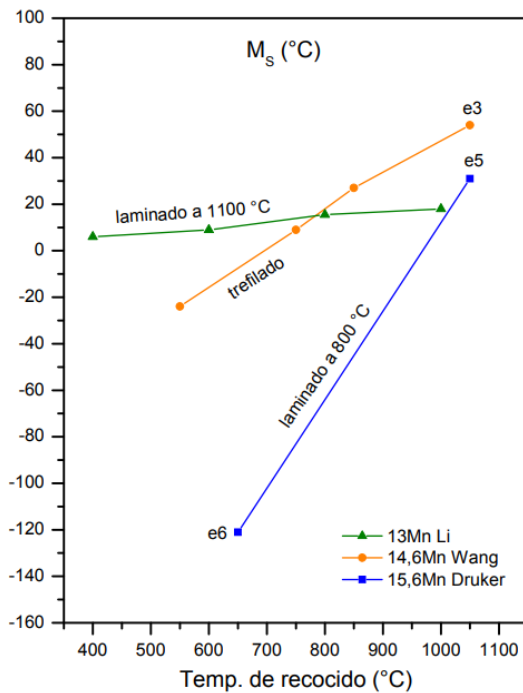


FIG.III.11 Efecto del procesamiento sobre la temperatura  $M_s$  en aleaciones de similar composición química.

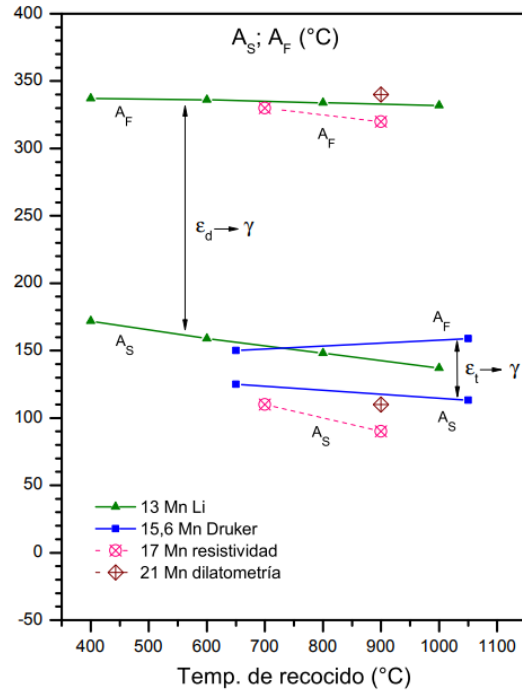


FIG.III.12 Variación de las temperaturas  $A_s$  y  $A_f$  en función de la temperatura de recocido. Se incluyen los valores de las mediciones por resistividad de la aleación 17Mn y por dilatometría de la aleación 21Mn.

### 3.3 DIFRACCIÓN DE RAYOS X

#### 3.3.1 Identificación y estabilidad de fases en los distintos procesamientos

Realizamos mediciones de difracción de rayos X en muestras extraídas de las chapas laminadas, a fin de conocer las fases presentes y su evolución en relación a los tratamientos aplicados.

En todas las muestras de ambas aleaciones, encontramos reflexiones de gran intensidad correspondientes a los picos característicos (111), (200) y (220) de la fase austenita FCC, tal como

era esperado. En algunas muestras encontramos otra serie de picos de menor intensidad, que indican la presencia de otras fases en proporción mucho menor.

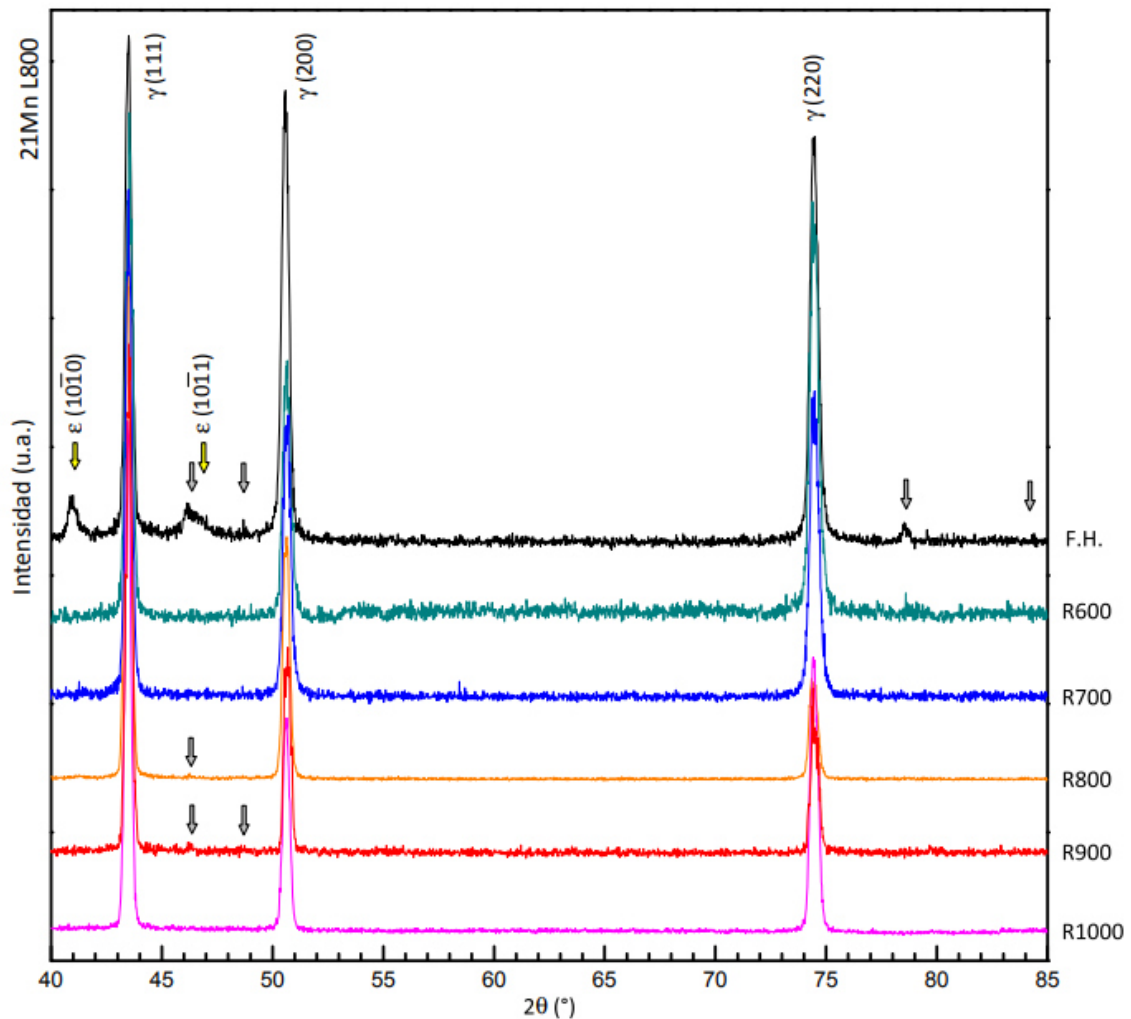


FIG.III.13. Difractogramas de rayos X de muestras de aleación 21Mn en condición fundida y homogeneizada (F.H.), y laminada a 800 °C y recocida a: 600 °C (R600); 700 °C (R700); 800 °C (R800); 900 °C (R900); 1000 °C (R1000).

En la FIG.III.13 se grafican los difractogramas correspondientes a la aleación 21Mn, sin procesamiento (material fundido y homogeneizado, indicado como F.H.), y del lote laminado a 800 °C, con recidos posteriores a diferentes temperaturas entre 600 y 1000 °C. Se pueden ver los mencionados picos de la austenita, y otros picos de menor intensidad señalados con flechas. Las amarillas indican los picos indexados de la fase martensita HCP, mientras que las grises corresponden a picos de una fase intermetálica.

**Martensita HCP**

Se observa solo en la muestra de material fundido. Al no haber sido deformado, suponemos que la martensita se ha formado térmicamente debido a una temperatura  $M_s$  superior a la ambiente. El incremento de  $M_s$  puede ser producto de la baja densidad de dislocaciones y defectos cristalinos [G94], característicos del material fundido.

**Compuesto intermetálico 5:3:2**

Las flechas grises indican los picos de difracción correspondientes a una fase intermetálica del tipo  $Fe_5Ni_3Si_2$ , identificada en trabajos previos de nuestro grupo [F15]. Esta fase, que denominaremos como “ppt 5:3:2”, aparece en forma de precipitados, tal como veremos en las observaciones de microscopía óptica. El citado trabajo señala que la temperatura de precipitación está en el rango de 600-900 °C, y que por encima de los 1000 °C se descompone en la matriz austenítica, lo que concuerda con los resultados de nuestras mediciones. En el material fundido y homogeneizado, encontramos los picos característicos (301), (311), (431) y (502) correspondientes a dicho precipitado, pudiendo haberse formado al atravesar la temperatura de precipitación durante el enfriamiento lento dentro del horno, luego del homogeneizado. Al someter el material a las primeras etapas de laminado a 1000 °C, estos precipitados se descomponen. En las muestras recocidas a temperaturas dentro del rango de precipitación (muestras R800 y R900), se vuelven a detectar los picos, indicando que el tiempo y temperatura del tratamiento fueron suficientes para que precipiten en cantidades detectables con la técnica de difracción. Por último, en la muestra recocida a 1000 °C no se observan los picos, sugiriendo que se han disuelto durante ese tratamiento.

La cantidad de precipitado 5:3:2 varía entre las aleaciones producidas. En la de 17Mn existe una presencia mucho más abundante que en la de 21Mn, llegando a ser copiosa para los tratamientos a temperaturas en el rango de precipitación (como comprobaremos luego en las imágenes de micrografías ópticas). Esto puede observarse en la FIG.III.14, que muestra los difractogramas de ambas aleaciones laminadas a 1000 °C y con diferentes recocidos.

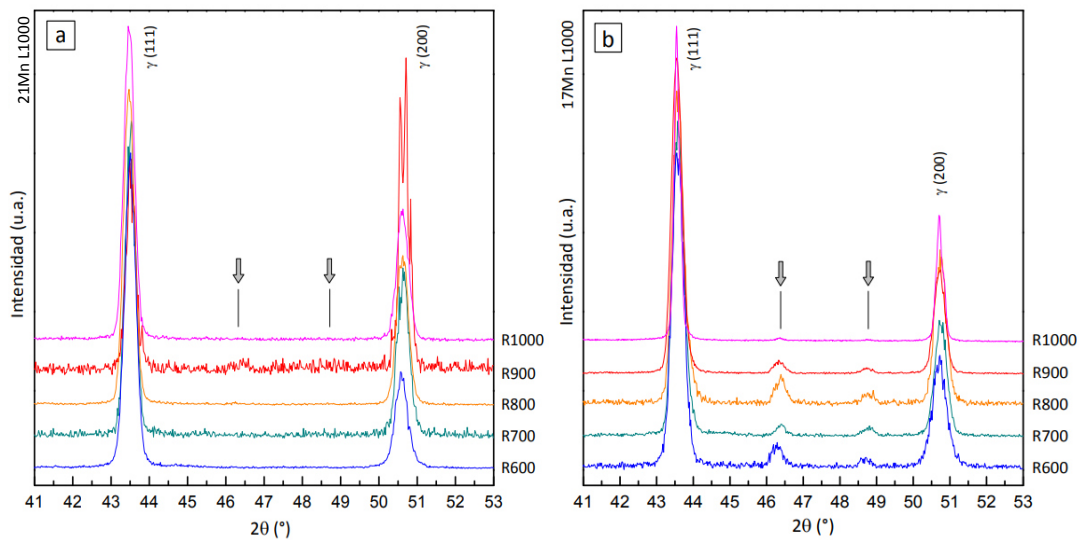


FIG.III.14. Difractogramas de rayos X de chapas laminadas a 1000 °C de aleación 21Mn (a) y 17Mn (b), recocidas entre 600 y 1000 °C. Las posiciones de los picos característicos de la fase ppt 5:3:2. se indican con las flechas.

### 3.3.2 Cuantificación de fases en muestras traccionadas

Por último, presentaremos un análisis realizado sobre especímenes de 17Mn y 21Mn laminadas a 1000 °C y recocidas a 700 °C antes y después de ser traccionadas hasta una deformación de 4%. En la FIG.III.15 denominamos los estados previo y posterior a la deformación como (i) y (ii), respectivamente. Podemos ver picos correspondientes a martensita  $\epsilon$  en las muestras deformadas. En el caso de la aleación 17Mn, estos picos son de mayor intensidad, entendiéndose que en ese caso se puede haber generado mayor volumen de esta fase. Los picos que se pueden reconocer fácilmente son el  $(10\bar{1}0)$  y el  $(1010)$ , ya que los otros son de muy baja intensidad o se superponen con los picos  $(111)$  y  $(220)$  de la austenita. El pico  $(1010)$  es muy próximo al primer pico del ppt 5:3:2, de modo que la medición es una superposición de reflexiones. En general, encontramos un ensanchamiento de los picos de martensita, lo que indica una distorsión o deformación de su estructura cristalina. Esto se asocia a la existencia de campos elásticos en torno a las placas formadas.

Para cuantificar las fases, realizamos un refinamiento Rietveld de los difractogramas medidos. Este método permite identificar las fases presentes, separar los aportes de cada una, y establecer la proporción en la que se encuentran. En las Tablas III.04 y III.05 se ordenan los resultados obtenidos. La cuantificación estima un 60% más de martensita en la muestra 17Mn respecto de la de 21Mn; y tres veces más cantidad de fase 5:3:2 precipitada.

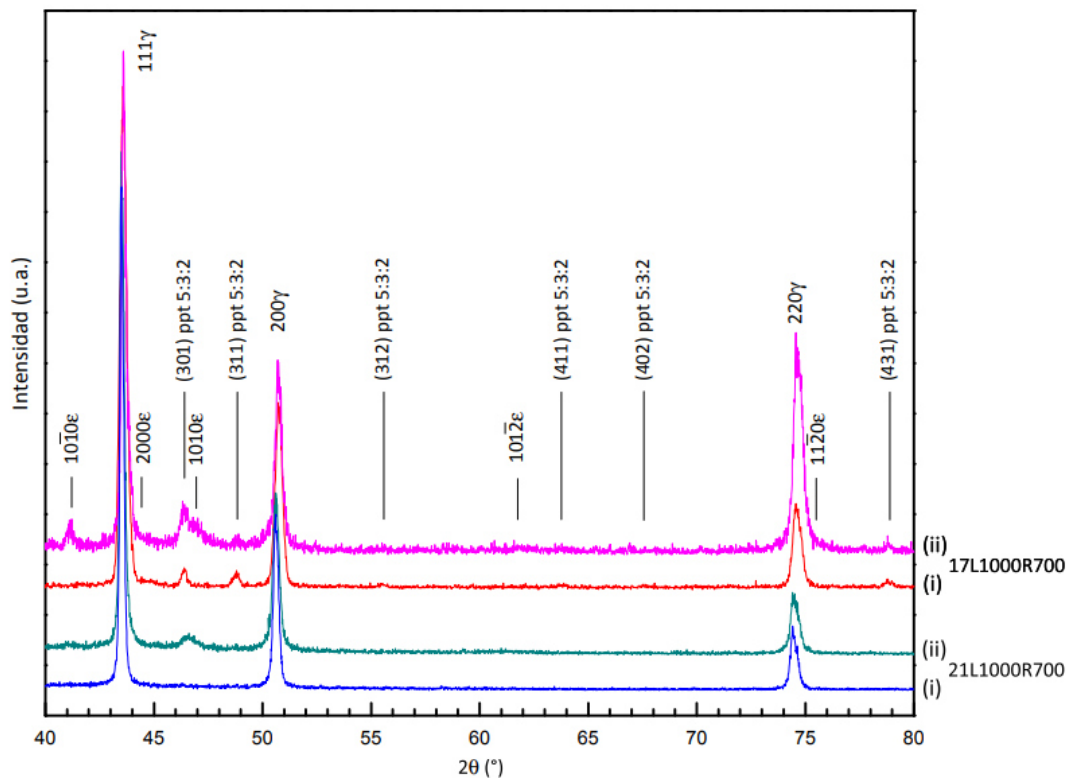


FIG.III.15. Difractogramas de rayos X medidos en especímenes antes (i) y después de la deformación por tracción (ii), de materiales 17 y 21Mn laminados a 1000 °C y recocidos a 700 °C.

Tabla.III.04. Fases presentes y parámetros de red obtenidos por refinamiento Rietveld de mediciones de DRX de las muestras 17 y 21Mn laminadas a 1000 °C y recocidas a 700 °C.

	Austenita (Å)	Martensita (Å)	ppt 5:3:2 (Å)
17 L1000R700 (i)	3.5987	-	6.1946
17 L1000R700 (ii)	3.5963	2.5354/4.1406	6.1895
21 L1000R700 (i)	3.6059	-	-
21 L1000R700 (ii)	3.6046	2.5475/4.1391	6.2042

Tabla.III.05. Cuantificación de fases obtenidas por refinamiento Rietveld de mediciones de DRX de muestras 17 y 21Mn laminadas a 1000 °C y recocidas a 700 °C. El error aproximado es de ±2%.

	Austenita (%)	Martensita (%)	ppt 5:3:2 (%)
17 L1000R700 (i)	94	-	6
17 L1000R700 (ii)	75	19	6
21 L1000R700 (i)	98	-	2
21 L1000R700 (ii)	86	12	2

### 3.4 MICROSCOPIA ÓPTICA y SEM

La microestructura observada en las muestras correspondientes a los distintos tratamientos se resume por medio de los casos representativos dispuestos en la FIG.III.16. Las imágenes se organizaron en dos columnas, correspondientes al material 21Mn y 17Mn, para facilitar la comparación. En todos los casos se reconoce una matriz de granos austeníticos. El tamaño y forma de los mismos es de gran heterogeneidad. Es usual observar un delineado incompleto de los bordes de grano en casos con recocido a temperaturas medias. Las desorientaciones cristalográficas dentro de cada grano aumentarían la probabilidad de que sectores con similar orientación y pertenecientes a granos adyacentes se encuentren próximos entre sí. Durante el tratamiento térmico, si la combinación de tiempo y temperatura es adecuada, podrían reorganizarse defectos y eliminar la porción de borde de grano correspondiente al sector en cuestión, con disminución de la energía elástica acumulada. Además, puede verse que algunas maclas se extienden más allá de los granos individuales, lo que correspondería a bordes con ángulos de desorientación muy bajos [B18]. En cambio, para temperaturas de recocido más altas, se produce la recristalización completa de la estructura y los granos se ven mejor definidos.

Una diferencia que se observa entre ambas composiciones estudiadas es la cantidad de precipitado 5:3:2. Tal como ya habíamos advertido con las mediciones de difracción de rayos X, esta fase aparece en todos los casos procesados de la aleación 17Mn en cantidad mayor que en la 21Mn. Estos precipitados (utilizaremos la abreviatura ppt.) aparecen en dos morfologías que se aprecian en detalle en las imágenes de microscopía SEM en la FIG.III.17. Una, es en forma de pequeñas partículas ubicadas en los bordes de grano -e incluso dentro del grano en algunos casos- con tamaños que varían entre 0,2 y 3  $\mu\text{m}$ ; y la otra, en grandes bloques. Estos últimos, indicados con flechas blancas en la FIG.III.16, aparecen generalmente en colonias y alineados con la dirección de laminación. Algunas líneas negras, como fisuras, se observan en estos precipitados de gran tamaño. Esta característica también aparece en la microestructura de ciertos grados de aceros inoxidable que contienen diferentes tipos de constituyentes intermetálicos, los cuales se quiebran al ser procesados con un trabajo mecánico severo [A05]. En las muestras con mayor contenido de esta fase, se observan bandas compuestas por los de tamaño grande y pequeño formando una suerte de nube (FIG.III.16 b, d, f).

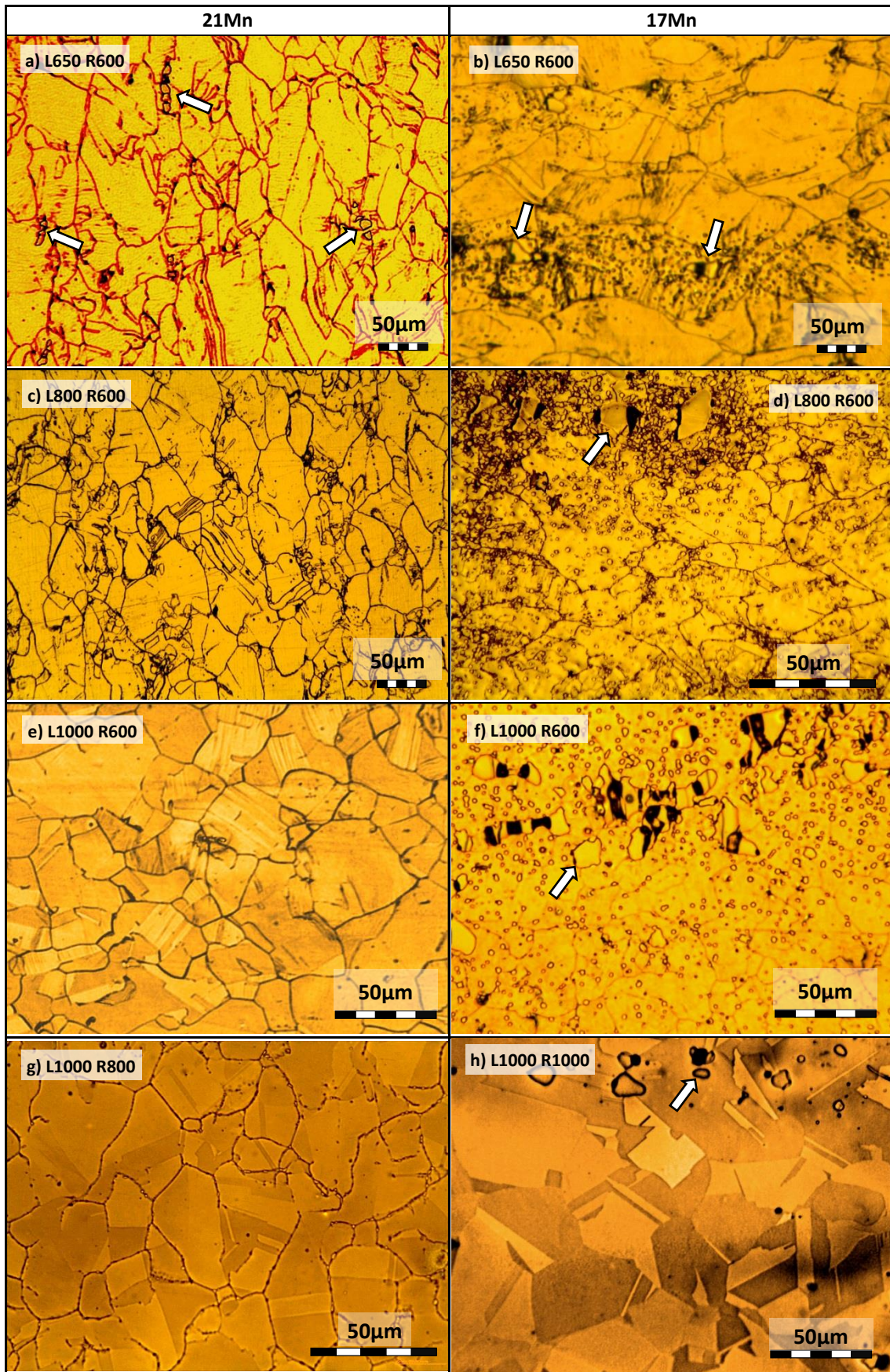


FIG.III.16. Micrografías de muestras de ambas aleaciones y para diferentes tratamientos termomecánicos (indicados en cada caso).

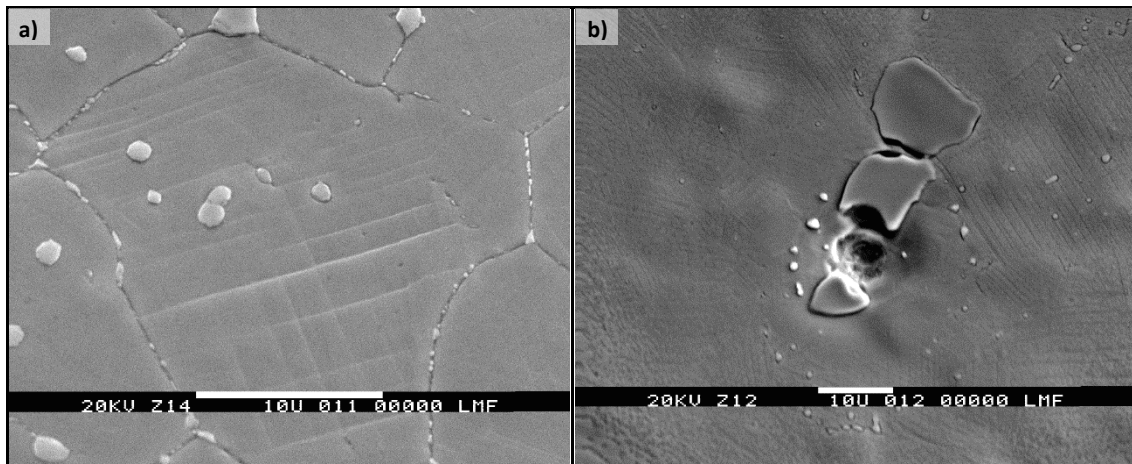


FIG.III.17. Imágenes de microscopía SEM donde se observa en detalle las diferentes morfologías de la fase precipitada: a) de pequeño tamaño (0,2-0,5  $\mu\text{m}$ ) en BG, e intragranulares (1-3  $\mu\text{m}$ ). Se observa además, dos variantes de martensita inducida. b) Bloques de gran tamaño (10-20  $\mu\text{m}$ ). Se observa una parte desprendida, posiblemente por efecto del pulido.

### 3.4.1 Efecto del procesamiento en la microestructura

#### Efecto de la temperatura de laminación

En los casos laminados a baja y media temperatura (FIG.III.16 a, b, c, d) la microestructura de ambas aleaciones es muy similar, con granos alargados en la dirección de laminación. Algunas líneas suaves que se revelan dentro de los granos, aparentemente como sub-granos, podrían indicar una organización de dislocaciones en configuraciones de baja energía (poligonalización). Para la temperatura de laminado más alta, los granos se ven más regulares (FIG.III.16 e, f, g, h) lo que indicaría que se ha activado la recrystalización dinámica durante el trabajado a esa temperatura (1000 °C).

#### Efecto de la temperatura de recocido

La temperatura de recocido parece tener efecto en la microestructura granular a partir de los 800 °C, resultando en tamaños y formas más uniformes (FIG.III.16 g y h). En el rango entre 700-900 °C se activa la precipitación de la fase 5:3:2. Esto se observa por la aparición de pequeños precipitados en BG en las muestras de 21Mn (FIG.III.16 g), mientras que en las de 17Mn se reconoce un aumento de la densidad de precipitados, en comparación con los pocos observados a temperaturas fuera del rango indicado.

A medida que aumenta la temperatura de recocido, también lo hace la presencia de maclas. Además, el recocido a alta temperatura intensifica las características asociadas a la recrystalización. Particularmente, el recocido a 1000 °C (FIG.III.16 h) produce una estructura de

granos uniformes, 100% maclados, y con bordes difíciles de revelar. Los pequeños precipitados, tanto los de bordes de grano como los intragranulares han desaparecido, ya que a esa temperatura, la fase precipitada se disuelve [F15]. Sin embargo, aún persisten algunos de morfología de bloque, posiblemente debido a que el tiempo de recocido no fue suficiente para disolverlos completamente por su gran tamaño.

### **Estabilidad y morfología de los precipitados 5:3:2**

Con lo expuesto hasta aquí se evidencia que las distintas morfologías del precipitado dependen de la historia termomecánica que ha transitado cada muestra. A temperaturas elevadas (siempre que no se alcance la de disolución), la precipitación se activa en zonas de defectos de la red, fundamentalmente en bordes de grano, tal como se observa en las muestras recocidas a 700 y 800 °C (FIG.III.16 g). A temperaturas más bajas, la nucleación puede proseguir en puntos menos específicos dentro del grano. Si se mantiene a temperatura durante el tiempo suficiente, la cantidad de precipitado crecerá hasta que se logre el equilibrio de fases. También, mientras se mantenga la temperatura y tiempo suficiente, la fase puede tender a agruparse disminuyendo la superficie total de interfaz. De esta manera se formarían esos bloques de gran tamaño.

Cuando se lamina el material a 1000 °C, la fase puede comenzar a disolverse; pero de no ser suficiente el tiempo, lo hará parcialmente: los más pequeños desaparecerán primero y es posible que persistan algunos bloques de gran tamaño. Durante el recocido posterior pueden darse distintas situaciones: con temperaturas dentro del rango de precipitación se formarán nuevos ppt. en tamaños más o menos pequeños coexistiendo con los grandes que “sobrevivieron” a la laminación; con temperaturas fuera de ese rango no habrá nueva precipitación; y cuando el recocido sea a 1000 °C (o superior) puede que avance la disolución de los preexistentes. De esta manera se explican las observaciones realizadas, donde coexisten ppt. de varios tamaños en algunos casos, o solo uno en otros.

### **3.4.2 Microestructura de muestras traccionadas**

En la FIG.III.18 mostramos la microestructura de especímenes de aleación 21 y 17 Mn, antes y luego de ser traccionados. Se puede ver que la morfología de la martensita es similar en ambos materiales. Ésta, se desarrolla en forma de placas alargadas y es posible reconocerlas por el relieve que generan sobre el plano de observación. Para iluminar la superficie convenientemente, utilizamos el filtro Nomarski.

En el caso del material 17Mn las placas se ven más delgadas y mayormente en una única variante en cada grano, mientras que en el de 21Mn parecen un tanto más gruesas y con una segunda variante en la mayoría de los granos.

Las imágenes de la FIG.III.18 corresponden a zonas de mínima cantidad de precipitados, ya que en las zonas de bandas o colonias de los mismos se dificulta la observación de la estructura. Pese a esto, en la observación detallada que hemos realizado (a esta escala), no parece existir una relación u efecto entre la presencia de precipitados y la formación de martensita.

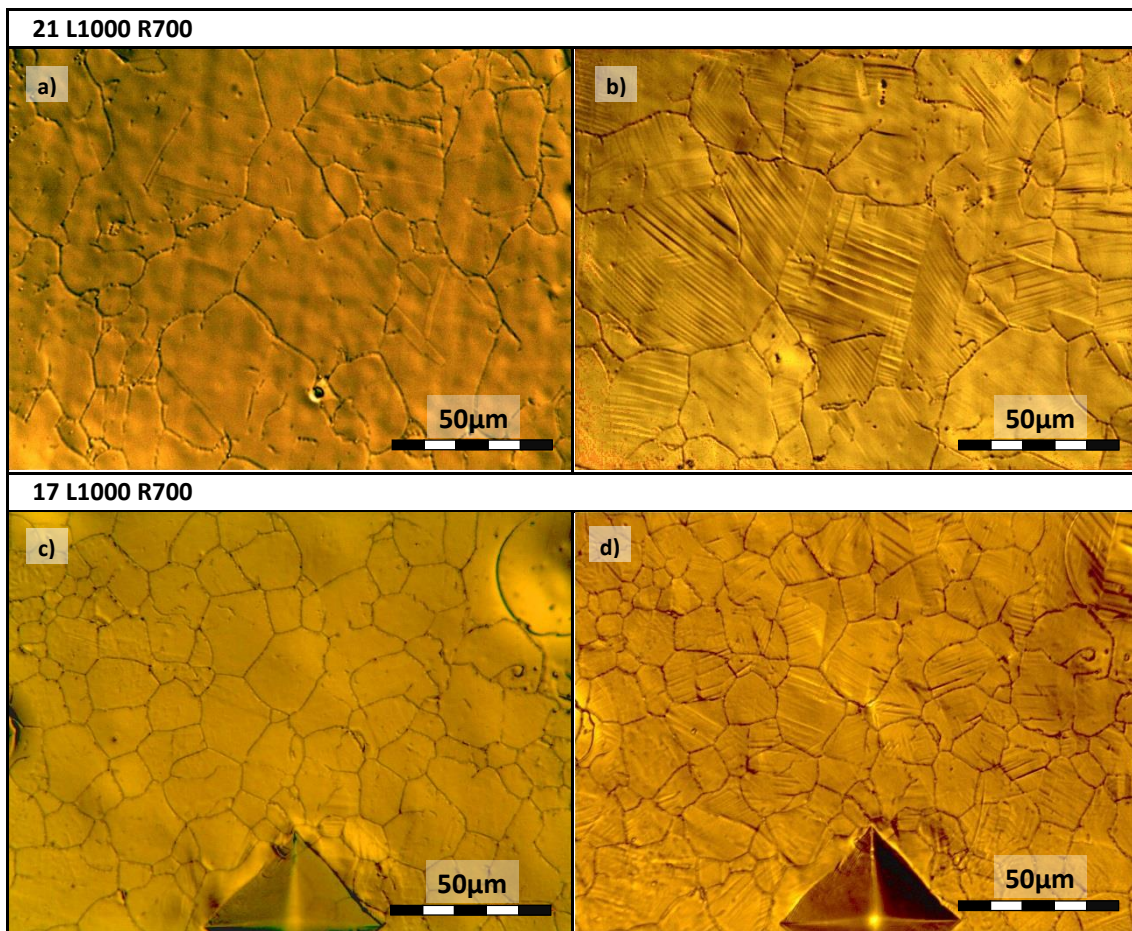


FIG.III.18. Micrografías de especímenes laminados a 1000 °C y recocidos a 700 °C de material 21 Mn antes y luego de deformar (a y b respectivamente) y de material 17Mn antes y luego de deformar (c y d), estas últimas corresponden a la misma zona, identificada por una indenta.

### 3.5 MICROSCOPIA TEM

#### 3.5.1 Aleación 17Mn

La microestructura de la aleación 17Mn laminada a 650 °C y recocida a 700 °C (17 L650 R700) se muestra en la FIG.III.19. En la imagen TEM de campo claro (BF) de la FIG.III.19a se observa una alta densidad de dislocaciones (D) y fallas de apilamiento (SF) en los granos austeníticos. El patrón de difracción de electrones de área selecta (SAEDP) insertado en la imagen muestra algunos spots dobles (circulados). Estos indican la presencia de nanomaclas (NT), que pueden verse con mayor magnificación en la FIG.III.19b. También observamos unos pocos precipitados que no aparecen en la imagen.

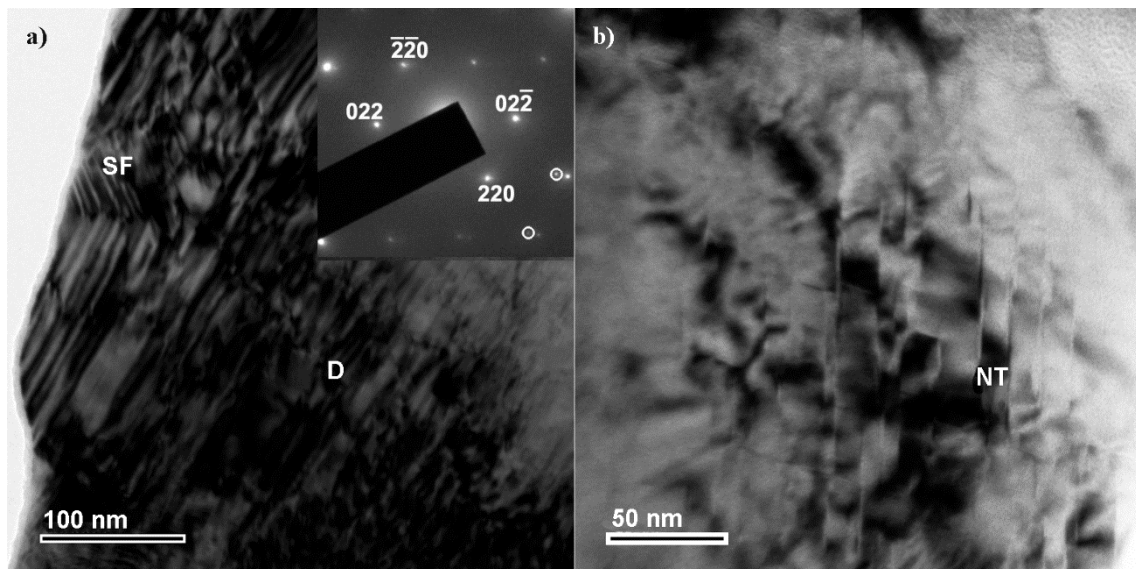


FIG.III.19. Microestructura de la aleación 17Mn laminada a 650 °C y recocida a 700 °C (17 L650 R700). a) imagen TEM mostrando una alta densidad de dislocaciones (D) y fallas de apilamiento (SF) en la matriz austenítica. El patrón de difracción de área selecta (SAEDP) inserto, fue tomado en un eje de zona [111]γ. b) con alta magnificación se ven nanomaclas (NT).

Cuando la aleación laminada a 650 °C es recocida a 800 °C (17 L650 R800), la matriz contiene solo unas pocas dislocaciones, fallas de apilamiento en diferentes direcciones y una cantidad de precipitados. Estas características microestructurales indican que el material fuertemente deformado recristalizó durante el tratamiento térmico. La FIG.III.20a muestra SFs en la matriz y en contacto con un borde de grano. Además, el volumen de precipitados creció a esa temperatura. El tamaño de los precipitados varía entre 80 y 1000 nm. La FIG.III.20b muestra la interacción entre los precipitados (P) y las dislocaciones perfectas.

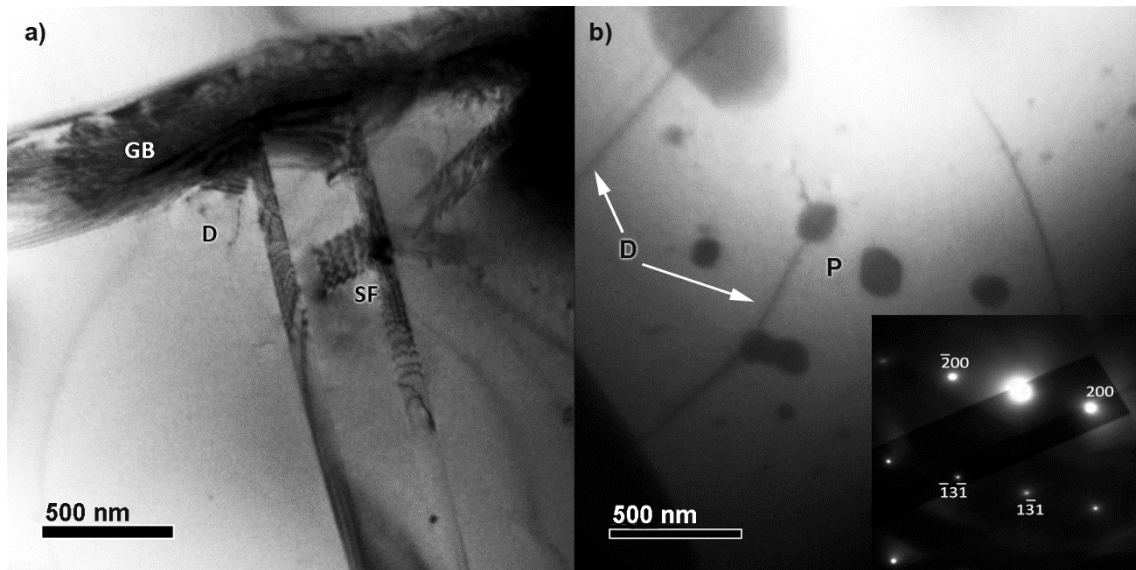


FIG.III.20. La misma aleación que en la FIG.III.19 pero recocida a 800 °C (**17 L650 R800**). La matriz contiene unas pocas dislocaciones (D), fallas de apilamiento (SF) en varias direcciones y precipitados. a) las SFs están en contacto con un borde de grano (GB) y también limitadas entre sí. b) precipitados (P) interactuando con dislocaciones perfectas. Eje de zona:  $[013]_{\gamma}$

La microestructura de la aleación 17Mn luego del laminado a 1000 °C y recocido a 700 °C (**17 L1000 R700**) está compuesta por arreglos de dislocaciones, fallas de apilamiento y precipitados, como se observa en la FIG.III.21a. A partir del SAEDP inserto en la FIG.III.21b, se identificaron dos variantes de SFs, paralelas a las trazas de los planos  $(\bar{1}11)_{\gamma}$  y  $(1\bar{1}1)_{\gamma}$ .

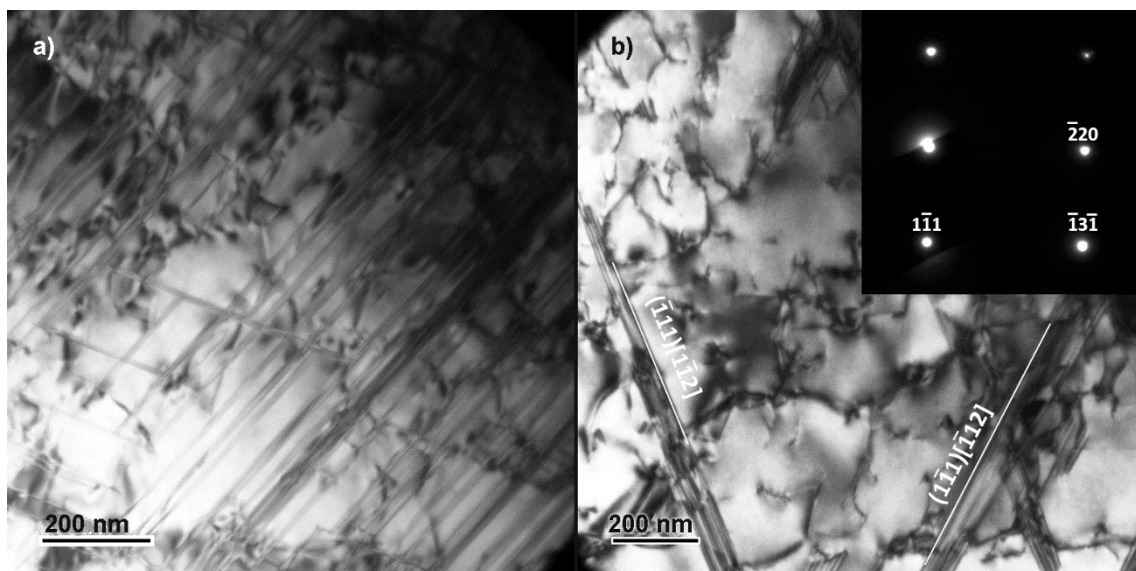


FIG.III.21. Microestructura de la aleación 17Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C. a) la matriz austenítica contiene arreglos de dislocaciones, fallas de apilamiento y pequeños precipitados. b) Se identificaron SFs de dos variantes. El inserto corresponde al patrón de difracción de electrones de área selecta (SAEDP); el eje de zona es  $[111]_{\gamma}$ .

El recocido a 800 °C recristalizó la aleación laminada a 1000 °C (muestra 17 L1000 R800). La imagen TEM de la FIG.III.22a muestra SFs finas y en algunas bandas, que tienden a formar redes rectangulares en las direcciones  $[\bar{2}\bar{1}1]_{\gamma}$  y  $[1\bar{2}1]_{\gamma}$ , indexadas del SAEDP en la FIG.III.22b. Además, algunas partículas precipitaron durante este recocido, como hemos descrito en base a la observación de MO. Tomamos un SAEDP en el precipitado de 170 x 500 nm, ubicado en el borde de grano. El patrón, mostrado en la FIG.III.22c, corresponde a un compuesto intermetálico cúbico del tipo  $\text{Fe}_5\text{Ni}_3\text{Si}_2$  de grupo espacial  $P2_13$ , tal como identificaron Fuster *et al.* [F15]. Las reflexiones características de esta fase, que oportunamente denominamos como 5.3.2, se señalan en los difractogramas de la FIG.III.14 y III.15 y sus parámetros de red fueron informados la Tabla III.04.

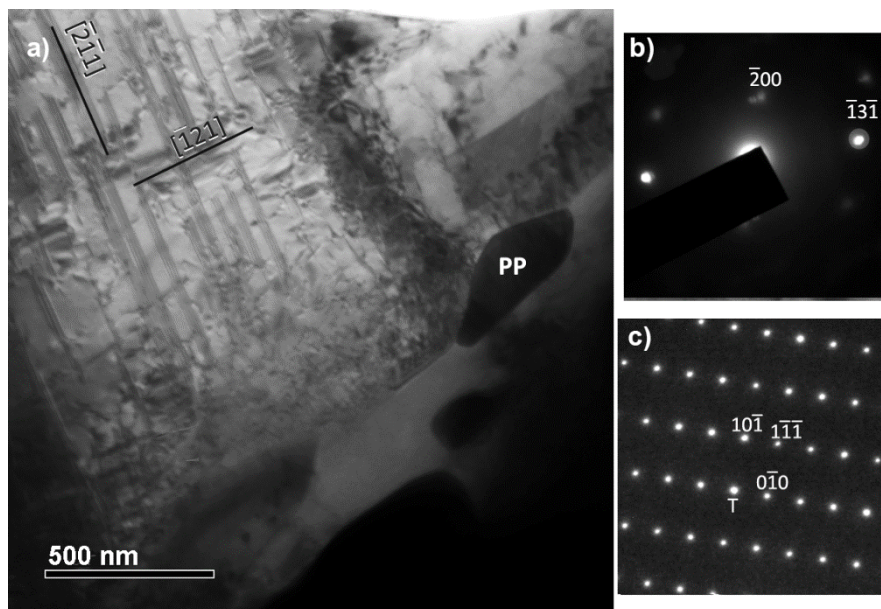


FIG.III.22. La misma aleación que en la FIG.III.21 pero recocida a 800 °C (17 L1000 R800). a) La imagen TEM muestra pocas dislocaciones y fallas de apilamiento en dos direcciones identificadas a partir del SAEDP mostrado en b). El eje de zona es  $[113]_{\gamma}$ . c) SAEDP tomado en eje de zona  $[101]_{P23}$  en uno de los precipitados ubicado en el borde de grano. Las dimensiones del precipitado son aproximadamente 170 x 500 nm.

Luego del recocido a 1000 °C (17 L1000 R1000), los granos de austenita aparecen libres de dislocaciones. En la FIG.III.23a se observan tres variantes de SFs y pocos precipitados. Fallas de una única variante aparecen a ambos lados de una macla, en un grano de 38  $\mu\text{m}$ , como se muestra en la FIG.III.23b.

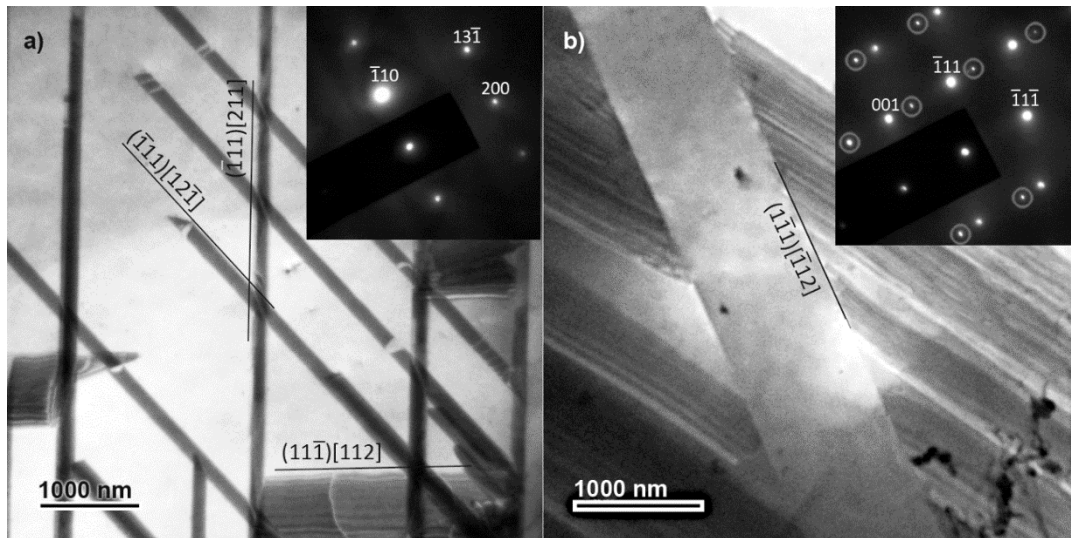


FIG.III.23. La misma aleación que en la FIG.III.22 pero recocida a 1000 °C (17 L1000 R1000). La microestructura tiene pocas dislocaciones, cantidad de SFs y unos pocos precipitados pequeños. a) Las tres variantes de SFs fueron indexadas del SAEDP inserto en la figura. El eje de zona es  $[11\bar{2}]_{\gamma}$ . b) Imagen TEM mostrando SFs limitadas por bordes de maclas. Los spots circulados en el patrón de difracción se deben a las maclas. Eje de zona:  $[011]_{\gamma}$ .

### 3.5.2 Aleación 21Mn

En la FIG.III.24 se muestra una microestructura de granos austeníticos conteniendo fallas de apilamiento y alta densidad de dislocaciones que forman arreglos tipo celdas, para la aleación 21Mn laminada a 650 °C y recocida a 700 °C (21 L650 R700). Las SFs fueron indexadas en dos variantes a partir del SAEDP inserto en la FIG.III.24a.

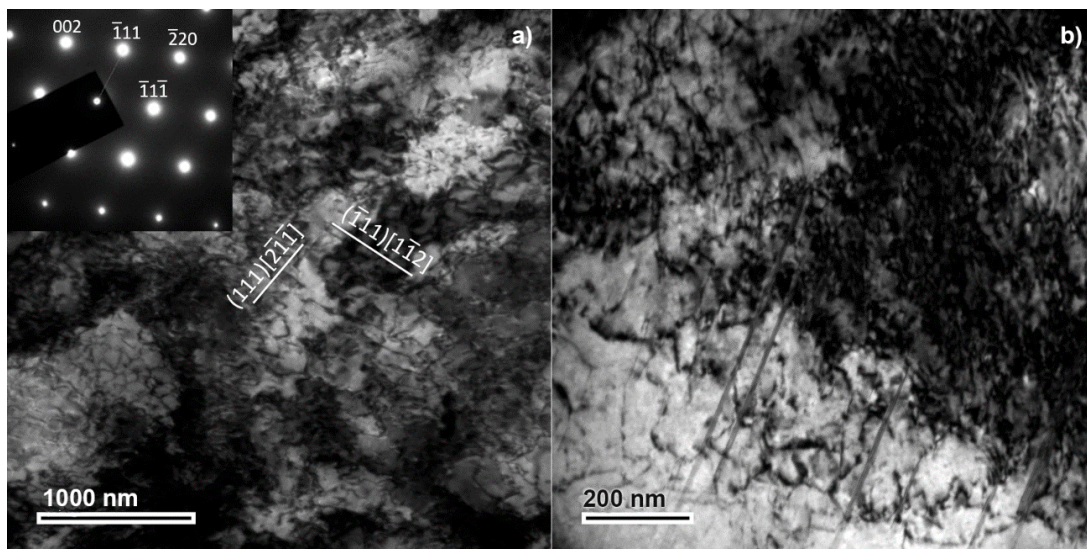


FIG.III.24. Microestructura de la aleación 21Mn laminada a 650 °C y recocida a 700 °C (21 L650 R700). a) La matriz de austenita contiene una alta densidad de dislocaciones formando arreglos y fallas de apilamiento. El inserto corresponde al SAEDP; el eje de zona es  $[110]_{\gamma}$ . b) Imagen de alta magnificación de la misma región.

Después de recocido a 800 °C (21 L650 R800), SFs largas y extendidas parecen ser emitidas de escalones de un borde de grano que aparece en la esquina inferior-izquierda de la FIG.III.25, tal como Meyers y Murr [M78] e Inagaki [I92] mostraron en sus trabajos. Fallas de apilamiento superpuestas se originan en los planos compactos {111}. La imagen también muestra las distorsiones creadas por la interacción entre SFs.

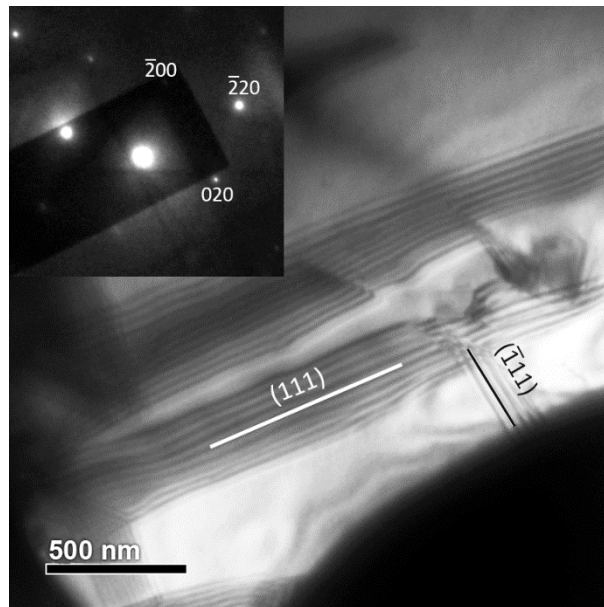


FIG.III.25. La misma aleación que en la FIG.III.24, pero recocida a 800 °C (21 L650 R800). Fallas de apilamiento solapadas fueron emitidas sobre planos compactos (111) y  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$ . La imagen también muestra la interacción entre SFs. Eje de zona próximo a [001] $\gamma$ .

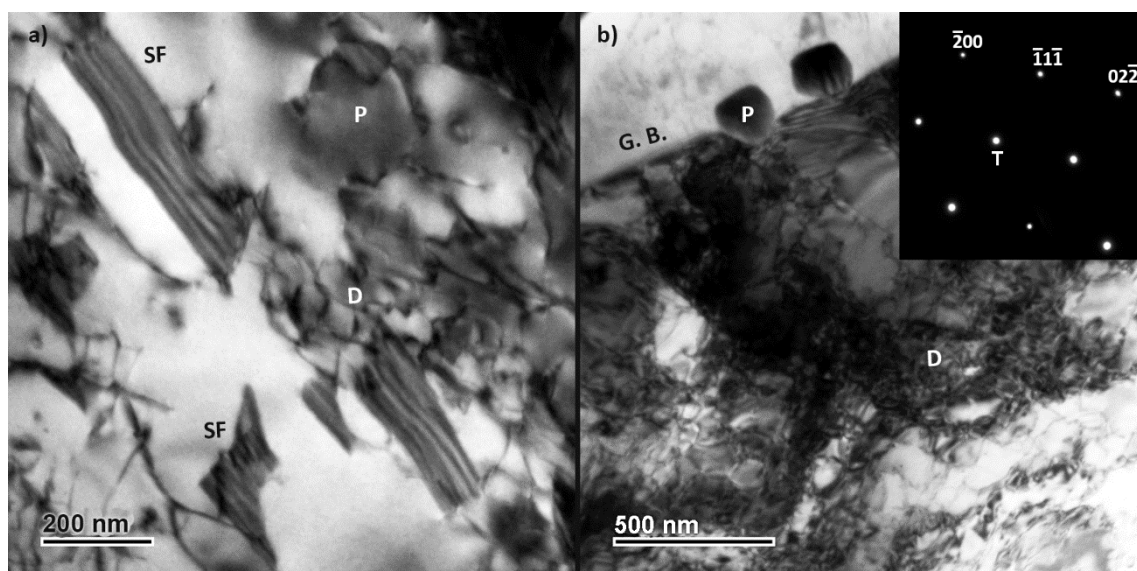


FIG.III.26. Microestructura de la aleación 22Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C (22 L1000 R700). a) fallas de apilamiento, dislocaciones, precipitados y algunas maclas en la matriz austenítica. b) La imagen de menor magnificación muestra alta densidad de dislocaciones cerca de un borde de grano y precipitados ubicados en él. Eje de zona [011] $\gamma$ .

La microestructura de la aleación 21Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C (21 L1000 R700) se observa en la FIG.III.26. Pequeñas cantidades de fallas de apilamiento, dislocaciones, precipitados y algunas maclas, se ven en la matriz de austenita. El contraste de distorsión elástica que aparece rodeando los precipitados muestra que hay alguna coherencia con la matriz [F15]. La imagen de menor magnificación de la FIG.III.26b muestra una alta densidad de dislocaciones cerca del borde de grano (GB) y los precipitados de aproximadamente 150 nm localizados allí.

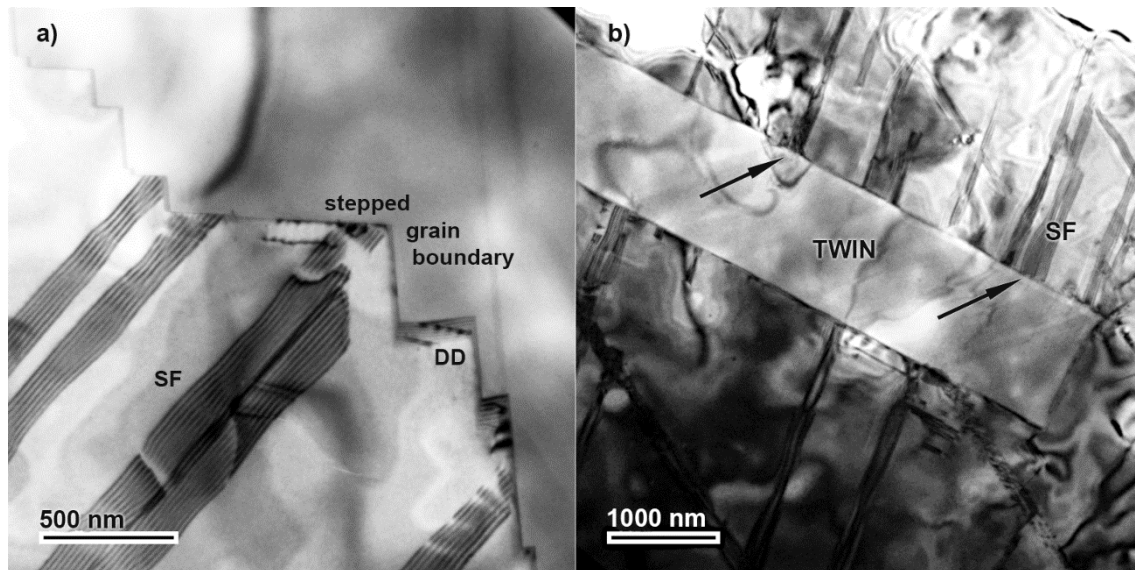


FIG.III.27. La misma aleación que en la FIG.III.26, pero recocida a 800 °C (21 L1000 R800). Fallas de apilamiento, maclas y algunas dislocaciones disociadas (DD) ubicadas en: a) un borde de grano escalonado, y b) una macla.

Luego del recocido a 800 °C (21 L1000 R800), la estructura de la aleación laminada a 1000 °C contiene fallas de apilamiento, maclas y dislocaciones disociadas (DD). Las imágenes de las FIG.III.27a y b, muestran un borde de grano escalonado y una macla de planos paralelos que interrumpen el desarrollo de las SFs, como señalan las flechas negras.

La estructura después del recocido a 1000 °C (21 L1000 R1000) es bastante similar a la de la muestra 21 L1000 R800, excepto por el tamaño de grano. No se observan dislocaciones en la matriz. Las imágenes TEM de baja magnificación de la FIG.III.28 ilustran la interacción entre defectos. La FIG.III.28a muestra fallas de apilamiento nucleando en un borde de grano y dislocaciones disociadas. Unos pocos precipitados se indican con flechas negras. La FIG.III.28b muestra una macla incompleta que obstaculiza el desarrollo de las SFs.

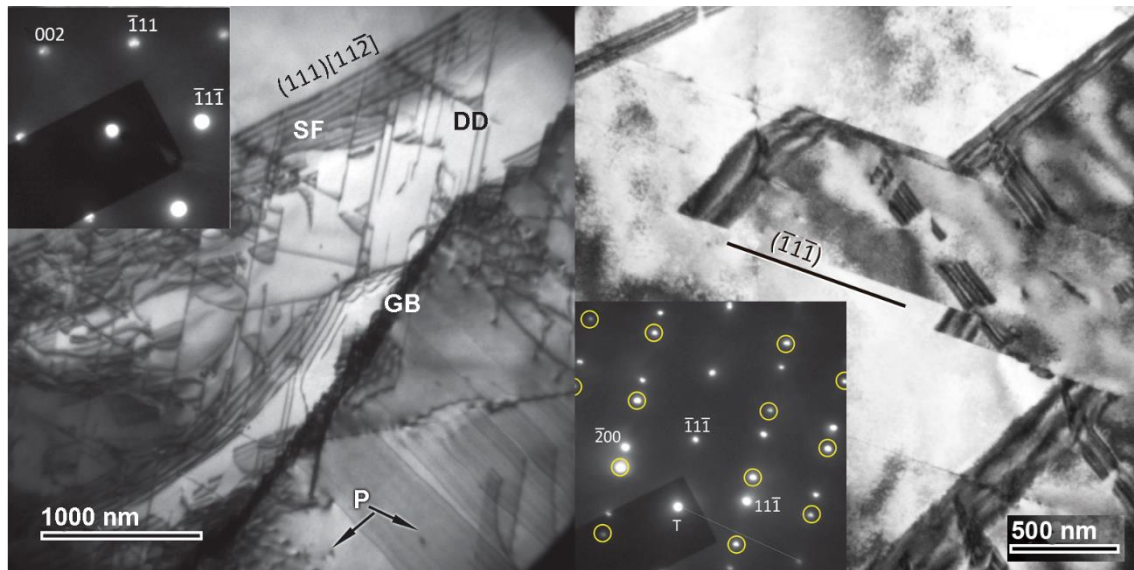


FIG.III.28. La misma aleación que en la FIG.III.27 pero recocida a 1000 °C (**21 L1000 R1000**). No se observan dislocaciones en la matriz. Las imágenes TEM de baja resolución muestran la interacción entre defectos: a) efecto del borde de grano sobre las fallas de apilamiento y las dislocaciones disociadas. Con flechas negras se indican unos pocos precipitados. b) efecto de una macla inhibiendo el desarrollo de SFs. El inserto corresponde a un SAEDP donde las reflexiones circuladas se deben a maclas. Eje de zona  $[001]_{\gamma}$ .

### 3.5.3 Microestructura de muestras traccionadas

También analizamos la estructura luego de traccionar para inducir la transformación martensítica en las muestras que presentaron el mejor comportamiento de MF.

La FIG.III.29 muestra la microestructura de la aleación 17Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C luego de una deformación por tracción del 4% a temperatura ambiente (**17L1000R700t**). Las trazas de dos planos  $\{111\}$  indicadas con letras blancas en la imagen de campo claro de la FIG.III.29a, son paralelas a la dirección  $[011]$ . Se ve un gran número de placas finas en el plano  $(\bar{1}\bar{1}1)$ , y pocas en el plano  $(1\bar{1}\bar{1})$ . Estas placas son de martensita  $\epsilon$ , como lo indican los spots correspondientes a estructura HCP en el inserto de la imagen de campo oscuro de la FIG.III.29b. Esta imagen fue tomada del spot circulado en amarillo  $(01\bar{1}1)$ . Los ejes de zona del patrón de difracción son  $[011]_{\gamma} // [11\bar{2}0]_{\epsilon}$ .

En la FIG.III.30, se presenta la imagen de campo claro de la aleación 21Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C luego de traccionada hasta 4% (muestras **21L1000R700 t**); se observan pocas y delgadas placas de martensita  $\epsilon$  y una gran densidad de dislocaciones y SFs.

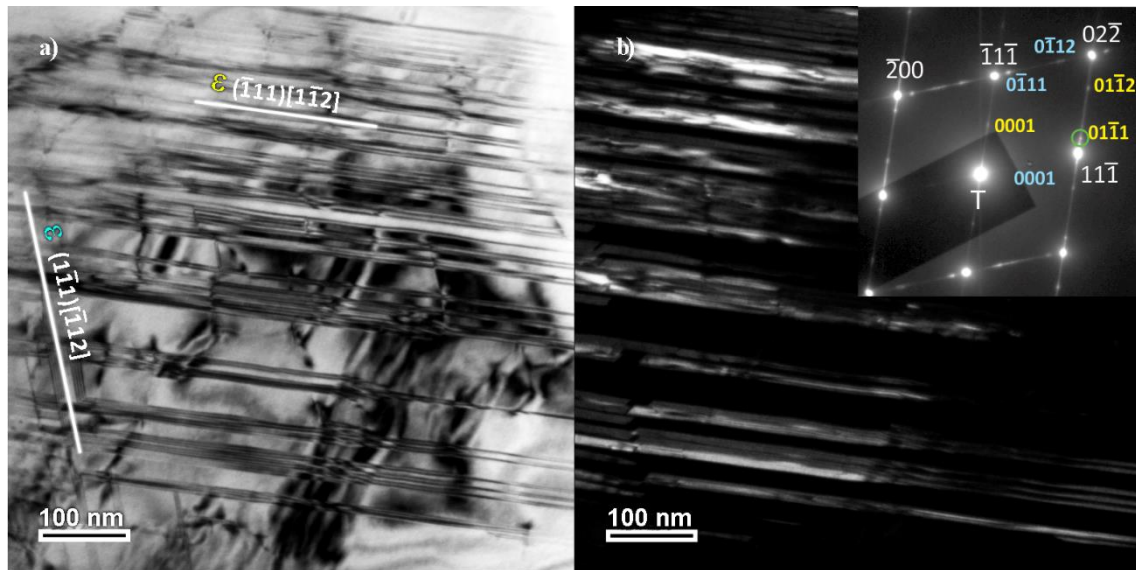


FIG.III.29. Microestructura de la aleación 17Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C luego de 4 % de deformación por tracción a temperatura ambiente, muestra **17 L1000 R700 t**. a) la imagen de campo claro muestra martensita  $\epsilon$  en dos variantes. b) imagen de campo oscuro tomada del spot circulado. Los ejes de zona del patrón de difracción son  $[011]_{\gamma} // [11\bar{2}0]_{\epsilon}$ .

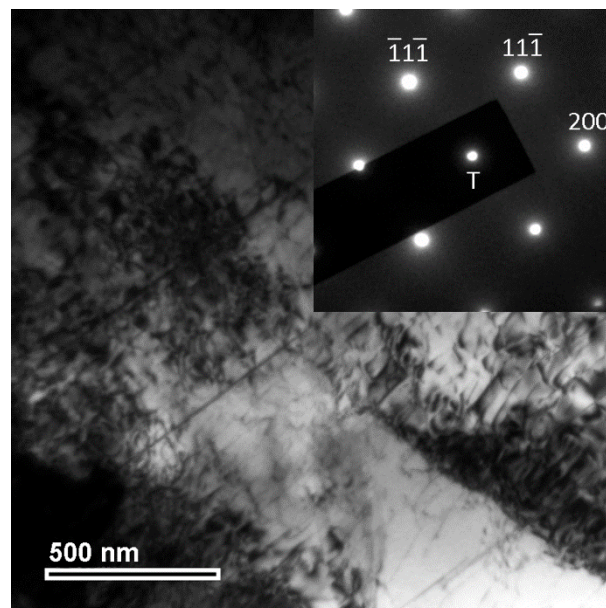


FIG.III.30. Microestructura de la aleación 21Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C, traccionada a 4 % de deformación a temperatura ambiente, muestra **21 L1000 R700 t**. La imagen de campo claro muestra pocas placas de martensita  $\epsilon$  delgadas, alta densidad de dislocaciones y SFs. El eje de zona del patrón de difracción es  $[011]_{\gamma}$ .

### 3.6 DISCUSIÓN

La decisión de producir aleaciones del sistema Fe-Mn-Si-Cr-Ni con más alto contenido de Mn para garantizar la estabilidad de la austenita, y evitar la formación de martensita térmica y de ferrita, fue efectiva, ya que no aparecen estas fases en las microestructuras de las aleaciones 17Mn y 21Mn luego de ser laminadas y recocidas. La disminución de la temperatura  $M_s$  se debe en parte al efecto del contenido de Mn y C, y en otra parte por el incremento de defectos en la estructura cristalina, introducidos durante el procesamiento termomecánico. La fase matriz es principalmente austenítica y la cantidad de precipitado 5:3:2 es mayor en la 17Mn, como muestran la Tabla.III.04 y la FIG.III.14.

Luego de los diferentes tratamientos termomecánicos, las muestras se sometieron a ensayos de memoria de forma; los grados de recuperación de forma (GRF) y tensiones de retransformación ( $\sigma_r$ ) obtenidos se listan en la Tabla.III.01, junto con los valores de las propiedades mecánicas. Las temperaturas características de transformación que lograron ser detectadas, se listan en la Tabla.III.01. Las imágenes de microscopía óptica (MO) y electrónica de transmisión (TEM) de las FIG.III.16 a 18 y FIG.III.19 a 30, respectivamente, revelan las microestructuras que se describieron más arriba. Como se esperaba, los procesamientos aplicados a las aleaciones generan modificaciones microestructurales que afectan su capacidad de recuperación de forma. Dichas modificaciones abarcan: la presencia y densidad de fallas de apilamiento (SFs), la densidad y arreglo de dislocaciones, la existencia de nanomaclas (NTs), la aparición de maclas gruesas, la precipitación de segunda fase, etc. El efecto de dichas características se contrasta con los resultados de los ensayos mecánicos y de memoria de forma en cada caso.

El comportamiento de memoria de forma de la aleación 17Mn es mucho mejor que el de la composición 21Mn, para todos los procesamientos aplicados, siendo los valores de GRF entre un 20 y 35% más altos.

Por ejemplo, los GRF en flexión de las muestras 17L650R700 y 21L650R700 son de 80% y 58% respectivamente. Las características microestructurales indican que la matriz conserva los defectos introducidos en el laminado: arreglo de dislocaciones, fallas de apilamiento y nanomaclas. Evidentemente, la deformación a esta temperatura (650 °C) actúa como “laminado en frío” y no se observan signos de recristalización luego del recocido a 700 °C. Los granos de austenita de la aleación 17Mn están suficientemente endurecidos (69 HRA contra 64 HRA en la muestra 21L650R700) para evitar el deslizamiento de las dislocaciones perfectas, y la densidad de SFs también es mayor que en la aleación 21Mn.

Además, durante el laminado se formaron nanomaclas (NTs) en la muestra 17L650R700 confirmando que la SFE es muy baja (ver Tabla.II.2): la alta densidad de dislocaciones puede ser la fuente de dislocaciones parciales, que son las responsables de la formación de fallas de apilamiento y maclas. Las NTs actuarían como obstáculo para las dislocaciones porque subdividen los granos austeníticos y reducen su camino libre medio, lo que se conoce como “efecto Hall-Petch dinámico”. Debido al tamaño excepcionalmente pequeño (alrededor de 10 nm) y a la alta densidad de las nanomaclas, el movimiento de las dislocaciones es efectivamente obstaculizado [K18]. No obstante, según los valores de recuperación de forma, las nanomaclas parecen no afectar el movimiento directo e inverso de las dislocaciones parciales en el mismo camino cristalográfico.

En cambio, las maclas de aproximadamente 1000-1100 nm de espesor pueden ser un factor en la disminución del EMF [B18, I92, L03]. Las muestras observadas de 21Mn procesadas en todas las condiciones revelan este tipo de maclas gruesas, que impiden el deslizamiento de dislocaciones parciales sobre otros sistemas de deslizamiento no coplanares (FIG.III.23b y FIG.III.28b). De hecho, las muestras 17L1000R1000, 21L650R800, 21L1000R800 y 21L1000R1000, que tienen estructuras muy macladas, presentaron las respuestas de memoria de forma más pobres.

Maclas y martensita  $\varepsilon$  son defectos planares asociados con el solapamiento de fallas de apilamiento. Los escalones en los bordes de grano actúan como fuente de dislocaciones en los materiales de baja energía de falla de apilamiento, en los que las dislocaciones se disocian en parciales conectadas por una falla de apilamiento [M78]. Vemos entonces dos fenómenos relativos a los bordes de grano en las aleaciones ferrosas con memoria de forma: los BG pueden detener el avance de las fallas de apilamiento impidiendo su desarrollo y/o ser fuente de las mismas.

Por otra parte, las muestras recocidas a 800 °C exhiben estructuras recristalizadas con gran disminución en la densidad de dislocaciones y granos más equiaxiales. Estas características se intensifican a medida que se aumenta la temperatura de recocido. Debido al ablandamiento de la matriz, el EMF se ve fuertemente deteriorado. Finalmente, la matriz austenítica de las muestras 17L1000R1000 y 21L1000R1000 es tan blanda que su tensión de fluencia es menor que la tensión necesaria para inducir la transformación martensítica:  $\sigma_f < \sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ . Los valores de recuperación de forma de estas muestras fueron los más bajos entre todas las condiciones ensayadas para cada aleación.

Los patrones de difracción de rayos X realizados sobre las partículas de segunda fase, confirman la presencia del compuesto  $\text{Fe}_5\text{Ni}_3\text{Si}_2$ . El tamaño, distribución y densidad de los

precipitados se describió en la sección 3.4 mediante las imágenes de MO (FIG.III.16). Aunque estas partículas pueden estar presentes en la condición tal cual homogeneizada, durante el recocido a 800 °C se produce una masiva precipitación. Esto es consistente con investigaciones previas que mostraron que el proceso se activa durante recocidos de recuperación entre 600 y 900 °C [F15].

Las partículas de segunda fase pueden ser beneficiosas o perjudiciales para el efecto memoria de forma. Cuando están localizadas en bordes de grano, no lo afectan [P19]. Sin embargo, si están dispersas en la matriz austenítica, pueden subdividir los granos en áreas menores y ser obstáculo para el desarrollo de la martensita. En consecuencia, durante la deformación, las partículas y los campos de tensiones circundantes pueden evitar el impacto de bandas de martensita de diferentes áreas pequeñas [W08]. Esto evita la relajación de tensiones elásticas como resultado del acomodamiento plástico que necesariamente ocurriría en las intersecciones de placas de martensita. Así, la reversibilidad de la martensita inducida por tensión puede mejorarse marcadamente y aumentar el EMF [A18]. Aquí nos preguntamos si acaso podría ser por efecto de esta precipitación que el material 17Mn laminado a 1000 °C mantiene su capacidad de recuperación de forma a temperaturas de recocido superiores (concretamente hasta 850°C de recocido), en comparación al resto de los casos (ver FIG.III.02).

Una SFE baja, condición necesaria para el efecto memoria de forma, también afecta el endurecimiento de la austenita debido a la subdivisión de los granos por arreglos de dislocaciones [H98]. Hemos observado la formación de diferentes microestructuras de dislocaciones en ambos materiales cuando fueron recocidos a temperaturas inferiores a la de recristalización. Estas microestructuras podrían ser otro factor que inhibe la deformación plástica cuando se aplica la tensión para inducir la transformación martensítica  $\gamma \rightarrow \varepsilon$  en las muestras 17Mn, que tienen la SFE más baja.

Además, el material 17Mn, con mayor contenido de Si (6,2% contra 3,7% en la aleación 21Mn) dispone de un mayor endurecimiento por solución sólida de éste en la matriz austenítica. El efecto del silicio es marcado debido a que su tamaño atómico es mucho mayor que el resto de los elementos (Fe-Mn-Cr-Ni presentan tamaños más similares). El contenido de carbono también es mayor (0,09% contra 0,05%), el cual aporta al endurecimiento por solución sólida intersticial.

Los diferentes mecanismos de endurecimiento comentados mejoran la capacidad de la aleación 17Mn para evitar el deslizamiento plástico cuando es sometida a un esfuerzo. Considerando además, la gran cantidad de SFs encontradas en la microestructura de las muestras de 17Mn queda en evidencia la facilidad para deformar por el mecanismo de transformación martensítica en esa aleación. Estas características en conjunto significan que la

diferencia de tensiones  $\Delta\sigma = \sigma_f - \sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$  tendrá un valor adecuado para propiciar el EMF, y dicho valor resulta superior al logrado con la aleación 21Mn. Elevada tensión de fluencia ( $\sigma_f$ ) también son necesaria para alcanzar tensiones de retransformación elevadas, al evitar la deformación plástica durante el desarrollo de tensión.

**El laminado a 1000 °C seguido de recocido a 700 °C es el tratamiento termomecánico que desarrolló las mejores características microestructurales relacionadas con el comportamiento memoria de forma** en estas aleaciones. El análisis de las muestras 17L1000R700t y 21L1000R700t, luego de la deformación para inducir martensita, aclara este punto. Las micrografías de TEM de la primera se muestran en la FIG.III.29. La martensita  $\varepsilon$  creció en dos variantes, pero preferentemente se formó en granos de  $\gamma$  especialmente orientados según la dirección de tracción. El espesor de las placas es menor a 12 nm. La matriz está compuesta por dislocaciones, SFs y precipitados, similar a lo observado en la muestra 17L1000R700, es decir, antes de la deformación.

Por otro lado, luego de la tracción, en la aleación 21Mn laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C se desarrollaron pocas placas de martensita. La densidad de dislocaciones observada es más alta que la presente antes de la deformación. Estas observaciones demuestran la validez del análisis realizado en el apartado 3.1.4 en relación al mecanismo de deformación en esta muestra: la tensión aplicada para inducir la transformación martensítica podría primero (o simultáneamente) activar el deslizamiento y multiplicación de dislocaciones. Por lo tanto, el bajo valor de 52 % en el  $GRF_t$  es consecuencia de deformación permanente, no recuperable.

### 3.7 CONCLUSIONES

En este capítulo estudiamos el comportamiento memoria de forma de las dos aleaciones que preparamos, Fe-16,9Mn-6,2Si-9,3Cr-5,0Ni y Fe-21,2Mn-3,7Si-9,4Cr-4,4Ni<sup>1</sup>, luego de ser sometidas a procesamiento termomecánico de laminado y recocido a diferentes temperaturas. Realizamos ensayos para determinar las propiedades mecánicas convencionales y el GRF en flexión y tracción, a temperatura ambiente. Con mediciones de resistividad y dilatometría determinamos las temperaturas características de transformación. Mediante difracción de rayos X, examinamos la estabilidad y proporción de fases en los distintos tratamientos aplicados, y realizamos cuantificación de fases para dos casos seleccionados. Finalmente investigamos el

---

<sup>1</sup> Composiciones promedio de los diferentes análisis (Tabla II.2), expresadas en % en peso.

efecto que tiene la microestructura -obtenida en cada tratamiento- en las propiedades mecánicas y de memoria de forma.

Con estas composiciones se evitó la presencia de la fase ferrita y de martensita térmica en todas las condiciones de procesamiento. Los ensayos de memoria de forma mostraron que el comportamiento de la aleación 17Mn es mucho mejor que el de 21Mn. **El GRF más alto se alcanzó luego de laminado a 1000 °C seguido de recocido a 700 °C.**

Los análisis realizados permiten concluir que:

- 1) La aleación 17Mn exhibe un EMF muy superior a la 21Mn: entre 20 y 35% más alto, medido a través del *GRF*. A su composición química se asocia una menor energía de falla de apilamiento a la vez que una mayor capacidad de endurecimiento.
- 2) Las muestras recocidas a 700 °C son las que presentaron el mejor comportamiento para cada aleación y temperatura de laminado. En esos casos se encontraron mayores concentraciones de fallas de apilamiento en estructuras sin recrystalizar y con arreglos de dislocaciones.
- 3) Tales características microestructurales resultaron óptimas en el caso de las muestras laminadas a 1000 °C y recocidas a 700 °C de la aleación 17Mn. Luego de ser traccionada se observaron grandes cantidades de placas de martensita  $\epsilon$  de espesor nanométrico, sin alteración del patrón de defectos. En consecuencia, se obtuvieron los valores más elevados de GRF: 88% en flexión y 78% en tracción. Dichos valores son satisfactorios considerando que no fueron necesario tratamientos especiales como el entrenamiento.
- 4) En el caso del material 21Mn laminado a 1000 °C y recocido a 700 °C, luego de la tracción aumentó la densidad de dislocaciones, y se detectaron placas de martensita  $\epsilon$  de espesor nanométrico en cantidades muy inferiores al caso 17L1000R700, lo que concuerda con la cuantificación de fases obtenida por refinamiento de difractogramas de Rx. Esto prueba que la tensión aplicada para inducir la transformación martensítica activó el deslizamiento y multiplicación de las dislocaciones antes o simultáneamente. Por lo tanto, el reducido valor de 52 % en el  $GRF_t$  es consecuencia de deformación permanente no recuperable.
- 5) La máxima tensión desarrollada durante la retransformación restringida, 490 MPa, resulta entre las más altas logradas para este tipo de aleaciones. Se obtuvo para el caso de máximo *GRF* (caso 17L1000R700). Observamos que existe, para la aleación 17Mn, una correspondencia entre las tensiones de retransformación y los *GRF*.
- 6) Los recocidos a temperaturas superiores a los 800 °C recrystalizan la matriz austenítica reduciendo la densidad de dislocaciones con consecuente ablandamiento. El *GRF* se deteriora a

medida que aumenta la temperatura de recocido a partir de dicho valor. Las muestras recocidas a 1000 °C con estructura libre de dislocaciones presentan los peores *GRF*.

7) Las muestras de 17Mn laminadas a 1000°C son una excepción respecto del punto anterior. Si bien también recristalizan y disminuyen su densidad de dislocaciones, el *GRF* se mantiene en valores elevados hasta los 850°C de recocido.

8) Los precipitados  $\text{Fe}_5\text{Ni}_3\text{Si}_2$  “pequeños” y que se encuentren dentro de los granos austeníticos, podrían mejorar la reversibilidad de la martensita inducida por tensión optimizando el EMF. La aleación 17Mn contiene una mayor cantidad de esta fase que la 21Mn.

9) Las nanomaclas de aproximadamente 10 nm endurecen la matriz austenítica e incrementan el *GRF*. Se las observó en la aleación 17Mn laminada a 650 °C y recocida a 700 °C (17L650R700).

10) Las maclas gruesas, de 1000-1100 nm, afectan negativamente la recuperación de forma ya que impiden el movimiento de las dislocaciones parciales (observadas en las muestras: 17L1000R1000, 21L650R800, 21L1000R800, y 21L1000R1000).

### 3.8 REFERENCIAS III

- [A05] ASM Handbook, 9° Edic., Vol.9: Metallography and Microstructures, 2005.
- [A18] A. Arabi-Hashemi, W.J. Lee, C. Leinenbach; *Mater. Des.* 139 (2018), 258–268.
- [B99] A. Baruj; “Transformación martensítica, estabilidad relativa de fases fcc y hcp, efectos del ciclado térmico en aleaciones Fe-Mn-X (X = Co, Si)”, tesis de doctorado, Instituto Balseiro, Comisión Nacional de Energía Atómica, Universidad Nacional de Cuyo, 1999.
- [B18] J.T. Benzing, W.A. Poling, D.T. Pierce, J. Bentley, K.O. Findley, D. Raabe, J.E. Wittig, *Mater. Sci. Eng. A* 711 (2018), 78–92.
- [C16] J. Chen, H. B. Peng, Q. Yang, S. L. Wang, F. Song, H. Y. Wen; *Mat. Sci. and Eng. A* 677 (2016), 133-139.
- [D09] A. V. Druker; “Desarrollo de texturas y tratamientos termomecánicos en aleaciones Fe-Mn-Si”, Tesis de doctorado, Facultad de Cs. Exactas Ing. y Agrim., Universidad Nacional de Rosario, 2009.
- [D14] A. V. Druker, A. Perotti, I. Esquivel, and J. Malarría; *Mat. and Des.* 56 (2014), 878-888.

- [F15] V. Fuster, A.V. Druker, A. Baruj, J. Malarría, R. Bolmaro, *Mater. Charact.* 109 (2015), 128–137.
- [G94] Q. Gu, J. Van Humbeeck, L. Delaey; *Journal de Physique IV*, C3 (1994), 135-144.
- [H98] D. Hughes, and A. Godfrey, “Dislocation structures formed during hot and cold working”. Conference: Hot Deformation of Aluminium Alloys II, Rosemont, IL (US), SAND98-8490C, 1998.
- [I92] H. Inagaki; *Z. Metall.* 83 (1992), 90-96.
- [K17] Y. S. Kim, S. H. Han, E. S. Choi, W. J. Kim; *Mat. Sci. and Eng. A* 701 (2017), 285-288.
- [K18] P. Kürsteiner, C. Commenda, E. Arenholz, L. Samek, D. Stifter , H. Groiss; *Materialia* 1 (2018), 70–77.
- [L99] H. Li, D. Dunne, N. Kennon; *Mat. Sci. Eng. A* 273-275 (1999), 517-523.
- [L03] D.Z. Liu, S. Kajiwara, T. Kikuchi, N. Shinya; *Philos. Mag.* 83 (2003), 2875-2897.
- [L12] C. Leinenbach, H. Kramer, C. Bernhard, and D. Eifler; *Adv. Eng. Mat.* 14 (2012), 62-67.
- [L14] P. M. La Roca; “Propiedades estructurales y funciones de láminas y chapas de aleaciones con memoria de forma producidas por técnicas avanzadas”, Facultad de Cs. Exactas Ing. y Agrim., Universidad Nacional de Rosario, 2014.
- [L15] W. J. Lee, B. Weber, C. Leinenbach; *Con. Build. Mat.* 95 (2015), 600-610.
- [M78] M. Meyer and L. Murr, *Acta Metal* 26-6 (1978), 951-962.
- [M03] B. Maji, M. Krishnan; *Scr. Mater.* 48 (2003), 71-78.
- [O90] H. Otsuka, H. Yamada, T. Maruyama, H. Tanahashi, S. Matsuda, and M. Murakami; *ISIJ Int.* 30 (1990), 674–679.
- [O92] H. Otsuka; *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 246 (1992), 309-320.
- [P16] H. Peng, G. X. Wang, Y. Y. Du, S. L. Wang, J. Chen, Y. H. Wen; *Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 47 (2016), 1-7.
- [P19] H. Peng, L. Yong, S. Wang, Y. Wen; *Metall. Mater. Transac. A* (2019).
- [S06] N. Stanford and D.P. Dunne; *ISIJ International* 46 (2006), 1703-1711.
- [W05] H. Y. Wen, N. Li, and L. R. Xiong; *Mat. Sci and Eng. A* 407 (2005), 31-35.

- [W08] Y.H. Wen, L.R. Xiong, N. Li, W. Zhang; *Mater. Sci. Eng. A* 474 (2008), 60-63.
- [W11] C.P. Wang, H.Y. Wen, H. B. Peng, D. Q. Xu, N. Li; *Mat. Sci and Eng. A* 528 (2011), 1125-1130.
- [W14] Y.H. Wen, H.B. Peng, D. Raabe, I. Gutierrez-Urrutia, J. Chen, Y.Y. Du; *Nat. Commun.* 5 (2014), 4964.
- [W16] G. Wang, H. Peng, P. Sun, S. Wang, Y. Wen; *Mat. Sci and Eng. A* 657 (2016), 339-346.
- [Y12] H. S. Yang, J. H. Jang, H. K. D. H. Bhadeshia, D. W. Suh; *CALPHAD* 36 (2012), 16-22.

## **CAP 4 – PRODUCCIÓN DE ACOPLER SIN COSTURA. DISEÑO Y FABRICACIÓN DEL EQUIPAMIENTO.**

---

En este capítulo exponemos el trabajo realizado en torno a la fabricación de tubos sin costura y sus fundamentos. El trabajo se centró en el **desarrollo de un método específico de conformado y los dispositivos necesarios**, teniendo en cuenta las principales dificultades tanto experimentales como tecnológicas: disponibilidad de material, disponibilidad de equipos, elevada resistencia de la aleación, etc. La decisión de trabajar sólo con el material 17Mn se tomó luego de la evaluación de las propiedades de MF de ambas aleaciones producidas, tal como vimos en el capítulo anterior.

La metodología empleada parte del análisis de antecedentes, o sea, los métodos convencionales para el conformado de piezas tubulares sin costura. Seleccionamos el método que mejor se adapta a las características del caso en estudio, y a continuación realizamos una propuesta que incluye la fabricación y prueba del prototipo. En base a los resultados de su aplicación y los problemas encontrados, trabajamos sobre un rediseño del sistema. La implementación del método y dispositivos así desarrollados nos permitió arribar a un resultado satisfactorio: la **producción de tubos sin costura aptos para la fabricación de acoples con memoria de forma**.

Una de las mayores complicaciones en este desarrollo fue la carencia del equipamiento de potencia necesario para este tipo de operación (conformado de volumen en caliente: forjado, embutido, punzonado, etc.). La adquisición de un equipo adecuado, o sea una prensa de capacidad suficiente, tuvo como dificultad principal su elevado costo y una disponibilidad económica acotada. Una vez adquirido el equipo, realizamos su instrumentación y adecuación a los fines experimentales de esta tesis (a la vez que previendo una utilización amplia y versátil del equipo como máquina de ensayos). Este trabajo de adecuación se expone en el Anexo A1.

El capítulo también incluye, en el apartado 4.2.1, un cálculo de precisión de las dimensiones de fabricación del acople considerando las condiciones de montaje y de apriete en servicio luego de la retransformación.

En el apartado 4.4.3 se expone un cálculo aproximado de las cargas desarrolladas durante el proceso de conformado. Utilizamos estos resultados para optimizar el diseño del dispositivo y el método. EL cálculo completo, incluyendo la deducción de las fórmulas empleadas, se detalla en el Anexo A2.

## 4.1 MÉTODOS INDUSTRIALES PARA LA FABRICACIÓN DE TUBOS SIN COSTURA

### 4.1.1 Proceso Mannesmann

El método más usual y económico de producción de tubos sin costura de acero (y de cobre) es el proceso Mannesmann [D61]. En este proceso, una barra maciza de acero a alta temperatura es sometida a la acción combinada de un par de rodillos inclinados (FIG.IV.1) y un mandril de punzonar que genera el agujero en el centro de la misma. Los rodillos le imprimen una carga de compresión a la superficie de la barra, a la vez que le proporcionan una rotación (debido a la inclinación en que están dispuestos). Como resultado se generan tensiones de tracción en el centro de la barra, las que eventualmente inician una fractura [G09], lo que facilita al mandril la tarea de apertura del agujero.

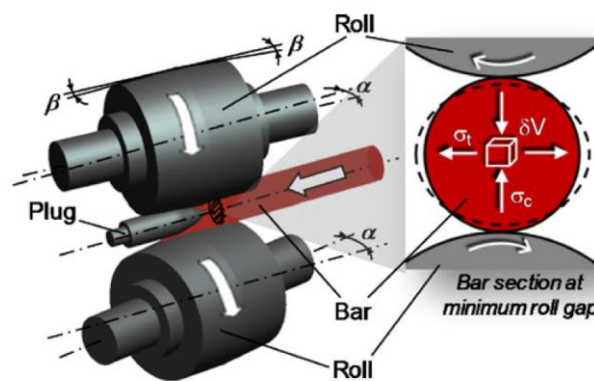


FIG.IV.1 Disposición esquemática de rodillos, mandril y barra en trabajo en el proceso Mannesmann. Se incluye un diagrama de tensiones internas que facilitan la apertura de la cavidad [G09].

Luego del proceso Mannesmann, el tubo (con longitud que va de 6 a 12 m) se lamina en trenes consecutivos para lograr los diámetros y espesores de pared finales, y la calidad dimensional requerida. A su vez, el material base para el proceso son barras de acero provenientes de una laminación previa de palanquillas, por ejemplo, de colada continua. De modo tal que el proceso Mannesmann queda asociado a toda la línea de producción de tipo “continua” o de laminación, donde los bajos costos se logran gracias a grandes lotes de producto y en instalaciones de gran escala.

Ese modo de producción resulta, por lo pronto, inadecuado a la demanda (relativamente baja) de acoples con memoria de forma. Particularmente, está fuera del alcance de esta tesis tanto en la envergadura de las instalaciones como en la disponibilidad de material que se requiere hasta poner a punto el sistema.

A continuación, se comentan algunos de los procesos de fabricación de tubos sin costura y piezas perforadas por métodos que permiten volúmenes de material más reducidos (procesos semi-continuos o producción discreta) y por tanto más adecuados al caso que nos ocupa.

#### 4.1.2 Conformado de piezas huecas y tubulares

Entre los diferentes métodos de fabricación de tubos o piezas perforadas o huecas, nos interesan aquellos que parten de un *bloque* de material sólido (*billet*), acorde a la geometría de los lingotes cilíndricos. Se pueden clasificar como métodos particulares de forja y/o extrusión, o bien de forma más general, como conformado de volumen (*bulk or solid metal forming*), diferenciando de los procesos de conformado en chapa (*sheet metal forming*). En general los términos “conformado” (*metal-forming*) o “trabajado” (*metal-working*) se emplean para hacer referencia de forma genérica a procesos de cambio de forma sin maquinado.

##### 4.1.2.1 Punzonado y extrusión inversa

La operación que podría considerarse más sencilla para generar una perforación sobre un material sólido, es el punzonado. Consiste en hacer penetrar una herramienta cilíndrica (punzón) dentro del volumen de trabajo, el que se encuentra contenido dentro de una matriz (FIG.IV.2).

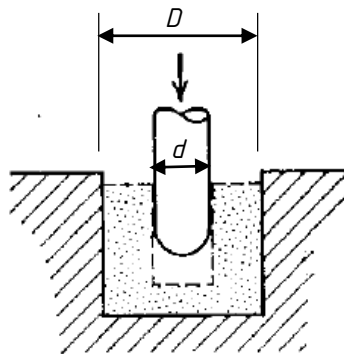


FIG.IV.2 Esquema de una operación de punzonado [D61].

El volumen de material ocupado por el punzón debe fluir hacia otro sector: hacia donde encuentre libertad para hacerlo dadas las restricciones impuestas por la matriz. La cantidad de material que debe fluir, y por tanto el grado de deformación promedio aplicado, dependerá de la relación  $r$  entre el diámetro del punzón  $d$  y el diámetro exterior del material en bruto  $D$ . A mayor tamaño de punzón se obtendrá mayor cambio dimensional, a la vez que la operación se dificulta debido a los efectos de borde y al endurecimiento del material por deformación.

$$r = \frac{d}{D} \quad \text{Ec. IV. 1}$$

Por otro lado, una operación de extrusión se define como el proceso en el cual un bloque de material se reduce en sección forzándolo a fluir a través de un orificio o superficie libre, por medio de presiones elevadas [G10]. Tales presiones se logran por la acción de un émbolo que empuja al material dentro de un espacio confinado con única vía de escape el mencionado orificio. La extrusión puede ser *directa* si la dirección en que el material fluye y gana longitud es la misma en que se aplica la carga, o bien *indirecta* (o *inversa*) cuando el material fluye en dirección opuesta a la aplicación de la carga, tal como sucede en el caso de un punzonado. La operación se dificulta cuanto mayor sea la reducción de sección impartida. Dicha reducción se suele caracterizar por medio de diferentes parámetros geométricos, como la relación de diámetros  $r$  (Ec.IV.1), la relación de áreas o relación de extrusión  $R$  (Ec.IV.2), o el grado de reducción porcentual  $GR(\%)$  (Ec.IV.3).

$$R = \frac{A_i}{A_f} \quad \text{Ec. IV. 2}$$

$$GR(\%) = \frac{A_i - A_f}{A_i} \cdot 100 \quad \text{Ec. IV. 3}$$

Comaneci *et al.* [C15] analizan el modo de deformación en función de la relación de diámetros  $r$ . Establecen una relación crítica en  $r = 0,3$  por debajo y por encima de la cual el flujo de material y la deformación del tocho toman características particulares.

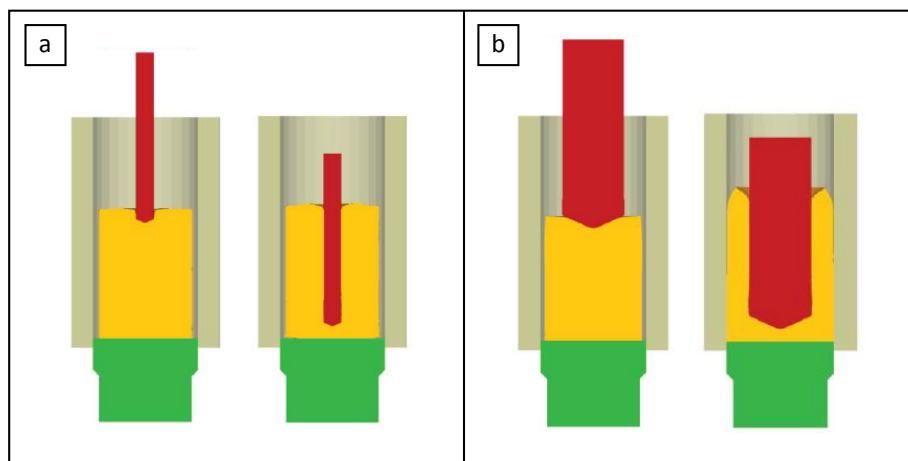


FIG.IV.3 a) Perforado:  $r < 0,3$  b) extrusión:  $r > 0,3$ . [C15].

En la FIG.IV.3a, la pieza de trabajo se deforma levemente en la superficie cuando el punzón entra en contacto, luego la operación prosigue en estado estacionario hasta que se alcanza la profundidad máxima. Como resultado se produce el agujero central con poca

deformación geométrica de la pieza. Esta situación, que se clasifica como *perforado (piercing)*, es válida hasta un valor de  $r = 0,3$ .

En cambio, cuando la relación de diámetros es mayor al valor crítico (FIG.IV.3b), sucede que la deformación en la superficie es mayor y se da un aplastamiento de todo el bloque o tocho en la medida que la punta del punzón es forzada a penetrar el material. El aplastamiento y ensanchamiento del bloque prosigue hasta que entra en contacto y queda aprisionado por las paredes de la matriz (considerando un diámetro inicial del bloque menor que el diámetro de la matriz). Este aplastamiento y ensanchamiento es lo que se conoce como *recalcado o forja libre (upsetting)*. Luego de esta etapa, la deformación puede proseguir sólo si el material en el frente de la cabeza del punzón logra fluir hacia la superficie libre, aumentando el largo del cuello perforado. En tales condiciones el flujo de material es de tipo *extrusión inversa*, y prosigue - mientras se aplique la carga suficiente- hasta alcanzar la profundidad máxima. La pieza así obtenida es de longitud mayor a la inicial, y conserva gran deformación.

La etapa de forja libre puede no estar incluida en el proceso de conformado (para ello el diámetro inicial del bloque es el mismo, o levemente inferior, al del contenedor) de modo que la operación sea 100% de extrusión. La extrusión indirecta de copas y tubos (*Backward tube extrusion*) está bien clasificada en la bibliografía [A05b, D61, G10, H07, L94, S98] tal como se muestra en la FIG.IV.4a. Se puede notar que el punzón tiene un diámetro máximo en la cabeza, que determina el diámetro de la pieza extruida, y luego todo el vástago es de menor diámetro para evitar el contacto con el material que fluye, para reducir la fricción total. Además, el diseño planteado permite el corte de la base de la copa extruida por acción del mismo punzón al finalizar la carrera de extrusión. Para esto, el soporte "d", denominado también *contrapunzón*, debe ser retráctil, permitiendo el corte o troquelado del disco remanente en la base (FIG. IV.4b).

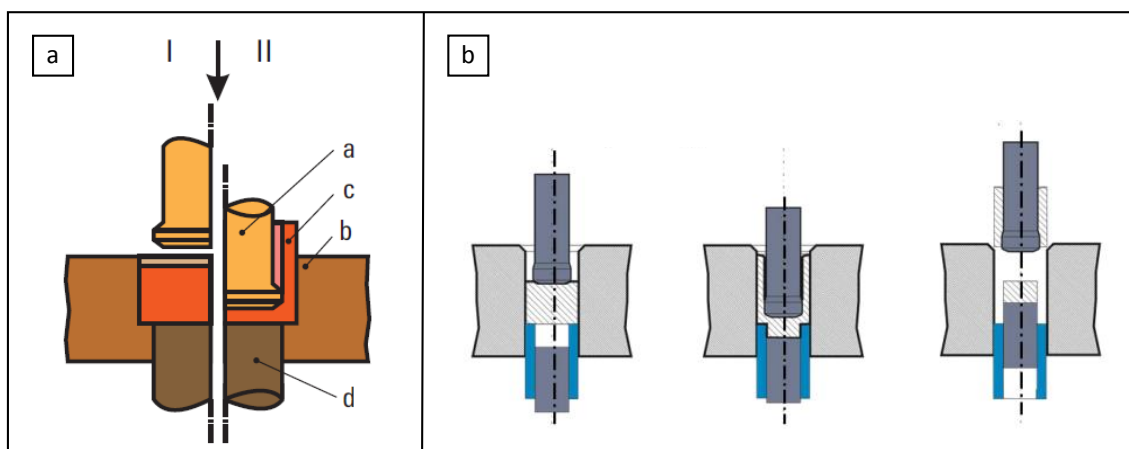


FIG.IV.4. a) Esquema de partes y operación de extrusión indirecta, a- Punzón b- matriz de extrusión c- pieza extruida, d- soporte retráctil [S98]. b) Sistema combinado de extrusión indirecta y troquelado de base, con contrapunzón retráctil [H16].

#### 4.1.2.2 Extrusión directa de tubos (*forward tube extrusion*)

Continuando con los sistemas de extrusión, la de tipo directa de tubos se realiza según la disposición presentada en la FIG.IV.5. Para esta operación, el émbolo que usualmente se emplea en los sistemas de extrusión simple se combina con un punzón para el perforado del material. Ambas partes pueden tener movimientos independientes (FIG.IV.5 a y b) o estar fijadas una a la otra con movimiento único (FIG.IV.5 c). En primer lugar, se produce el perforado del material por acción del punzón. Luego el émbolo presiona todo el volumen de material forzándolo a atravesar el orificio calibrado de salida, reduciendo el diámetro exterior a la medida final. En ese punto se concentra la mayor parte de la deformación del proceso. Por este motivo, el punzón se mantiene en la zona de reducción evitando el colapso del diámetro interior ya generado.

En el sistema de la FIG.IV.5a y b, se puede notar la marcada reducción de sección lograda. Esto será válido para materiales blandos, como el aluminio. Tal reducción genera además gran alargamiento del material, motivo por el cual la disposición es en general horizontal (el producto se sostiene sobre rodillos facilitando su extracción).

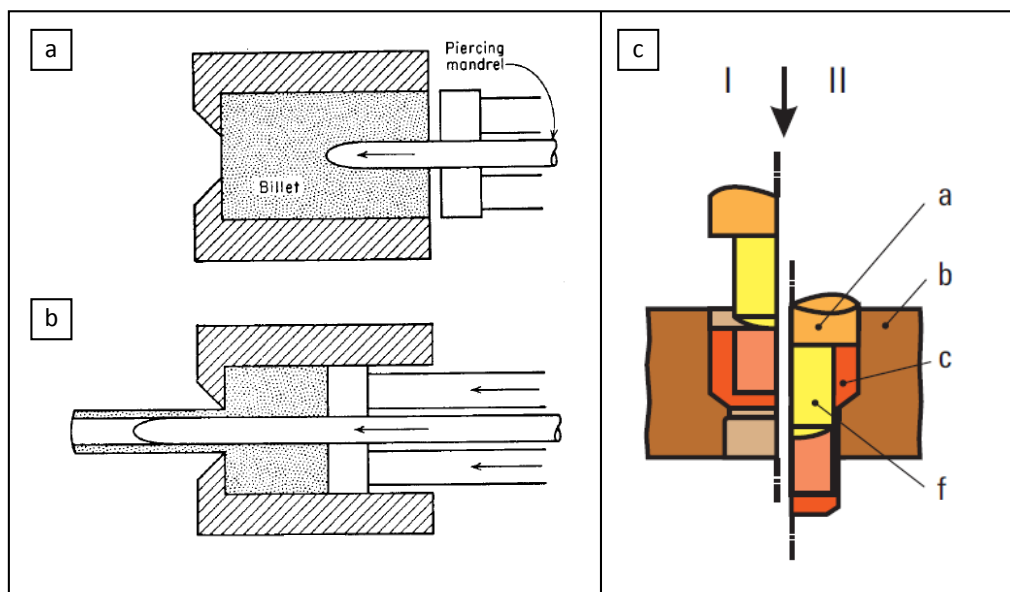


FIG.IV.5 a) perforado (*piercing*) y b) posterior extrusión directa del tubo [D61]. c) Extrusión directa de tubo o copa: se puede generar primero el perforado, o bien partir de una preforma hueca. Luego la parte de mayor diámetro del punzón impulsa el material a la zona de deformación para reducir el espesor de pared y alargar el producto [S98].

Cuando el producto generado es de corta o media longitud, la disposición más práctica es con eje de trabajo vertical, tal como en el caso de la FIG.IV.5c. Puede verse además, que el material ya está perforado (ya tiene una preforma tipo copa) antes de comenzar la operación, la cual puede haber sido conformada en una etapa previa. El conformado en varias etapas o

pasos (*multi-step forging*) se utiliza usualmente cuando se debe aplicar un grado de deformación elevado (o para materiales duros) a fin de repartir la deformación total en deformaciones menos severas por cada paso [D61].

En la bibliografía tradicional de trabajado mecánico (ya citada), se expone cualitativamente una diferencia entre la extrusión directa e inversa basada en la magnitud de las cargas friccionales desarrolladas en uno y otro caso, tal como se representa en la FIG.IV.6. Durante la primera parte del proceso, la carga aumenta elásticamente hasta que se alcanza la fluencia. Cuando se alcanza el estado estacionario de deformación, la carga externa debe vencer, además de la resistencia del material, la resistencia por fricción entre el tocho y las paredes del contenedor y la matriz. En el caso de la extrusión directa, todo el bloque se desplaza a la velocidad del émbolo, y con movimiento relativo a las paredes del contenedor, por lo cual las cargas de fricción tienen un valor máximo elevado; luego desciende en la medida que se reduce la cantidad de material no extruido. En cambio, en el caso de extrusión inversa, el bloque se mantiene fijo a la matriz, y sólo tiene movimiento relativo el cuello anular extruido, el que además, se encuentra fuera de la zona de compresión. De esta manera las cargas friccionales son significativamente menores resultando en menor consumo de potencia para la operación.

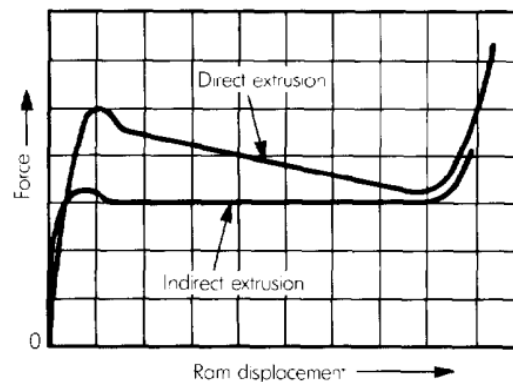


FIG.IV.6 Diagrama comparativo de la presión de extrusión requerida para una operación en sentido directo o inverso, a iguales valores dimensionales [W84]. La diferencia registrada se debe al papel de las cargas friccionales.

## 4.2 DIMENSIONAMIENTO DEL PRODUCTO A FABRICAR

El objetivo central del trabajo abordado en este capítulo es el diseño y desarrollo de un sistema de producción de acoples con memoria de forma sin costura; por medio del conformado de tubos partiendo de bloques sólidos, cortados de los lingotes fundidos (y homogeneizados) de aleación 17Mn. El primer paso para el diseño del sistema es definir el rango dimensional del

producto. **Decidimos fabricar acoples para la unión de ejes (o tuberías) de diámetro nominal 21 mm**, considerando que previamente habíamos fabricado acoples con costura para esa dimensión de eje [D14]. La dimensión de fabricación del acople debe ser menor a la del elemento a unir (tal como explicamos por medio de la FIG.I.17). En el próximo apartado calculamos en detalle la dimensión de fabricación en función del GRF diametral previsto (dicho valor se obtiene de mediciones experimentales, capítulo V) y otras variables de diseño, **determinando que el diámetro interior de fabricación (del acople) debe ser de 20,5 mm. Definimos fabricarlos de 1 mm de espesor de pared**, para facilitar el proceso de expansión diametral y a su vez posibilitar la comparación con los fabricados previamente.

Debido a que resulta sumamente complicado alcanzar un espesor de pared tan reducido en una sola operación de conformado, decidimos que la fabricación de los acoples constará, en primer término, de la producción de un tubo conformado que se aproxime a las dimensiones finales del acople, o sea una *preforma*, cuyas dimensiones se definen en la FIG.IV.7. Para alcanzar la dimensión final del acople, se debe aplicar una segunda operación sobre dicha preforma, pudiendo ser: laminado o estirado de tubos, conformado, o maquinado. **En este trabajo decidimos aplicar un torneado como operación de dimensionamiento final.** Si bien significa pérdida de material y de eficiencia productiva, las demás operaciones exceden las posibilidades y tiempos de esta tesis.

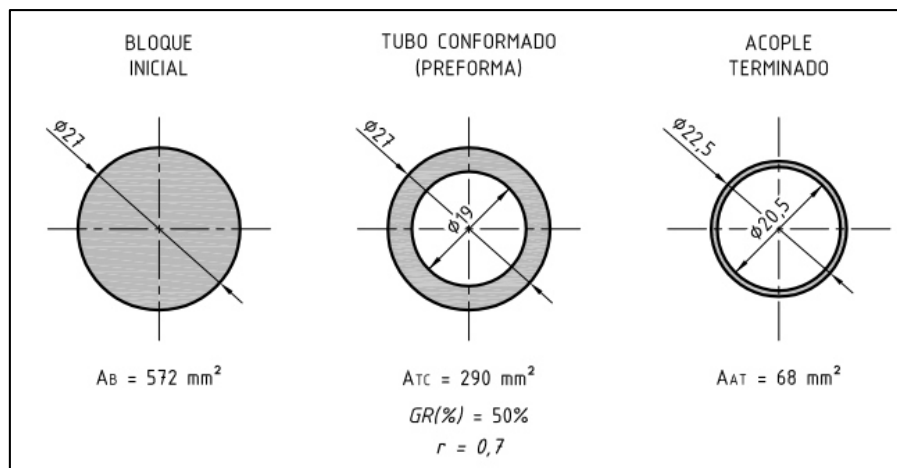


FIG.IV.7 Dimensión del bloque de material a ser procesado, dimensiones del producto conformado o preforma (tubo sin costura) y dimensiones del acople terminado. Todas las dimensiones a 20 °C. Se incluyen los valores del área de sección en cada caso y el grado de reducción porcentual según la Ec.IV.3:  $GR(\%) = \frac{A_B - A_{TC}}{A_B} \cdot 100$ .

#### 4.2.1 Dimensionamiento del Acople (para unión de ejes de 21 mm)

Para determinar la dimensión de fabricación se deben tener en cuenta: el diámetro nominal del tubo o eje a unir, el grado de expansión a aplicar ( $\varepsilon_a$ ) con correspondiente

deformación remanente ( $\varepsilon_r$ ), el grado de recuperación de forma diametral ( $GRF_d$ ) esperado, y una estimación del apriete que se desea lograr entre las partes. Este último, puede ser expresado en términos de la interferencia geométrica.

Como primer paso se debe conocer el valor máximo y mínimo posible del elemento a unir (o sea, valor nominal y tolerancia dimensional). En nuestro caso hemos decidido fabricar acoples para la unión de ejes (o eventualmente tubos) de diámetro nominal 21 mm. Tales ejes pueden estar concebidos como barras trefiladas o laminadas. Las barras se fabrican con tolerancia de *eje base* o *eje único*, lo que significa que el valor máximo posible coincide con el valor nominal, y todo el rango de tolerancia contempla menores diámetros de eje (posición de tolerancia “h”). En la Tabla IV.1 se incluyen las tolerancias informadas en las hojas de producto de la empresa ACINDAR.

Tabla IV.1 Rango de tolerancia para los materiales usuales en la fabricación de ejes.

Procesamiento	Categoría de tolerancia	Rango de tolerancia para $\phi_n$ 21 mm
Trefilado	h11	+0 - 0,130
Laminado en caliente	h12	+0 - 0,210

La primera condición que debe cumplir el dimensionamiento del acople es la condición de montaje libre sobre el/los ejes a unir, en su estado expandido. Para plantear tal condición recurrimos a las recomendaciones de ajustes preferidos de la norma ISO 286-1:2010 [110]. Para ajustes bastos con juego y montaje libre en el sistema de *eje único* se recomiendan las categorías: C11h11, D9h9, F8h7, y las sucesivas con disminución de juego mínimo y tolerancias más ajustadas. C11h11 representa el ajuste más holgado recomendado. En nuestro caso, las tolerancias a cubrir son más bastas (h11 y h12) por tanto usaremos los juegos recomendados como referencia para plantear la condición de montaje en vistas del juego mínimo logrado.

Seleccionamos los ajustes F11h11 y F11h12 que implican un juego mínimo de 0,020 mm, lo que consideramos suficiente para un montaje sin dificultades, teniendo en cuenta que la probabilidad de ese juego mínimo es baja, y que en general, será superior. Por otro lado, el juego no debe ser excesivo ya que reduce la eficiencia del ajuste por retransformación. La dimensión expandida del acople entonces resulta:

$$\phi_{exp} = \phi_{21F11} = \phi_{21_{+0,020}^{+0,150}} \text{ mm}$$

Tabla IV.2 Sistema de ajuste en condición de montaje y rango de juegos correspondientes.

	Ajuste en condición de montaje	Juego mínimo (mm)	Juego máximo (mm)
Sobre eje trefilado	Ø21 F11 h11	0,020	0,280
Sobre eje laminado	Ø21 F11 h12	0,020	0,360

A partir de la dimensión expandida del acople ( $\Phi_{exp}$ ) calculamos su dimensión de fabricación, adoptando una deformación remanente en la expansión diametral:  $\epsilon_r = 3 \pm 0,2 \%$ .

El diámetro expandido máximo se producirá cuando se aplique el grado de expansión máxima al diámetro de fabricación máximo.

$$\Phi_{exp \text{ máx}} = \Phi_{fab \text{ máx}} (1 + \epsilon_r \text{ máx})$$

$$\Phi_{fab \text{ máx}} = \frac{\Phi_{exp \text{ máx}}}{1 + \epsilon_r \text{ máx}} = \frac{21,150}{1,032} = 20,494 \text{ mm}$$

De la misma manera,

$$\Phi_{fab \text{ mín}} = \frac{\Phi_{exp \text{ mín}}}{1 + \epsilon_r \text{ mín}} = \frac{21,020}{1,028} = 20,447 \text{ mm}$$

Por lo tanto, la dimensión de fabricación resulta:

$$\Phi_{fab} = 20,4^{+0,094}_{+0,047} \text{ mm}$$

La dimensión obtenida para el diámetro de fabricación corresponde a  $\phi 21,4 \text{ E9}$ . El grado de tolerancia IT9 es perfectamente logrado por la operación de torneado [O04], que aplicamos en la fase final de la fabricación.

La siguiente condición de análisis es la interferencia alcanzada luego de la retransformación, condición que determina la operación en servicio del acople. Analizamos la retransformación en condición libre (sin restricción) mediante los valores medidos de  $GRF_d$  con su error asociado (ver Capítulo V, apartado 5.1.2):

$$GRF_d = 74 \pm 4 \%$$

$$\Phi_{ret \text{ máx}} = \Phi_{exp \text{ máx}} - GRF_d \text{ mín} (\Phi_{exp \text{ máx}} - \Phi_{fab \text{ máx}})$$

$$\Phi_{ret \text{ mín}} = \Phi_{exp \text{ mín}} - GRF_d \text{ máx} (\Phi_{exp \text{ mín}} - \Phi_{fab \text{ mín}})$$

Reemplazando los valores se obtiene:

$$\Phi_{ret \text{ máx}} = 20,690 \text{ mm}$$

$$\phi_{ret\ min} = 20,573\ mm$$

La interferencia máxima y mínima alcanzada en tales condiciones resulta:

$$I_{m\acute{a}x} = \phi_{eje\ m\acute{a}x} - \phi_{ret\ m\acute{i}n} = 21,000 - 20,573 = 0,427\ mm$$

Este valor de interferencia máximo es el mismo tanto para eje trefilado como para el eje laminado, ya que la dimensión superior es igual (e igual a la medida nominal, como expresa la Tabla IV.1). Respecto de la interferencia mínima dependerá de cada material:

$$I_{m\acute{i}n} = \phi_{eje\ m\acute{i}n} - \phi_{ret\ m\acute{a}x}$$

$$I_{m\acute{i}n}(trefilado) = 20,870 - 20,690 = 0,180\ mm$$

$$I_{m\acute{i}n}(laminado) = 20,790 - 20,690 = 0,100\ mm$$

Tabla IV.3. Rango de interferencia alcanzado por el sistema de ajuste por retransformación. Se incluye el sistema de ajuste equivalente en la norma ISO.

	<i>Ajuste en condición retransformado</i>	<i>Interferencia mínima (mm)</i>	<i>Interferencia máxima (mm)</i>
Sobre eje trefilado		0,180	0,427
Sobre eje laminado		0,100	0,427
según norma ISO	Ø21 ZC12 h11	0,050	0,398
	Ø21 ZC12 h12	-0,022 (juego)	0,398

El nivel de ajuste que supone tales interferencias es extremadamente alto en relación a los ajustes mecánicos sugeridos por la norma. Resulta dificultoso expresar el ajuste entre el eje y el acople retransformado según las categorías contempladas en ella. En las filas inferiores de la Tabla IV.3 se muestran los sistemas posibles según norma “más parecidos” a los ajustes que se lograrían con el acople con memoria de forma. Para esto se utiliza la categoría ZC, que es la más alejada de la medida nominal, y se puede ver que, aun así, la interferencia es inferior a la lograda por el acople retransformado.

Esta dificultad es lógica en tanto resulta casi imposible montar dos piezas con tal nivel de interferencia cuando se trata de materiales estándar, aun calentando la pieza agujero (el acople) y utilizando presiones de montaje elevadas; el resultado probable sería la rotura de las partes involucradas y por tanto la norma no contempla esas situaciones. A diferencia, en el caso de los acoples con memoria de forma el montaje se realiza en condición “libre” o deslizante, tal como se planteó al principio del cálculo. Luego se realiza la retransformación ya montado sobre la pieza eje, de modo que se logra el elevado nivel de ajuste sin dificultades de montaje.

### 4.3 DISEÑO DE DISPOSITIVOS Y OPERACIÓN DE CONFORMADO CON MÉTODO DE PUNZONADO - EXTRUSIÓN INVERSA

#### 4.3.1 Consideraciones, variables principales y adopción del método

En todo proceso de conformado, la resistencia mecánica del material es de hecho la resistencia a ser deformado, y por tanto un aspecto fundamental de diseño. Particularmente la aleación 17Mn con la que nos proponemos fabricar los acoples, tiene una elevada resistencia (podemos tomar como referencia los valores correspondientes a chapa laminada, informados en la Tabla III.1). Este aspecto es una complicación importante a los fines del conformado ya que, como vimos, la mayoría de los procesos de extrusión se practican en materiales blandos o de media dureza. En materiales de elevada resistencia el éxito del proceso dependerá de la optimización de cada aspecto del diseño de dispositivos y de la operación misma, algunos de los que detallamos a continuación:

##### 1) Temperatura de trabajo

El recurso más potente a la hora de conformar materiales duros es el calentamiento hasta temperaturas donde se logre un ablandamiento suficiente. En la FIG.IV.8 se muestra el efecto de la temperatura sobre la tensión de fluencia para un acero TWIP de composición Fe-25Mn-3Si-3Al-0,02C [L15]. Se observa que, para todas las velocidades de deformación, la resistencia se reduce a 1/3 del valor a temperatura ambiente.

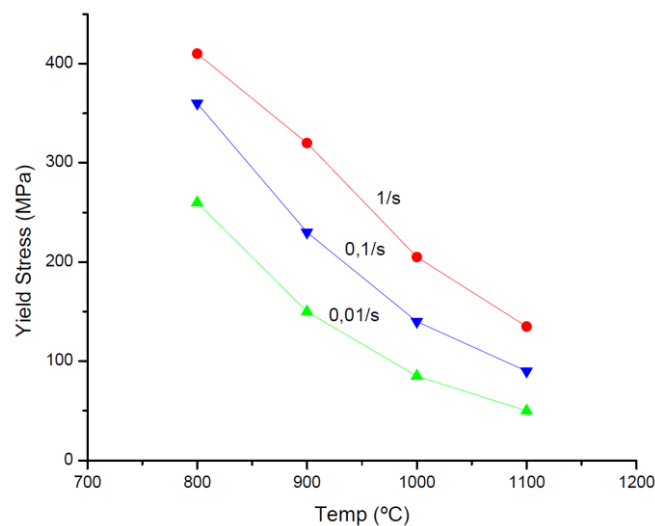


FIG.IV.8 Tensión de fluencia a diferentes temperaturas y para diferentes velocidades de deformación para un acero TWIP. Adaptado de [L15].

## 2) Pérdida de calor durante el proceso

La tasa de transferencia de calor es elevada en las superficies de contacto entre el material caliente y las partes de la matriz (contenedor, émbolo o punzón), incrementada por la elevada presión de dicho contacto durante la aplicación de la carga de conformado. El tamaño del bloque de trabajo es crítico debido a la inercia térmica asociada al volumen de material caliente. Las forjas convencionales son de gran tamaño por lo cual la pérdida de temperatura es reducida. En nuestro caso, las dimensiones de material son relativamente pequeñas, por ende, la pérdida de temperatura es un problema importante que intentaremos minimizar precalentando la matriz.

## 3) Velocidad de aplicación de la carga

Es conocido que, a mayor velocidad de aplicación de carga, la tensión de fluencia se incrementa, con una intensidad que depende del material y de la magnitud de dicha velocidad. En la FIG.IV.8, se muestran valores empíricos medidos para el acero TWIP ya mencionado. Si bien a velocidades de aplicación cuasi-estática se pueden obtener los valores más bajos de tensión, el tiempo total de deformación es tan largo que resulta en un enfriamiento inadmisibles de la pieza. Teniendo en cuenta que la temperatura tiene mayor efecto en la tensión de fluencia, se debe priorizar su mantención frente a la variable velocidad de carga.

## 4) Fricción y Lubricación

La fricción desarrollada entre las superficies del material y las partes del dispositivo (aquellas que tengan movimiento relativo), puede ser de gran magnitud, generando un importante aumento en la potencia consumida en la operación, tal como se mostró en la FIG.IV.6. La correcta selección e implementación de un lubricante resulta fundamental, sobre todo si se trabaja a temperaturas y presiones elevadas, ya que la capa de lubricante efectiva entre las superficies se rompe rápidamente en tales condiciones. Más adelante detallaremos la selección de un lubricante apropiado a nuestro caso.

## 5) Procesamiento en pasos o etapas (*multi-step forging*)

En los procesos de conformado es usual la división de un trabajo en varios pasos, lo que resulta globalmente más eficiente y con mejor calidad de producto; asimismo se evitan deformaciones próximas al límite de conformabilidad y el desarrollo de tensiones de tracción locales que pueden provocar una fisura en el material.

En base al análisis de las diversas alternativas de procesamientos para fabricar tubos sin costura, y de la influencia y el peso relativo de las variables, decidimos adoptar el **método de punzonado-extrusión inversa por pasos**. Al presentar menor resistencia por rozamiento, la carga de trabajo esperada es menor y por consiguiente la presión entre las partes también. Una menor carga de trabajo supone instalaciones más accesibles y diseño de dispositivos menos comprometidos. Adicionalmente, una menor presión entre las superficies de trabajo reduce la pérdida de calor del material en proceso.

La aplicación de varios pasos permite recalentar el material cuando se haya enfriado por debajo de un valor crítico (o bien cuando se haya endurecido demasiado). Da lugar además, a la aplicación de más lubricante entre cada paso de deformación.

Conforme la geometría del material de trabajo va sufriendo modificaciones durante el proceso, la denominaremos **materia prima** o **bloque** antes del comienzo de la operación, **material o pieza en proceso**, o sencillamente **preforma**, luego del primer paso, y **preforma terminada** o **producto conformado** o **tubo conformado** una vez terminado el último paso de deformación.

#### 4.3.2 Diseño y fabricación de dispositivos

El diseño de la matriz se presenta en la FIG.IV.9 y se basa en un espacio confinado y contenedor de la materia prima, abierto en la parte superior para poder introducirla y por donde acceder con el punzón. Lo diseñamos en varias piezas desarmables de modo de facilitar la extracción del material en caso de atascamiento. A su vez el diseño desarmable permite la inspección interna de la matriz para evaluar el desgaste o eventuales ligaduras de material. En la FIG.IV.10a se representan las dimensiones principales de la matriz, y en la parte *b* se muestra el conjunto fabricado (semi-armado, para mejor visualización).

La matriz está constituida por dos piezas iguales y simétricas, lo que se denomina *matriz partida*. Se la mantiene cerrada (ambas mitades juntas) por la acción de dos bridas, ajustadas mediante cuatro espárragos. Para lograr un cierre efectivo y ajustado, se diseñó la superficie de montaje con doble geometría cónica. Al ajustar los espárragos que cierran el conjunto, la matriz queda sometida a cargas de compresión perimetrales, las que se oponen a las cargas de tracción desarrolladas durante el trabajo [S98]. La brida inferior funciona como base de apoyo del dispositivo.

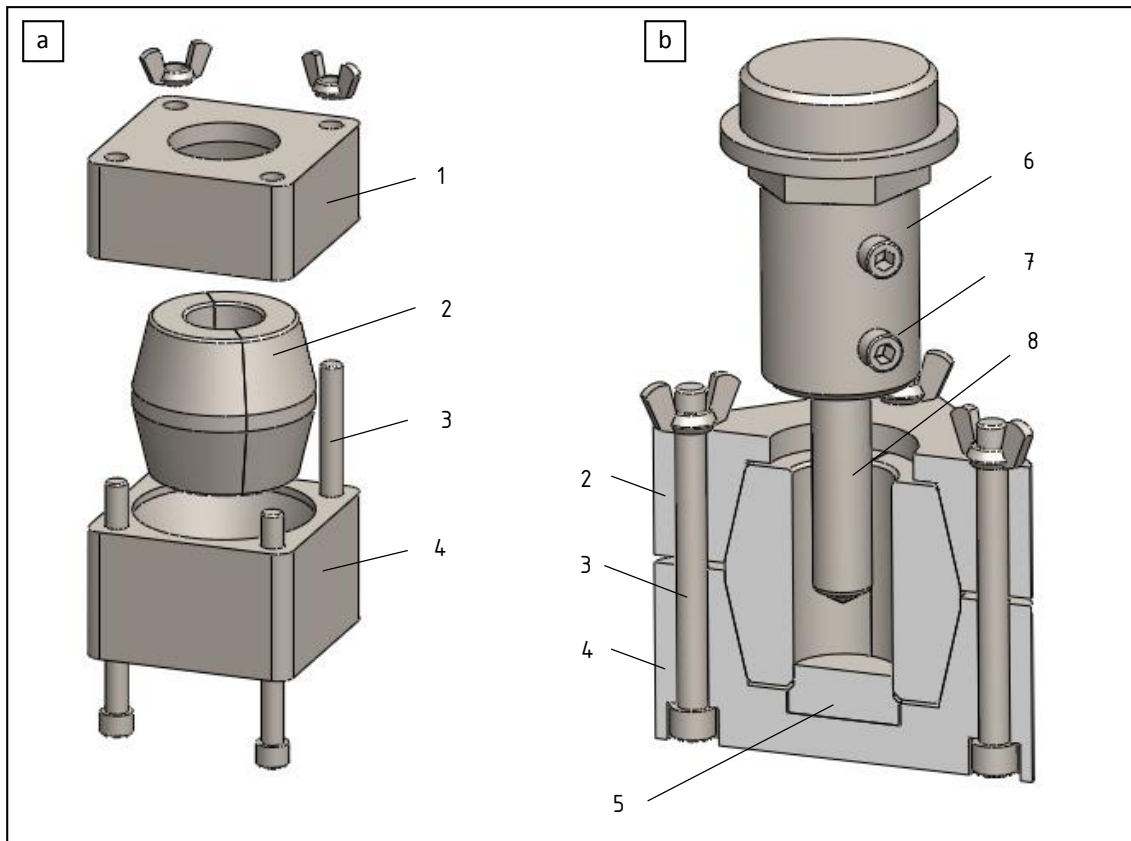


FIG.IV.9 Diseño de matriz de extrusión desarmable. a) Despiece. b) Vista en corte del conjunto. 1. Brida superior (SAE1045), 2. Matriz partida (H13), 3. Espárragos, 4. Brida inferior (SAE1045), 5. Pastilla base (H13), 6. Manguito portaherramienta (SAE1020), 7. Tornillos de apriete, 8. Punzón (H13), diámetros 13-16-19mm.

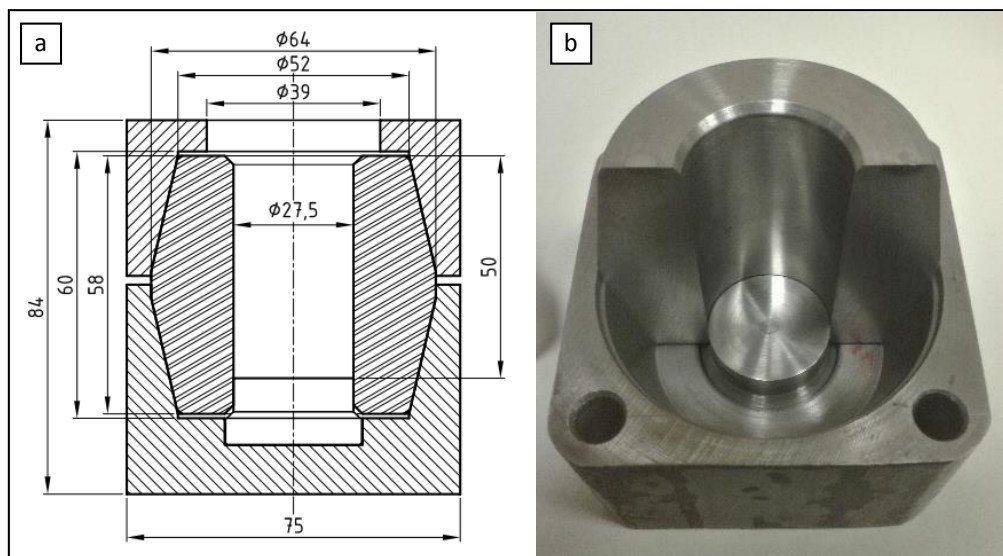


FIG.IV.10 a) Dimensiones principales del conjunto-matriz. b) Imagen de la matriz semi armada.

La elección de los materiales se hizo en vistas de los requerimientos de cada parte. Las partes más solicitadas son aquellas en contacto directo con el bloque caliente, con posibilidades de alcanzar temperaturas altas (localmente pueden igualarse las temperaturas de ambos

materiales) con riesgos de sufrir ablandamiento y deformaciones. Además, las partes que estén sometidas a movimiento relativo con la superficie del bloque (o la preforma) sufrirán desgaste, fuertemente incrementado por efecto de la temperatura y las altas presiones. Las piezas que quedan comprometidas por tales efectos son: ambas partes de la matriz partida, la pastilla de base, y los punzones. Siguiendo las recomendaciones de ASM Handbook [A05], los aceros de la serie H son especialmente adecuados para la fabricación de matricería para trabajos a alta temperatura. Seleccionamos el H13, que está indicado en la referencia [W84] para la construcción de matrices de extrusión. Este acero tiene la mejor resistencia a la temperatura dentro grupo H. Esto significa que tiene mayor capacidad para mantener la dureza de temple a distintas temperaturas de trabajo. En el ASM Handbook se presentan curvas donde se puede ver que la dureza disminuye progresivamente con la temperatura. Desde la temperatura ambiente hasta los 500 °C, la dureza cae de 51 a 45 HRC. Ese rango se puede considerar aproximadamente lineal. A partir de los 500 °C la caída se acrecienta, y por encima de los 600 °C, es estrepitosa, quedando la dureza del acero por debajo de los 30 HRC. Se puede considerar entonces que la resistencia efectiva se da hasta los 500-550 °C.

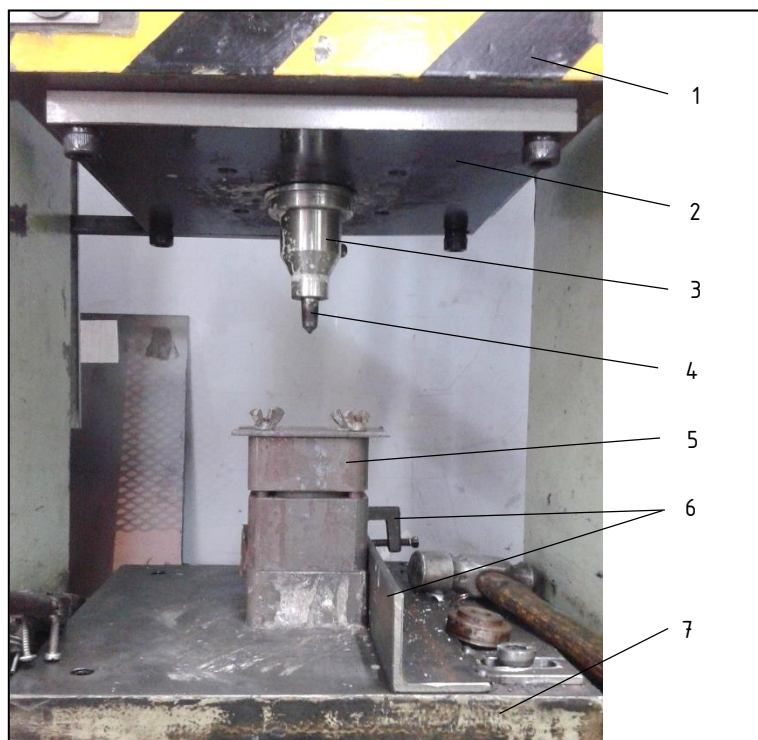


FIG.IV.11 Imagen de los dispositivos diseñados para la operación de conformado y elementos auxiliares en su disposición de trabajo. 1. Cabezal móvil, 2. Placa auxiliar, 3. Manguito portaherramienta, 4. Punzón, 5. Matriz, 6. Sistema de posicionamiento y fijación de matriz, 7. Mesa fija.

Respecto de las bridas de cierre, deben soportar los esfuerzos que la matriz partida descarga radialmente sobre ellas. Sumada a estos, existe una precarga de montaje que

comprime a la matriz partida, pero somete a tracción perimetral a ambas bridas. El diseño se realiza sobredimensionado a fin de evitar deformaciones y asegurar gran cantidad de ciclos de trabajo de carga y descarga. En este sentido también es determinante la temperatura de calentamiento de todo el conjunto-matriz ya que puede ablandar estas piezas. Debido a que el acero H13 templado del interior de la matriz mantiene cierta fragilidad aún luego del revenido, el material de las bridas debería ser de mayor tenacidad con capacidad de absorber posibles impactos. Seleccionamos un acero SAE 1045 que cumple adecuadamente con estos requerimientos.

Fabricamos el manguito portaherramienta o porta-punzón en acero SAE 1020 ya que presenta menos exigencias que las otras piezas (básicamente está sometido a compresión). Se diseñó con una rosca en su extremo para montarlo y desmontarlo fácilmente sobre una placa auxiliar fija al cabezal móvil (FIG.IV.11).

#### 4.3.3 Equipamiento de trabajo

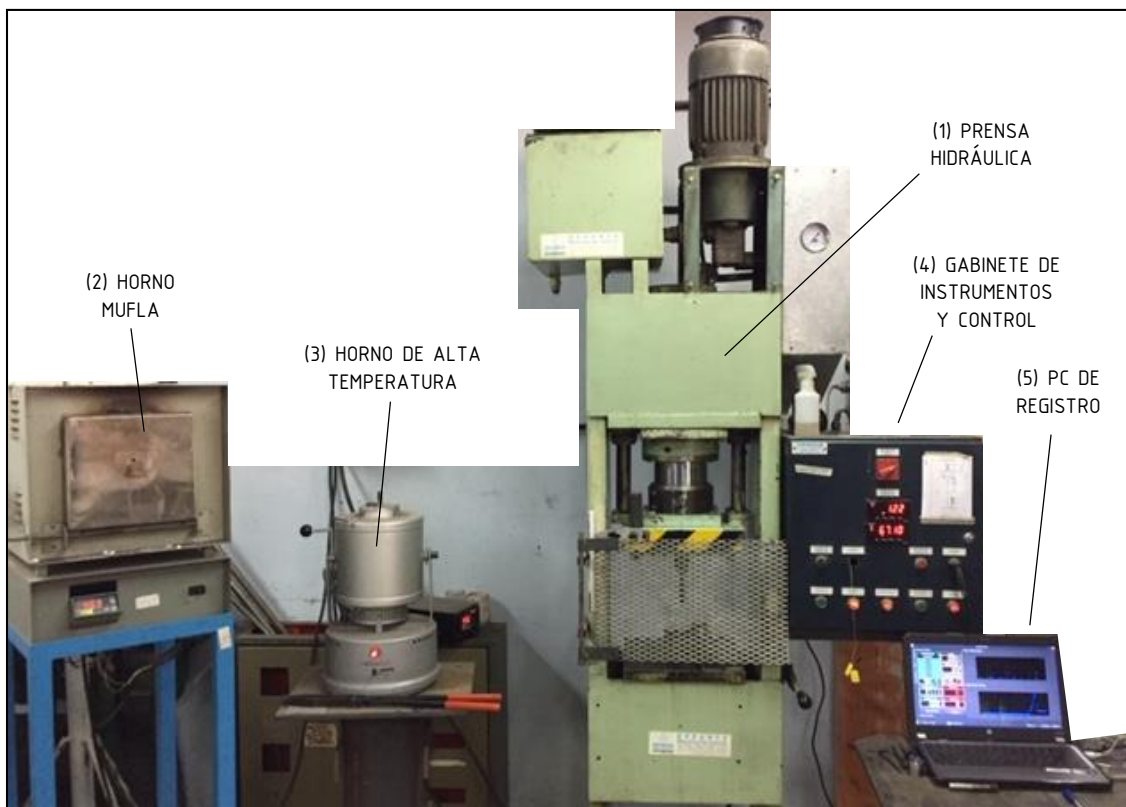


FIG.IV.12 Área de trabajo y disposición del equipamiento utilizado para la operación de punzonado-extrusión.

El equipo fundamental para la operación de punzonado-extrusión es el que aporta la potencia necesaria para el trabajo de conformado en cuestión. El equipo utilizado es una prensa

hidráulica de 40 Tn de capacidad (FIG.IV.12), a la cual hemos adaptado instrumentos de medición y control a los fines experimentales de esta tesis. El detalle de este equipo y su funcionamiento, así como de los instrumentos incorporados, se encuentra desarrollado en el Anexo A1.

Adicionalmente, utilizamos un horno mufla (de temperatura máxima 1100 °C) para el precalentamiento de la matriz, y otro horno (de temperatura máxima 1250 °C) para calentar el bloque de aleación de trabajo, indicados con los ítems 2 y 3 en la FIG.IV.12.

#### 4.3.4 Lubricación

Realizamos consultas con empresas que realizan forjado a alta temperatura, y aceptamos sus recomendaciones en este tema de vital importancia para el buen desempeño de la operación. Utilizamos un lubricante comercial para forja en caliente, no grafitico y de base acuosa, "Quaforge 650", el cual es producido por *Quaker Chemical co.* El objetivo de su aplicación es [K14]: 1) impartir a las superficies de trabajo un coeficiente de fricción reducido y así promover un flujo "suave" del material en deformación, 2) formar una capa de separación entre el bloque y la matriz (y el punzón) para evitar soldaduras, y 3) facilitar la extracción de la pieza.

La aplicación se realiza con un aspersor tipo spray de mano, cubriendo toda la superficie interna de la matriz antes de introducir el bloque o la preforma. Se aplica también sobre el punzón, preferentemente justo antes de que comience la carrera de trabajo (a fin de asegurar la mejor distribución minimizando el "chorreado" del lubricante por acción de la gravedad).

Este lubricante se mantiene en estado líquido hasta elevada temperatura. Como la base acuosa se evapora, en un lapso de algunos segundos el lubricante se ha secado quedando un remanente sólido disperso, similar a una ceniza, que cumple perfectamente las funciones de separación y facilitador de la extracción.

#### 4.3.5 Procedimiento

Atento a los aspectos críticos desarrollados previamente, aplicamos la **operación en pasos** (*multi-step forging*) **definiendo a cada paso de trabajo o paso de conformado o paso de deformación** como el proceso que comienza en el momento en que el material a temperatura de trabajo se introduce en la matriz para su deformación, y finaliza cuando ya no se registra avance en el desplazamiento del punzón pese al aumento de carga aplicada (posiblemente este punto se alcanza cuando el enfriamiento y endurecimiento del material es tal que ya no admite deformación en las condiciones geométricas dadas). Además, cada paso comprende la

aplicación de lubricante y el monitoreo y registro de los parámetros censados. Entre cada paso de deformación se requiere una **etapa de recalentamiento** de la preforma y la matriz a fin de que las condiciones de temperatura sean las mismas al inicio de cada nuevo paso (FIG.IV.13).

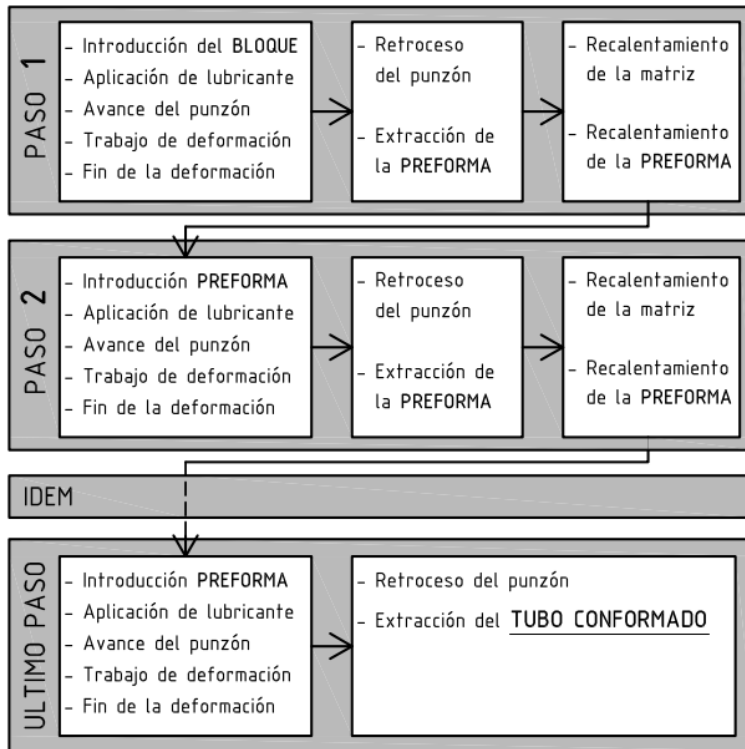


FIG.IV.13 Diagrama de pasos en la operación de conformado de tubos sin costura, para la fabricación de acoples.

FIG.IV.14 Introducción del bloque caliente en la matriz.

#### 4.3.6 Prueba piloto y desempeño del sistema de punzonado-extrusión inversa

Como ya se mencionó, el bloque de aleación 17Mn se obtiene directamente del lingote de colada homogeneizado, trozado y torneado a las dimensiones correspondientes. El diámetro de tocho en frío deberá ser menor al diámetro interior de la matriz para poder introducirlo sin dificultad. La dilatación en el calentamiento hasta 1100 °C representa un aumento de diámetro de aproximadamente 0,46 mm. Por tanto, el material en bruto se torneó hasta un diámetro de 27 mm tal como definimos en la FIG.IV.7, siendo el diámetro interior de la matriz 27,5 mm (FIG.IV.10a). En la Tabla IV.4 se resumen las condiciones de operación utilizadas en las pruebas.

Tabla IV.4 Condiciones de operación en las pruebas del método de extrusión inversa

Dimensiones iniciales del bloque	Ø27 mm x 40 mm
Temperatura del bloque	1100 °C
Temperatura de la matriz	350 °C
Velocidad del cabezal	4 – 5 mm/s
Lubricante	Quaforge 650
Punzones utilizados	Ø13 - Ø16 - Ø19 mm (FIG.IV.9)

Analizaremos la deformación durante la aplicación de la carga. Para esto, nos situamos en el primer paso de conformado, con el bloque caliente dentro de la matriz, con lubricante aplicado, se procede a la aplicación de la carga de trabajo por avance y acción del punzón. En tales condiciones se pueden diferenciar 3 etapas de deformación:

- 1) Penetración del punzón con aplastamiento y ensanchamiento del bloque (debido a la luz remanente entre éste y la matriz; y en segundo lugar por la contracción térmica a medida que el bloque se enfría y se reduce en diámetro). Esta etapa se caracteriza por una rápida deformación con bajo nivel de carga.
- 2) Una vez ocupado todo el espacio (o luz) libre, aumenta la carga y la presión desarrollada sobre el material. Se desarrollan rápidamente tensiones de compresión entre el punzón y el bloque, y entre éste y las paredes de la matriz. Estas altas presiones de compresión aceleran la transmisión de calor aumentando el gradiente térmico con consecuente endurecimiento del material. De este modo, se da un reducido avance del punzón, con elevada deformación elástica del material.
- 3) Etapa de extrusión propiamente dicha, donde el material contenido en la matriz sólo puede proseguir su deformación si logra fluir hacia la superficie libre (superior). A partir de las pruebas realizadas pudimos ver que esta etapa encuentra gran dificultad para desarrollarse en las condiciones de trabajo y diseño planteados.

En consecuencia, se logró un grado de penetración muy limitado, y así también el grado de deformación.

A causa de las tensiones elásticas desarrolladas, y de las tensiones por contracción térmica del material de trabajo, éste quedó fuertemente ajustado (o “clavado”) al punzón, siendo muy dificultosa su separación.

Luego de extraer el punzón, se volvió a calentar el material para comenzar con el segundo paso tal como se detalló en el punto anterior. Al momento de introducir la preforma en la matriz surgen nuevos inconvenientes debido a que su diámetro es levemente mayor al

diámetro interno de la matriz (a causa de los procesos de deformación descritos en los puntos 1 y 2, y de la dilatación térmica por el nuevo calentamiento). Cuando intentamos forzar su introducción (por acción del punzón), la preforma entró a presión con alto rozamiento contra la matriz produciendo una rebaba. En determinado momento esta rebaba alcanzó espesor suficiente para producir un atascamiento, y se produjo entonces el aplastamiento de todo el sector del material que no logró ingresar en la matriz (FIG.IV.15), resultando en una pieza defectuosa. Otra resolución fue maquinar el diámetro exterior de la preforma antes de cada nuevo paso, a la medida inicial de 27 mm. Sin embargo, esto resultó en pérdida de tiempo y material, haciendo ineficiente la operación.



FIG.IV.15 Preforma defectuosa por problema de introducción en la matriz. Se diferencian las zonas de deslizamiento forzado, y la de aplastamiento.

Respecto a los distintos tamaños de punzón (Tabla IV.4), no se detectaron diferencias importantes en el modo de deformación (la relación  $d/D$  en los tres casos corresponde a extrusión según lo discutido en el apartado 4.1.2.1). Sólo se alcanzó un nivel de deformación acotado con penetración máxima de 23 mm (apenas superior al 50% de la longitud inicial del bloque).

#### **4.4 REDISEÑO DE DISPOSITIVOS Y OPERACIÓN. MÉTODO DE PUNZONADO - EXTRUSIÓN DIRECTA**

##### **4.4.1 Consideraciones y descripción del rediseño**

En función de los inconvenientes encontrados en las pruebas piloto, nos planteamos diferentes modificaciones en el diseño del dispositivo y en las condiciones de operación, que comentaremos a continuación. El diseño resultante se muestra en la FIG.IV.16.

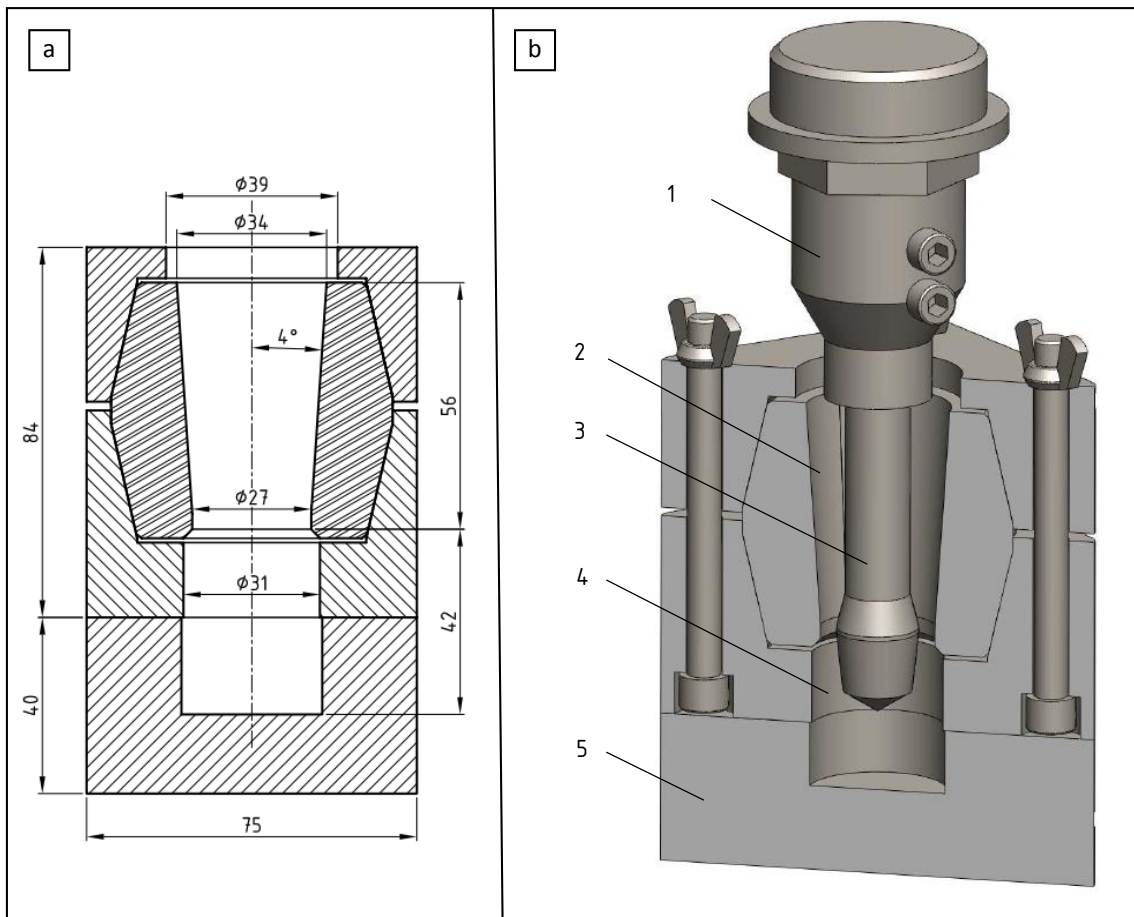


FIG.IV.16 a) Dimensiones de la matriz rediseñada y b) partes y características fundamentales. 1. Manguito portaherramienta, 2. Alojamiento cónico de la matriz, 3. Punzón "pasante", 4. Espacio de desahogo, 5. Base auxiliar.

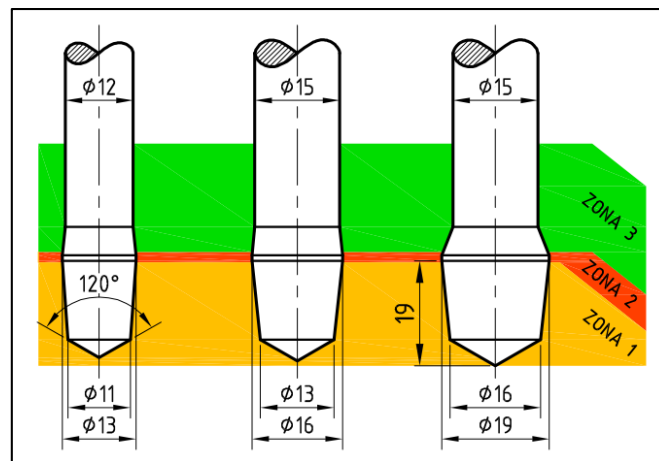


FIG.IV.17 Serie de punzones rediseñados (pasantes) de distintos tamaños, utilizados para la fabricación de acoples sin costura.

La modificación en el diseño se basó en los siguientes aspectos:

- a) Método de conformado. Debido a la dificultad de lograr una extrusión inversa del material, optamos por una operación donde el material pueda fluir en la misma dirección que el avance del punzón, o sea que la extrusión sea “hacia adelante”, o directa. Para esto decidimos retirar la base de apoyo del bloque, de modo que encuentre libertad para fluir por su cara inferior. Ahora tiene dos superficies libres: la de acceso del punzón y una superficie de desahogo o extrusión (hacia donde fluye el material). En ausencia de la base de apoyo, el bloque queda sostenido por su superficie lateral, confinado dentro del alojamiento cónico de la matriz. Cuando se aplica la carga de conformado (por acción del punzón) se desarrollará un equilibrio entre la resistencia al deslizamiento del bloque (fuerza de sostén) y la resistencia a ser conformado, dependiendo de algunos parámetros de diseño y, fundamentalmente, de la forma en la que interviene la fricción. Este último aspecto es abordado utilizando diferentes diseños de conformado presentados en la referencia [K11]. El cálculo de la fuerza de sostén se realiza en un siguiente apartado.
- b) Modificación de la matriz. El interior de la matriz se maquinó con un semiángulo de  $4^\circ$  para formar el citado alojamiento cónico (FIG.IV.16). El bloque de aleación también se maquina con la misma conicidad como parte del acondicionamiento de la materia prima (FIG.IV.19).  
Por otro lado, se constituye un espacio libre de desahogo necesario para dar lugar a la carrera máxima del punzón, que ahora debe atravesar todo el material. Para ello, se agujereó la brida inferior y se adicionó una base de apoyo auxiliar también perforada (FIG.IV.16).
- c) El alojamiento cónico, resuelve de modo práctico el problema asociado a la dilatación en el momento de introducir la preforma caliente luego de cada etapa de recalentamiento. Al dilatarse aumenta sus dimensiones, pero mantiene inalterada la conicidad, por consiguiente, calzará apropiadamente en la superficie cónica de la matriz, quedando un poco más arriba o abajo según el grado de dilatación, pero siempre estará centrada e ingresando sin dificultad.
- d) Respecto a las temperaturas de trabajo, decidimos aumentar hasta  $1250\text{ }^\circ\text{C}$  la del bloque/preforma. Respecto a la matriz, decidimos aumentar la temperatura de precalentamiento de  $350\text{ }^\circ\text{C}$  a  $450\text{ }^\circ\text{C}$  (durante las pruebas piloto había tenido un perfecto desempeño, sin evidencias de desgastes ni deformaciones).
- e) Los punzones también se rediseñaron según se indica en la FIG.IV.17. En lugar de un punzón recto como se había usado antes, se hicieron con tres sectores diferentes:
- Zona 1: Punta cónica

- Zona 2: Diámetro calibrado (máximo diámetro del punzón)
- Zona 3: Zona de desahogo (reducción de diámetro del punzón).

Antes de que se logre atravesar el material de lado a lado, el punzón debe ser retirado “hacia arriba” al finalizar cada paso de deformación. Durante estos primeros pasos la conicidad propia a la *zona 1* será entonces fundamental para desvincular punzón y pieza sin complicaciones.

En determinado momento la preforma acumula suficiente deformación como para ser atravesada por la acción del siguiente paso (FIG.IV.22); o sea que la base de material remanente no perforado se reduce a tal punto que la carga de trabajo resulta suficiente para que el punzón la atraviese. Se genera entonces la perforación, del mismo diámetro que el diámetro calibrado del punzón. Éste último, pierde todo contacto con la pieza debido a que la zona de desahogo es de menor diámetro que el agujero generado.

Al minimizar la superficie de contacto con el material caliente, la transferencia de calor hacia el punzón también se reduce.

En la referencia [B11] se analiza el efecto de la geometría de la cabeza del punzón en la calidad dimensional y terminación superficial del agujero formado en una operación combinada de forja-punzonado-troquelado. En ese sistema, el radio en la cabeza del punzón no afectó la calidad en la pieza obtenida. Respecto de su efecto en el desgaste del punzón, no pudieron detectar diferencias (con lotes de 200 piezas fabricadas por cada punzón analizado).

- f) Troquelado y/o Rotura de la base: en el momento en que el punzón atraviesa la preforma de lado a lado, se produce la rotura de la base. Existen diversos estudios sobre las condiciones para generar un corte “limpio” denominado *troquelado* [B11, H16]. Por ejemplo, la utilización de una pieza “contrapunzón” (FIG.IV.4), generando la concentración de tensiones necesarias para guiar el desarrollo de la fisura (o desgarro) del material, determinando el corte (FIG.IV.18).

Por motivos de economía de tiempo y de complejidad del sistema, decidimos realizar la operación sin elementos especiales para el troquelado, aceptando de momento un corte de rotura o desgarro. Sin embargo, nos preguntamos si sería posible generar un estado de tensiones que beneficie al corte, similar al de la FIG.IV.18, maquinando una ranura concentradora de tensiones en la base del bloque (FIG.IV.19). Decidimos procesar dos lotes diferentes de bloques de materia prima: con y sin dicha ranura a fin de evaluar su efecto.

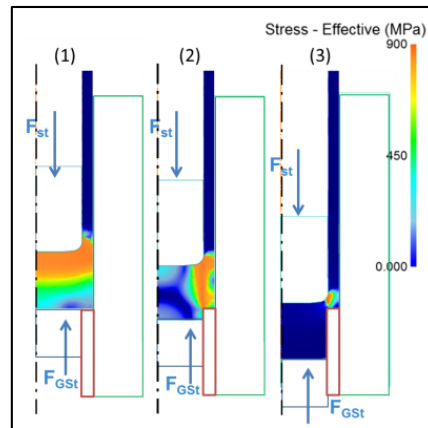


FIG.IV.18 Evolución de las tensiones internas en una aleación Fe-16Mn-5Cr en los instantes previos al corte por troquelado, obtenidas por un modelo de simulación plástica 2D de elementos finitos [H16].

#### 4.4.2 Preparación de la materia prima: geometría y dimensionamiento

Tal como ya comentamos, las barras fundidas se trozaron y maquinaron para obtener los bloques de materia prima para la operación. En este caso los bloques se tornearon con la misma conicidad que el alojamiento de la matriz, como se indica en la FIG.IV.19a. Adicionalmente, preparamos una serie de bloques a los cuales les practicamos una ranura en la base (FIG.IV.19.b) para evaluar el efecto de ésta en el corte (o rotura) de esa zona, en el momento que el punzón logra atravesarlo por completo.

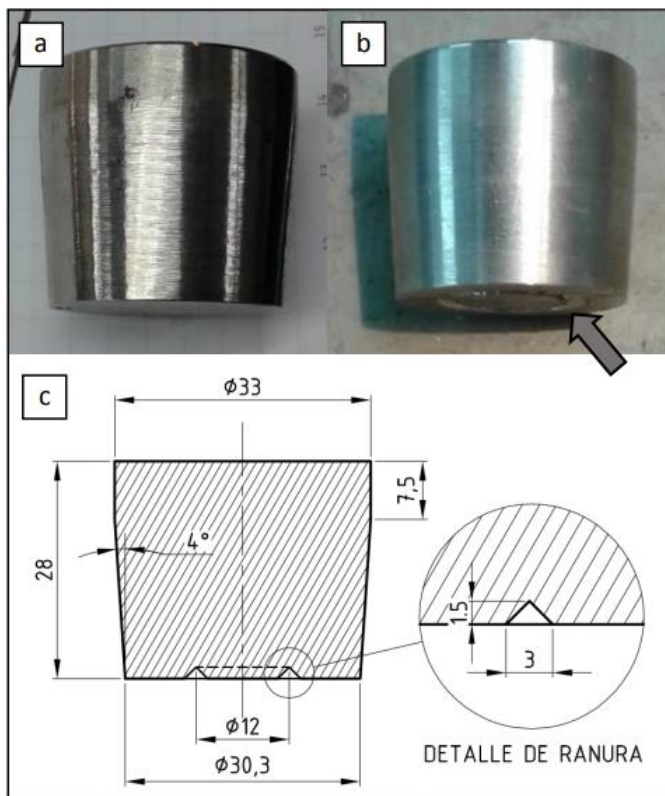


FIG.IV.19 Preparación del bloque cónico inicial: a) Sin ranura, b) con ranura en la base (se indica con la flecha). c) Dimensiones de los bloques preparados y de la ranura practicada.

#### 4.4.3 Cálculo de la fuerza de punzonado y carga máxima de sostén

Resulta indispensable conocer la fuerza necesaria para el trabajo de punzonado a fin de realizar un correcto dimensionamiento de los dispositivos (matrickería, punzones y elementos auxiliares), y para determinar la capacidad del equipo de potencia que se requiere. Con este objetivo, realizamos diferentes cálculos estimativos durante el proceso de diseño y desarrollo (o sea antes de conocer las dimensiones finales del sistema), sobre lo cual no ahondaremos. En cambio, desarrollaremos el cálculo realizado sobre el sistema rediseñado, o sea el diseño definitivo del sistema de conformado objeto de esta tesis.

El diseño planteado supone que el bloque de aleación, a temperatura de trabajo, se deforma bajo la acción de la carga de punzonado mientras es “sostenido” por el alojamiento cónico de la matriz (FIG.IV.20a). Es de interés conocer la carga máxima que se puede aplicar en estas condiciones, antes que se produzca el desplazamiento del bloque (o preforma) con la consecuente extrusión del mismo a lo largo de la matriz, aumentando su largo y reduciendo su sección. Esta situación, representada por la FIG.IV.20b, es indeseable ya que la carga aplicada no produciría punzonado y la pieza tubular deseada no se formaría.

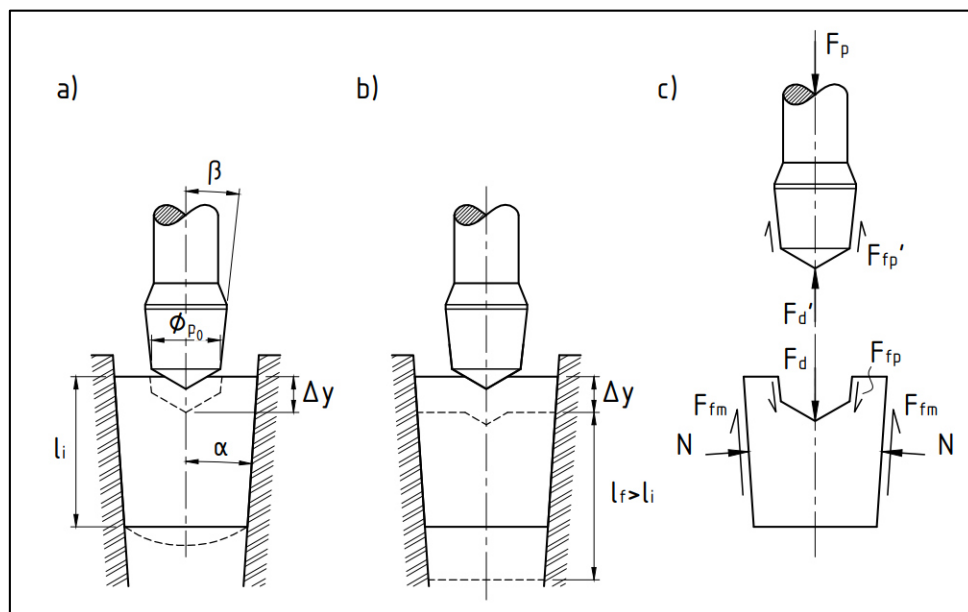


FIG.IV.20 Presentación de las variables y situaciones consideradas para el cálculo de fuerzas. a) Penetración del tocho (punzonado) por acción de la carga externa. b) Desplazamiento y extrusión del tocho a lo largo de la matriz sin punzonado. c) Diagrama de cuerpo libre considerando las principales fuerzas actuantes.

Para realizar el cálculo de la carga externa necesaria en cada caso, utilizamos el método empleado en la bibliografía tradicional de trabajado mecánico [D61, G10, S98], donde la carga necesaria para una determinada operación se obtiene como función de la relación de extrusión

$R$  (definida en la Ec.IV.2). El método considera e iguala el trabajo de deformación y el trabajo externo a fin de obtener una expresión para la carga externa. Siguiendo ese procedimiento, y tomando en consideración las características propias al tipo de conformado planteado, en el Anexo A2 se deducen las expresiones para la fuerza de punzonado,  $F_p$ , y la carga crítica o máxima de sostén,  $F_c$ :

$$F_p = \sigma_f \left( \frac{\pi}{4} \phi_0^2 \ln R_p + 0.3 \left( \frac{\pi}{4} \phi_{p_0}^2 + \pi \phi_{p_0} y \right) \right) \quad \text{Ec. IV. 4}$$

$$F_c = \sigma_f \frac{\pi}{2} \phi_0 l_0 \left( \frac{\phi_0}{2} \ln R_{e.b.} + 0.6 \right) \quad \text{Ec. IV. 5}$$

Donde:

$$R_p = \frac{\phi_0^2}{\phi_0^2 - (\phi_{p_0} + 2 y \tan \beta)}$$

$$R_{e.b.} = \frac{\phi_0^2}{(\phi_0 - 2 \Delta y \tan \alpha)^2}$$

Estas ecuaciones quedan expresadas en términos de los parámetros geométricas de diseño  $\phi_0$ ,  $\phi_{p_0}$ ,  $l_0$ ,  $\alpha$ , y  $\beta$ , presentados en la FIG.IV.20, de la tensión de fluencia de la aleación a la temperatura de trabajo,  $\sigma_f$ , y del avance “ $y$ ” de la carrera de trabajo. Utilizamos una tabla Excel para calcular  $F_p$  y  $F_c$  en función del avance “ $y$ ”, para distintas combinaciones de los parámetros de diseño. De esta manera evaluamos la conicidad de 4° que asignamos al alojamiento del bloque. En la FIG.IV.21 graficamos los resultados obtenidos utilizando los parámetros adoptados en el diseño fabricado:  $\phi_0 = 33 \text{ mm}$ ,  $\phi_{p_0} = 16 \text{ mm}$ ,  $\alpha = 4^\circ$ ,  $\beta = 6^\circ$ , y para una tensión de fluencia  $\sigma_f = 200 \text{ MPa}$  (estimada en base a datos de materiales similares). Se observa que la fuerza de punzonado aumenta a medida que la profundidad de penetración se incrementa. El aumento es más rápido al principio debido a la punta de 120° del punzón, hasta alcanzar el diámetro  $\phi_{p_0}$ , a una profundidad aproximada de 4,6 mm. Desde ese punto en adelante la carga crece linealmente. Se puede ver que durante la carrera de trabajo no se alcanza la carga máxima de sostén para ninguno de los largos iniciales de bloque analizados.

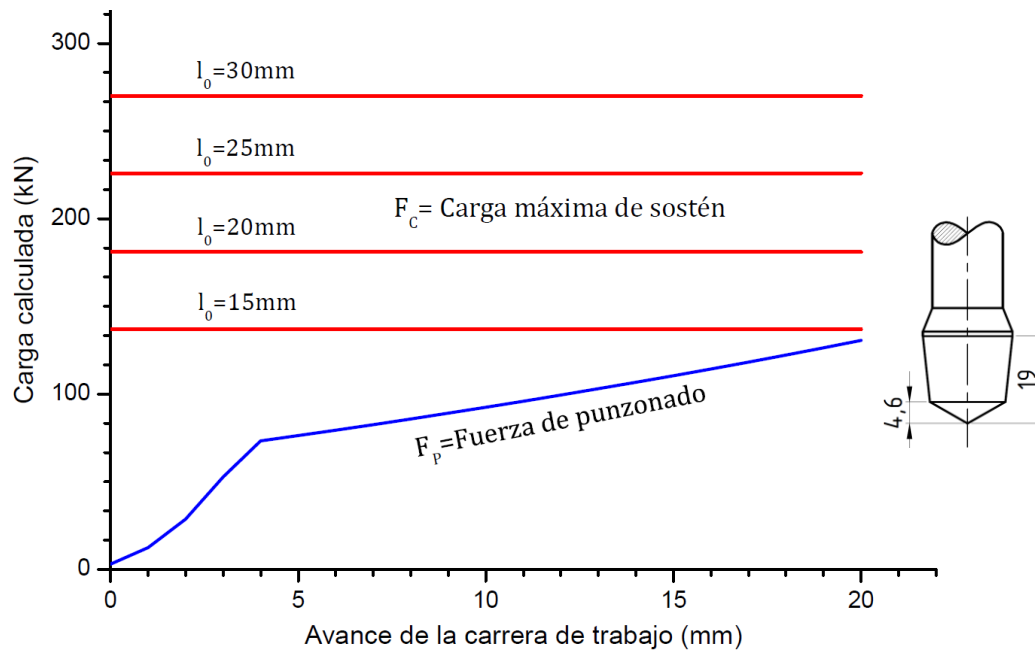


FIG.IV.21 Diagrama Carga-Desplazamiento correspondiente al modelo de cálculo adoptado (ver Anexo A2). Se muestra la evolución de la carga de punzonado,  $F_p$ , y la carga crítica o carga máxima de sostén,  $F_c$  para distintas longitudes iniciales,  $l_0$ , del bloque.

La mayor complicación en la estimación de la fuerza de conformado es definir la forma en que interviene el efecto de fricción en las ecuaciones de extrusión, siendo lo que arroja mayor variación de resultados. En la referencia [D61] se describen diversos modelos y fórmulas experimentales adaptadas a casos particulares (como los de Sachs, Avitzur, Kudo, y DePierre). Probamos esos modelos adaptándolos a nuestro caso sin obtener buenos resultados. Por lo tanto, en este trabajo adoptamos los valores del cálculo realizado con las Ec.IV.4 y Ec.IV.5, cuyo detalle se incluye en el Anexo A2.

#### 4.4.4 Efecto de la entalla en la rotura de la base: Simulación por método de elementos finitos

Para evaluar el posible efecto de la introducción de una entalla en la base del bloque, tal como se detalla en la FIG.IV.19, decidimos realizar una simulación de elementos finitos. El caso que nos proponemos estudiar es sumamente complejo debido a la gran cantidad de parámetros intervinientes y variables que cambian punto a punto dentro del volumen de estudio, como ser: estado de tensiones, velocidad de deformación, temperatura, efecto friccional, etc. Para poder realizar una simulación accesible al alcance de esta tesis, debe simplificarse el problema al máximo, manteniendo la representatividad. Lo que debe tenerse en mente es que el objetivo de la simulación no es calcular el valor de las variables citadas, sino analizar el desarrollo de tensiones y/o deformaciones comparativamente entre un caso con

entalla y uno sin ésta. De este modo, asignando idénticas condiciones de procesamiento (valores de los parámetros tecnológicos), nos enfocamos en evaluar sólo el efecto de la geometría, independientemente de los valores específicos de tensión resultantes de la simulación.

Por otra parte, optamos por realizar el análisis justo antes de que comience la rotura del material (FIG. IV.22), debido a que los modelos de rotura son más complejos e introducen mayor número de parámetros.

Utilizamos un modelo 2D axisimétrico reduciendo la geometría de simetría cilíndrica a un gajo plano de ésta. El comportamiento de la aleación es considerado “bilineal”, esto es, una recta de pendiente constante en la zona elástica y otra recta de pendiente constante en la zona plástica. El punzón es considerado rígido en todo momento. El programa utilizado es ABAQUS 2017. El desplazamiento total evaluado es de  $y = 1$  mm, en 5 pasos de 0,2 mm. El tamaño de los elementos evaluados es de 0,1 mm.

En la FIG.IV.23 se grafican los resultados obtenidos. Puede observarse que la tensión desarrollada, a causa del avance del punzón, toma valores máximos en la zona del hombro de ataque (diámetro máximo de la punta de  $120^\circ$ ). Esto es esperable ya que en esa zona se acumula la mayor deformación. En la medida que el punzón avanza, se reduce el espesor de material en la base de la preforma. Como resultado las tensiones y la deformación se desarrollan de diferente modo en los casos con y sin entalla. En el material entallado, la deformación (y las tensiones) se localizan entre el hombro de ataque del punzón y la ranura en la base. Puede verse que ese sector es el de mínima sección.

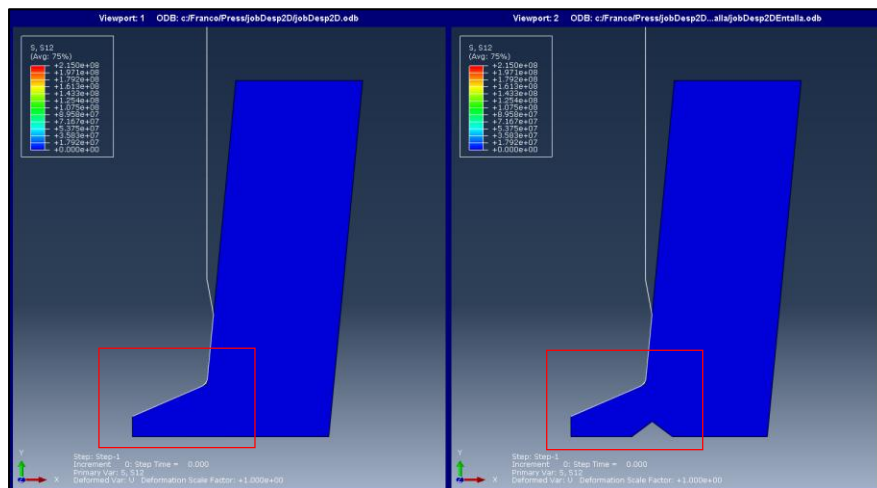


FIG.IV.22 Representación de las geometrías simuladas y zona de detalle para la figura siguiente.

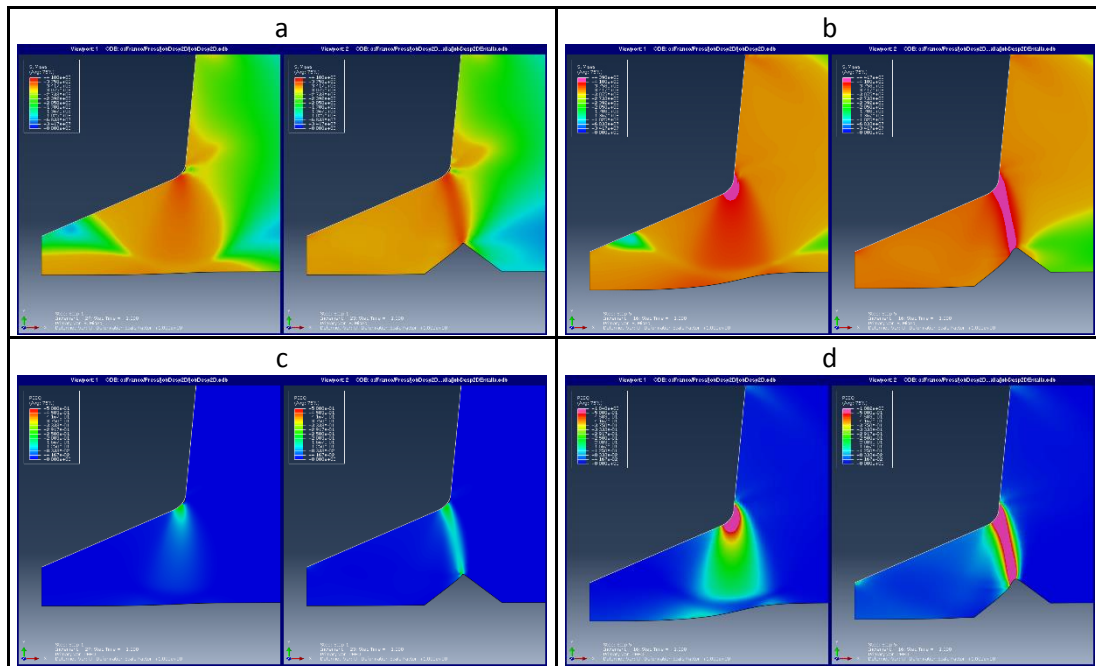


FIG.IV.23 Zona de detalle de los resultados de la simulación: a) tensión combinada de Von Mises para un desplazamiento de 0,2 mm, y b) para un desplazamiento de 1 mm. c) deformación plástica acumulada para un desplazamiento de 0,2 mm, y d) para un desplazamiento de 1 mm.

#### 4.5 DESEMPEÑO DEL SISTEMA DE PUNZONADO-EXTRUSIÓN REDISEÑADO

##### 4.5.1 Condiciones y procedimiento de trabajo

Las condiciones de operación del equipo hidráulico, tanto como las variables de proceso (temperaturas de precalentamiento, lubricante, etc.) se muestran en la Tabla IV.5.

Tabla IV.5 Condiciones de operación del método de extrusión re-diseñado.

Dimensiones iniciales del bloque	Ø 33 mm x 28 mm (FIG.IV.19)
Temperatura de calentamiento del material	1250 °C
Temperatura de calentamiento de la matriz	450 °C
Velocidad del cabezal	5 – 6 mm/s
Lubricante	Quaforge 650
Punzones utilizados	Ø13 - Ø16 - Ø19 mm “pasantes” (FIG.IV.17)

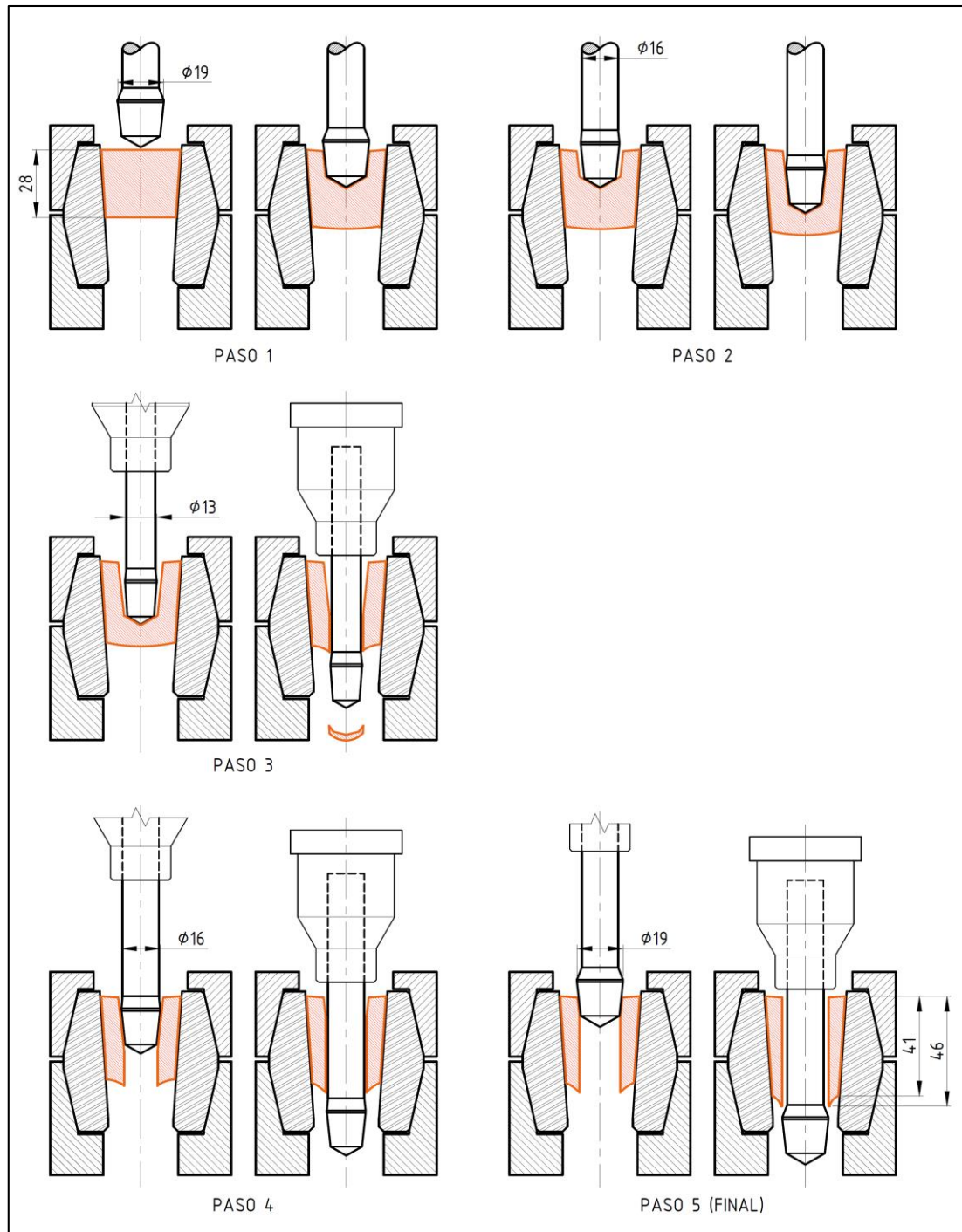


FIG.IV.24 Diagrama de pasos de conformado en el proceso utilizado para la fabricación de los acoples.

El procedimiento de fabricación es similar al utilizado con el diseño original, que fue comentado previamente. Es válido el diagrama de pasos de conformado de la FIG.IV.13. Para mejor comprensión del proceso, en la FIG.IV.24 se muestra la evolución del bloque de materia prima (preparado tal como se describió por medio de la FIG.IV.19, de largo inicial 28 mm y un volumen de 22300 mm<sup>3</sup>), hasta alcanzar su forma final, luego de 5 pasos de conformado.

La acción del punzón correspondiente a cada paso, desplaza un volumen de material equivalente a la penetración alcanzada hacia la superficie libre inferior. Como consecuencia, se imprime la forma anular deseada a la vez que se incrementa la longitud de la pieza. Se pueden diferenciar los primeros pasos donde se forma el agujero, hasta el paso particular en que se atraviesa por completo la pieza. En ese paso (el número 3), el punzón atraviesa la pieza “de lado a lado” debido a que el material remanente en la base de la preforma no logra resistir la acción del punzón, y por tanto se da la rotura y apertura de la base. Es frecuente el desprendimiento de una porción de material (de volumen entre 400 y 900 mm<sup>3</sup>). En los pasos posteriores se agranda el diámetro del agujero ya formado, cambiando a punzones de mayor diámetro calibrado. El diseño de los punzones en relación a su acción en cada una de estas fases características, se comentó en el punto e del apartado 4.4.1.

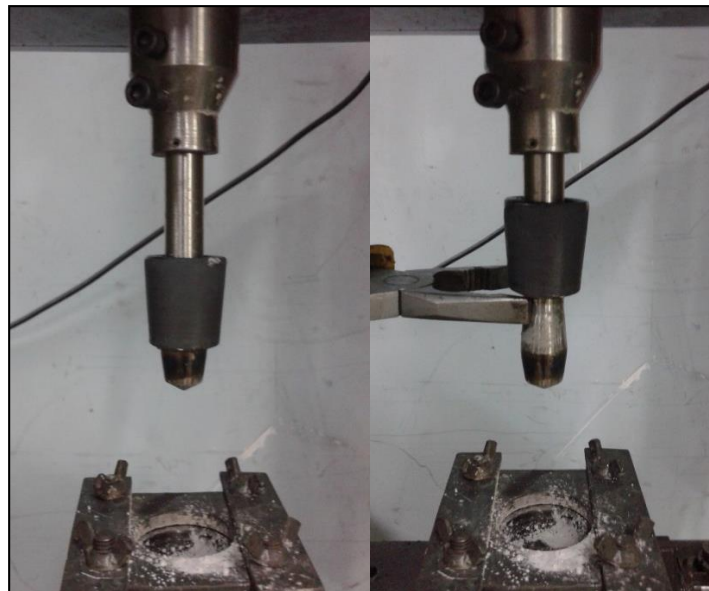


FIG.IV.25 Retroceso del cabezal móvil con extracción de la preforma (por acción del punzón) al finalizar el paso 4 del proceso de conformado. Puede verse que no existe ajuste entre la pieza y el punzón, permitiendo una fácil extracción cuando se libera al punzón de su soporte (para ello se aflojan los prisioneros del porta-punzón).

#### 4.5.2 Resultados

Por medio del proceso de conformado desarrollado en este capítulo, obtuvimos piezas perforadas como las que se muestran en las FIG.IV.27 y FIG.IV.28, con diámetro interior nominal de 19 mm. Éstas son perfectamente adecuadas a los objetivos planteados, restando una etapa de dimensionamiento final, lo cual en este caso, realizamos por maquinado (tal como se explicó en la sección 4.2). A continuación, expondremos en detalle los resultados obtenidos.

#### 4.5.2.1 Curvas de carga-desplazamiento

La carga aplicada por el cabezal de la máquina, en función de la penetración alcanzada (en cada paso de conformado), se muestra en el gráfico Fuerza-Desplazamiento de la FIG.IV.26. Los datos se registraron mediante los instrumentos y el sistema de registro que incorporamos a la prensa, y que detallamos en el ANEXO A1.

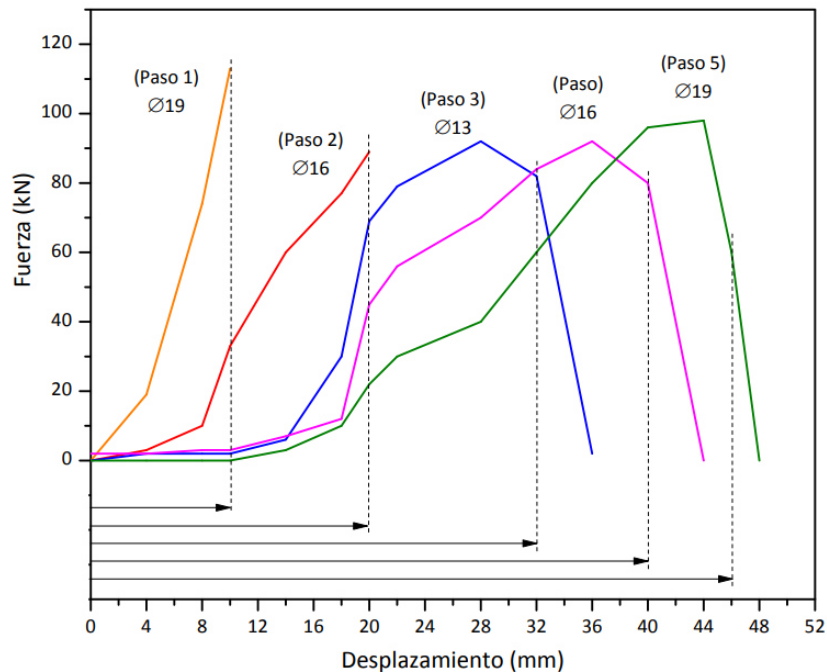


FIG.IV.26 Diagrama de Fuerza-Desplazamiento correspondiente al proceso de conformado de tubos sin costura, para un bloque inicial de 28 mm de longitud.

Puede verse que en los dos primeros pasos la carga aumenta rápidamente con avance reducido del punzón, lo cual responde al hecho de que la preforma aún no ha sido atravesada, de modo que el punzón siempre encuentra material en su frente, oponiéndose a su avance. Al alcanzar la penetración máxima del paso en cuestión, se realiza la carrera de retroceso (no incluida en el gráfico). Es importante notar que los niveles de carga registrados son similares a los valores que calculamos en el apartado 4.4.2.

En las últimas dos pasadas, el trabajo del punzón consiste en afinar la pared del tubo ya formado, con un recorrido total igual al largo de la preforma. Luego de que el punzón atraviesa por completo la geometría tubular, sigue su avance hacia la zona de desahogo con drástica reducción de la carga registrada.

La FIG.IV.26 es representativa de las diversas pruebas que realizamos. Sin embargo, debe señalarse que los registros presentan una variación relativamente importante en el nivel de carga a iguales condiciones de procesamiento. Relacionamos esto a la sensibilidad que exhibe la resistencia de la aleación con la variación de la temperatura, considerando que los gradientes

térmicos son muy difíciles de controlar (debido a la reducida inercia térmica de la preforma, y las características de contacto ya discutidas). Por este motivo resulta muy dificultoso determinar el efecto de la ranura en la carga registrada.

#### 4.5.2.2 Calidad Geométrica y superficial de las piezas obtenidas

La superficie de mayor importancia en la pieza fabricada es la correspondiente a la perforación cilíndrica (de hecho, es el objetivo de la operación de conformado).

En todas las piezas fabricadas hemos obtenido perforaciones cilíndricas de gran calidad geométrica y dimensional, tal como se muestra en la FIG.IV.27. La presión y el desplazamiento del punzón generan una superficie de óxido muy lisa, tal cual la observada en la superficie de las chapas laminadas. Se observan finas rayas longitudinales, producidas por partículas duras (por ejemplo, pequeñas porciones de óxido desprendido) y arrastradas por el punzón.



FIG.IV.27. Fotografías de la misma pieza desde ambos extremos.

Respecto de la superficie exterior, la formación de óxido se observa de forma evidente. Los sucesivos ciclos de calentamiento – enfriamiento – calentamiento, incrementan progresivamente el volumen de la capa de óxido formada (eventualmente, se observa desprendimiento de finas láminas del mismo). Sin embargo, no afecta la calidad de la pieza fabricada. Más aún, la capa exterior será retirada en la etapa de maquinado final.

Ahora vamos a evaluar la zona de corte/troquelado, según lo considerado en el inciso *f* del apartado 4.4.1. En el lote de piezas fabricadas sin ranura en el bloque inicial, se observa en la base de la pieza una zona de rotura y desprendimiento de material (FIG.IV.28a).

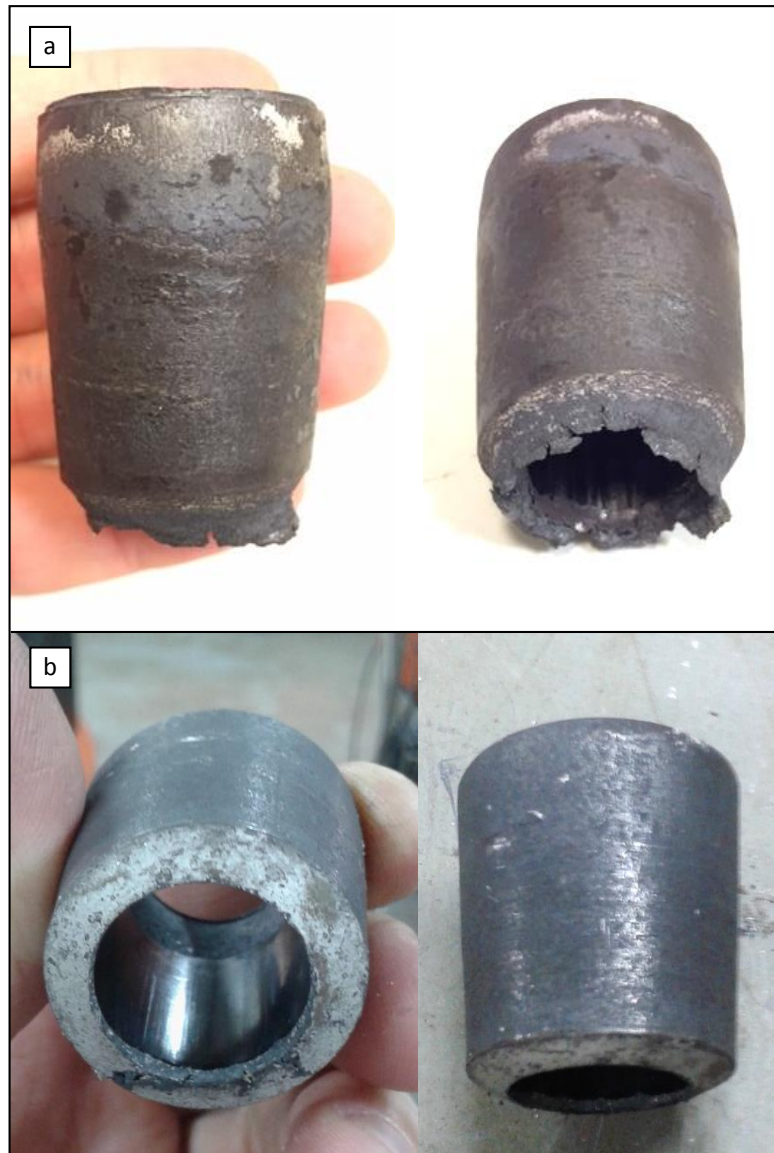


FIG.IV.28. Piezas obtenidas por el método de extrusión mejorado, a partir de: a) un bloque inicial sin ranura, y b) un bloque inicial con ranura.

Las piezas que se fabricaron con bloques ranurados en la base, muestran una zona de corte prolija, con características similares a las de *troquelado*. La ranura funciona como zona preferencial de corte, lo que se corresponde con los discos de material desprendidos en diferentes pruebas. Esta situación es la prevista por medio de la simulación realizada. Incluso, en caso que el punzón perfore el centro de la pieza primeramente, las fisuras radiales encuentran en la ranura un obstáculo para su propagación.

Una vez atravesada la pieza, el paso de los punzones de dimensiones crecientes (o sea los de diámetro 16 y 19 mm respectivamente, según la FIG.IV.24) eliminan por deformación plástica las imperfecciones del corte, mejorando la calidad superficial y geométrica de la zona. En consecuencia, se obtiene una zona de corte de gran calidad, tal como se observa en la FIG.IV.28b.

#### 4.5.2.3 Maquinado de dimensionamiento.

El proceso desarrollado en esta tesis para la fabricación de acoples sin costura, con memoria de forma, contempla una operación final de maquinado. Dicha operación se aplica a los tubos obtenidos por el método de punzonado, para reducir el espesor de pared y lograr las dimensiones deseadas en el producto final. A dicho propósito, aplicamos una operación de torneado, obteniendo los acoples que se muestran en la FIG.IV.29.



FIG.IV.29. Acoples terminados, fabricados por el método de punzonado-extrusión y luego del maquinado final de dimensionamiento.

## 4.6 CONCLUSIONES

En el presente capítulo hemos presentado los desarrollos realizados en la fabricación de tubos sin costura de aleación con memoria de forma, para la fabricación de acoples para ejes y tuberías. El análisis de los métodos industriales de conformado nos permitió adoptar un sistema de fabricación acorde a la disponibilidad y condiciones tecnológicas de la aleación de trabajo. Realizamos pruebas con un prototipo de matriz de punzonado-extrusión, encontrando algunos problemas y limitaciones. Sobre esa base, realizamos un rediseño del sistema de conformado, con el cual **logramos cumplir el objetivo planteado: obtener piezas perforadas (tubos sin**

**costura) de calidad y longitud suficiente para la fabricación de acoples con MF.** Cabe aclarar que dichas piezas conformadas no requieren de procesamientos adicionales más que un torneado de dimensionamiento final.

Las principales dificultades que debimos afrontar fueron:

- 1- La inexistencia previa de un equipo de potencia para realizar la operación.
- 2- La limitada disponibilidad de aleación de trabajo, lo que condicionó la cantidad de pruebas realizables.
- 3- La elevada dureza de la aleación 17Mn, que exhibe dificultad para ser deformada, aún a temperaturas elevadas.

El trabajo realizado permite destacar algunas conclusiones particulares:

- 1- Encontramos que el diseño del método y dispositivos empleados para el conformado en caliente de la aleación 17Mn resultó ser un factor crítico para el éxito del proceso, lo cual podría extenderse para materiales de alta resistencia en general.
- 2- En piezas pequeñas como las fabricadas, el rápido enfriamiento y la formación de gradientes térmicos endurecen las zonas de contacto, impidiendo el avance de la deformación y pudiendo generar roturas localizadas. Por tanto, representan un problema que debe ser atendido para el éxito de la operación.
- 3- La subdivisión de la operación en etapas, conocida como *multi-step forging*, resultó una eficiente estrategia para gestionar el problema del enfriamiento durante la operación, permitiendo recalentar la aleación entre cada paso de deformación. De esta manera se logró alcanzar la penetración completa de la preforma y atravesarla formando el tubo sin costura, lo cual fue imposible de lograr en un único paso.
- 4- Por otro lado, dicha subdivisión demanda mayor tiempo de operación y complejiza el procedimiento al introducir mayor número de variables.
- 5- En las pruebas realizadas con el sistema de conformado desarrollado, no hemos podido establecer relaciones unívocas (o invariantes) en las variables principales dentro de cada paso de deformación: temperatura inicial y final de la pieza, profundidad de penetración alcanzada, velocidad de avance, y carga máxima. Esta situación se relaciona en gran medida con la dificultad de controlar los flujos térmicos, los cuales generan gradientes de temperatura que desconocemos en su valor punto a punto dentro del volumen de trabajo.

- 6- La imposibilidad de establecer dicha relación unívoca entre las variables de proceso, dificulta la estandarización, y da cuenta de cierto carácter artesanal en el proceso productivo.

Pese a las dificultades encontradas, hemos logrado obtener piezas de características adecuadas a los objetivos propuestos. Esto plantea un panorama alentador para continuar trabajando en la mejora del sistema. De las características arriba enumeradas, se desprenden cantidad de posibilidades para optimizar el método desarrollado (sea mejorando el control de las variables de proceso, sea optimizando el herramental, etc.) o bien explorando otros métodos o tipos de conformado.

#### 4.7 REFERENCIAS IV

- [A05] ASM Handbook, 9° Edic., Vol.1: Properties And Selection Irons, Steels, and High-Performance Alloy, 2005.
- [A05b] ASM Handbook, 9° Edic., Vol.14: Forming and Forging, 2005.
- [A05c] ASM Handbook, 9° Edic., Vol.16: Machining Processes, 2005.
- [B11] B. A. Behrens, J. Kerkeling; *Prod. Eng. Res. Devel.* 5 (2011), 201-207.
- [C15] R. Comaneci, L. Zaharia, D. Nedelcu and L. G. Bujoreanu; *IOP Conf. Series: Mat. Sci. And Eng.* 95 (2015), 1-7.
- [D14] A. V. Druker, A. Perotti, I. Esquivel, and J. Malarría; *Mat. and Des.* 56 (2014), 878-888.
- [D61] G. Dieter; "Mechanical Metallurgy", McGraw-Hill, (1961).
- [G09] A. Giotti, S. Fanini, S. Bruschi, P. F. Bariani; *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 58 (2009), 255-258.
- [G10] M. P. Groover; "Fundamentals of Modern Manufacturing", 4<sup>th</sup> Edit., John Wiley and Sons Inc., (2010).
- [H07] W. Hosford, R. Caddell; "Metal Forming: mechanics and metallurgy", 3<sup>th</sup> Edit., Cambridge Univ. Press, (2007).
- [H16] R. Henry, and M. Liewald; *MATEC Web of Conferences* 80 (2016), 10007.

- [I10] ISO 286-1:2010, Geometrical product specification – ISO code system for tolerances on linear sizes – Part 1: Bases of tolerances, deviations and fits. International Organization for Standardization, 2010.
- [K11] I. Kacmarcik, D. Movrin, A. Ivanicevic; *Jour. for Tech. of Plast.* 36 (2011), 35-47.
- [K14] U. Kumar, A. Kumar Mishra, and R. Ohdar; *Int. Jour. of Mech. Eng. and Rob. Res.* 3 (2014), 155-162.
- [L94] K. Lange (Ed.), “Handbook of Metal Forming”, 2<sup>nd</sup> Edition, Society of Manufacturing Engineers, (1994).
- [L15] D. Li, Y.Feng, S. Song, Q. Liu, Q. Bai, F. Ren, F. Shangguan; *Jour. of Alloy and Comp.* 618 (2015), 768-775.
- [O04] E. Oberg, F. D. Jones, H. L. Horton, and H. H. Ryffel; “Machinery’s Handbook”, 27<sup>th</sup> Edition, Industrial Press Inc., (2004).
- [S98] Schuler GmbH; “Metal Forming Handbook”, Springer, (1998).
- [W84] C. Wick, J. Benedict, R Veilleux (Editors); TME Handbook, 4<sup>th</sup> edition, Vol.II: FORMING, Society of Manufacturing Engineers, (1984).

## CAP 5 – DESEMPEÑO FUNCIONAL DE LOS ACOPLES FABRICADOS POR EL MÉTODO DE PUNZONADO-EXTRUSION

### 5.1 PROPIEDADES MECÁNICAS Y MEMORIA DE FORMA

Tal como hemos explicado en el capítulo 2, medimos el grado de recuperación de forma diametral en muestras de los acoples fabricados por el método de punzonado-extrusión descrito en el capítulo 4 (muestras denominadas PE), y en muestras maquinadas directamente de la barra fundida, a modo de testigo. Todas fueron previamente expandidas hasta diferentes deformaciones, con el dispositivo desarrollado en la sección 2.3.4. Presentaremos primero los resultados del proceso de expansión diametral, y luego analizaremos los grados de recuperación de forma.

#### 5.1.1 Propiedades mecánicas durante la expansión diametral.

Todas las muestras ensayadas mostraron un comportamiento similar, con una zona de deformación elástica luego de la cual la deformación prosigue principalmente por activación de la transformación martensítica y/o por deformación plástica, en analogía a lo descrito y discutido para el caso de chapas laminadas ensayadas en tracción. Esta analogía tiene validez en referencia al estado de tensiones en la muestra, considerando que durante la expansión diametral las tensiones son principalmente de tracción a lo largo de la dirección o circunferencial de las muestras de geometría anular.

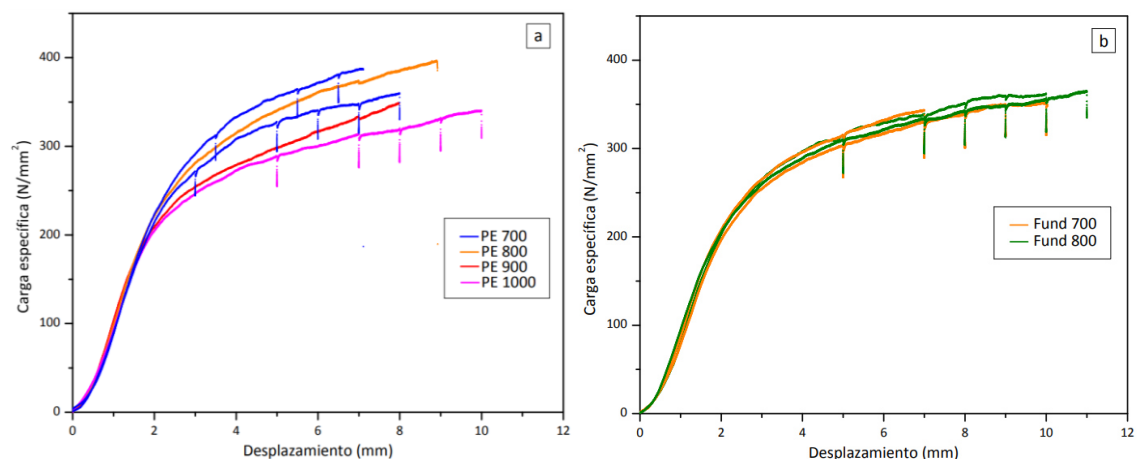


FIG.V.01. Curvas de carga específica vs desplazamiento de cabezal durante la expansión diametral de acoples: a) PE y recocidos a diferentes temperaturas, b) maquinados desde la barra fundida y recocidos a 700 y 800 °C.

Dado que cada muestra tiene una longitud y espesor propios, definimos el parámetro *carga específica* para su comparación. Ésta, se obtiene al dividir el valor registrado con la celda de carga por la sección  $s \text{ (mm}^2\text{)} = l \text{ (mm)} \cdot e \text{ (mm)}$ , con  $l$  = longitud de muestra y  $e$  = espesor de pared. La FIG.V.01 presenta los resultados del proceso de expansión en términos de la carga específica vs el desplazamiento del cabezal. Las diferentes extensiones de las curvas en el eje del desplazamiento corresponden a los diferentes grados de deformación aplicados. Las líneas verticales con descenso de carga corresponden a detenciones periódicas (con duración = 5 s) para medir el diámetro del acople efectivamente alcanzado a determinados valores de desplazamiento del cabezal.

### 5.1.2 Grado de recuperación de forma diametral.

Realizamos ensayos de recuperación de forma en muestras de acoples PE (FIG.V.02.a) y para las muestras testigo obtenidas de la barra fundida (FIG.V.02.b). El ensayo consistió en la expansión diametral hasta diferentes niveles de deformación de todos los especímenes a temperatura ambiente, y, posteriormente, activar la recuperación de forma mediante un recocido de recuperación de 5 minutos a 500 °C. El cálculo del  $GRF_d$  se realiza según la ecuación Ec.II.5, la cual reproducimos a continuación para mayor claridad:

$$GRF_d(\%) = \frac{\varepsilon_{rec}}{\varepsilon_{rem}} \cdot 100 = \frac{\phi_1 - \phi_2}{\phi_1 - \phi_0} \cdot 100 \quad \text{Ec. II. 5}$$

En donde  $\phi_0$  es el diámetro antes de la expansión,  $\phi_1$  es el diámetro expandido y  $\phi_2$  es el diámetro luego de la recuperación.

Incluimos rectas de ajuste de los resultados experimentales, con la intención de visualizar la tendencia decreciente del GRF con el aumento de la deformación aplicada. Se observa que las todas muestras PE presentan un deterioro en el comportamiento de memoria de forma, cuando crecen las deformaciones. Con respecto al tratamiento térmico, las recocidas a 700 °C mostraron una mejor recuperación que las recocidas a 800 °C. Este mismo comportamiento se observa en las muestras testigo.

Teniendo en cuenta la aplicación funcional de los acoples, prestamos atención especial a los casos sometidos a una expansión de 4%, los que mantienen una deformación  $\varepsilon_{rem}$  de aproximadamente 3% luego de la recuperaciones elástica y pseudoelástica. En la FIG.V.03 mostramos los resultados obtenidos para los diferentes recocidos aplicados. Recocidos a temperaturas superiores (900 y 1000 °C) evidencian un mayor deterioro en la cantidad de deformación recuperada.

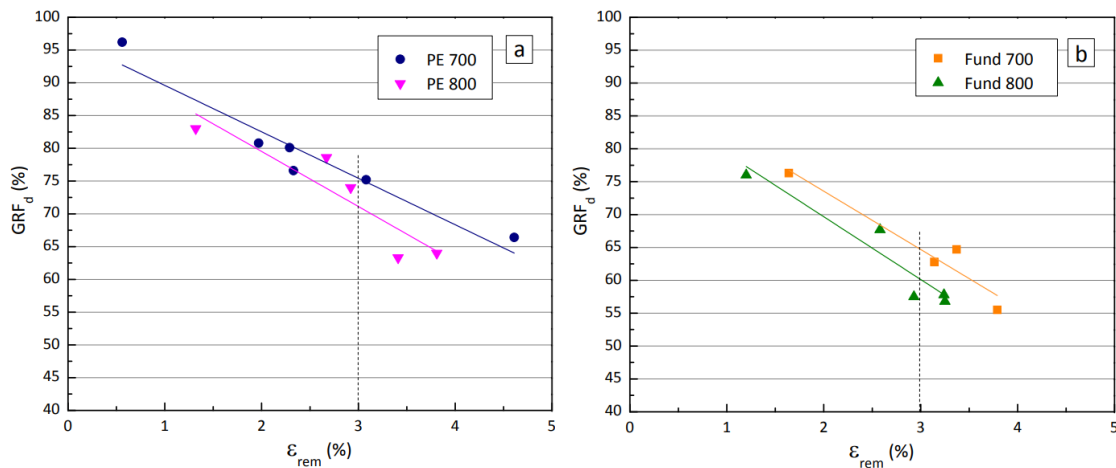


FIG.V.02. Grado de recuperación de forma de acoples, en función de la deformación remanente  $\epsilon_{rem}$  registrada, luego de aplicárseles diferentes grados de expansión diametral.

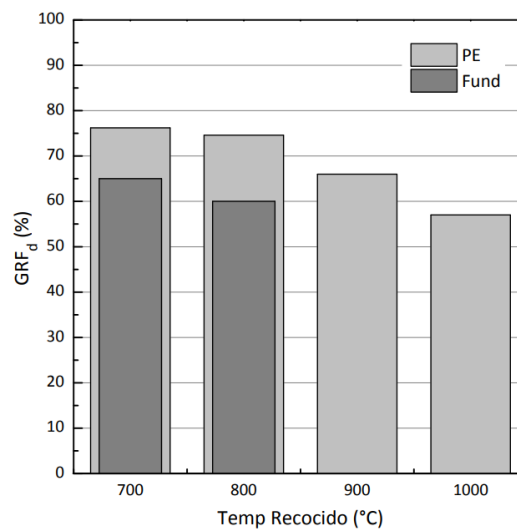


FIG.V.03. Grado de recuperación de forma de acoples recocidos a diferentes temperaturas, luego de aplicárseles 4% de expansión diametral ( $\epsilon_{rem}=3\%$ ).

## 5.2 ENSAYO DE OPERACIÓN DE LOS ACOPLÉS FABRICADOS

Realizamos una prueba de desempeño del sistema de unión por medio de los acoples con memoria de forma, fabricados por el método de punzonado-extrusión. Éstos fueron expandidos diametralmente, con una deformación remanente  $\epsilon_{rem} = 3\%$ , antes de ser montados sobre los ejes de prueba, como se describió en el apartado 2.3.8. A fin de comparar resultados, realizamos el mismo procedimiento con acoples testigo, maquinados del lingote fundido. La dimensión antes de ser expandidos, o sea la dimensión de fabricación, fue  $\phi_{fab} =$

$20,4^{+0,094}_{+0,047}$  mm, según lo calculado en el apartado 4.2.1, y 19 mm de largo, resultando en un área interna de 6,1 cm<sup>2</sup>.

Para la medición, vamos aumentando progresivamente la carga aplicada, hasta detectar un desplazamiento en la línea de control previamente trazada (ver FIG.II.14); eso determina que la unión ha cedido. Este suceso va acompañado de una inmediata reducción en la resistencia ante el torque aplicado, y entonces retiramos la carga. Consideramos que el torque máximo registrado instantes antes del punto de cedencia, es el torque máximo que puede transmitir la unión.

Repetimos el procedimiento cinco veces en cada conjunto de prueba; los resultados se muestran en la Tabla V.1. Realizamos tales repeticiones con el objetivo de caracterizar las condiciones de montaje que prevalecen luego de haberse alcanzado el torque máximo. Por ejemplo, en un acoplamiento mecánico realizado mediante chavetas o pernos, estos elementos fallan con rotura parcial o completa, dejando de cumplir su función de acoplamiento. En el caso de los acoples con memoria de forma, la transmisión de torque se da por la presión de contacto entre las superficies del eje y acople. Al superarse el toque máximo, se produce una deformación superficial (podría decirse que se barren parcialmente las irregularidades superficiales que permiten transmitir fuerza entre una superficie y otra) cuyo efecto es la reducción del torque transmitido (a similar presión superficial), tal como los resultados ponen en evidencia.

Tabla V.1. Torques máximos transmitidos en uniones utilizando acoples con MF.

Repetición	Torque máx. (kgm)	
	Acople PE	Acople fundido
1	12	9
2	9	7
3	7,5	7
4	7,5	7
5	7,5	7

Para independizarnos de las dimensiones del acople, normalizamos los valores de torque registrados, dividiendo por el área de contacto eje-acople. El montaje se realizó cuidando que el acople abrace la misma longitud en ambos ejes, por lo tanto, el área de contacto a considerar es la mitad del área interna del mismo. Los valores así calculados se grafican en la FIG.V.04.

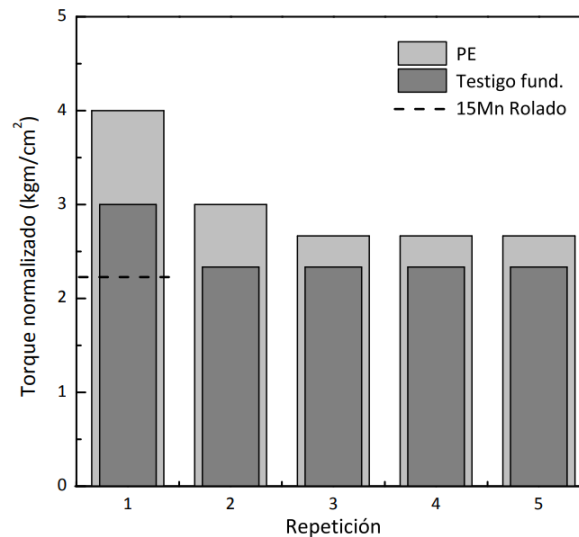


FIG.V.04. Torque máximo normalizado, en el sistema de unión con acoples con MF, recocidos a 700 °C.

La capacidad de unión con los acoples PE supera en un 30% a la correspondiente a los acoples “fundidos”. Por otra parte, vemos que el torque que puede transmitir la unión en las sucesivas aplicaciones se estabiliza en valores de entre el 60 y el 75% del valor máximo.

Hemos incluido en la FIG.V.04 (con línea de puntos) el valor del torque normalizado transmitido por un acople de aleación 15Mn fabricado con chapa rolada y soldada, el cual hemos informado en trabajos previos [D14]. En ese caso no se realizaron repeticiones, por lo que comparamos solo el valor del torque máximo en medición única. Dicho valor es poco más del 50% del torque máximo transmitido por el acople punzonado.

### 5.3 COMPARACIÓN CON EL SISTEMA DE UNIÓN POR CONTRACCIÓN TÉRMICA

El sistema de unión aquí presentado tiene similitudes con el sistema de ajuste por contracción térmica, ampliamente difundido y utilizado en la industria para lograr ajustes de interferencia elevada. A medida que se incrementa el nivel de interferencia entre las piezas a vincular, el montaje convencional se hace más dificultoso y suele ser necesario la utilización de una fuerza mecánica para lograrlo. Si las piezas se diseñan aún con mayor interferencia, se hace necesaria la utilización de una diferencia de temperaturas entre las piezas. Por ejemplo, la pieza agujero deberá ser calentada a fin de que aumente su dimensión por dilatación, y así poder alojar a la pieza eje. Al enfriarse se contraerá recuperando la dimensión original y lográndose así la interferencia proyectada. De aquí la similitud con el sistema por recuperación de forma, y por tanto surge la pregunta ¿qué diferencia existe entre ambas posibilidades?, o más

específicamente ¿qué relación hay entre los ajustes logrados entre cada sistema? Realizaremos a continuación un breve análisis para poner de manifiesto la diferencia.

En primer lugar, calculamos la contracción lograda desde la misma temperatura utilizada para la retransformación de los acoples (400 °C), para una medida nominal de 21 mm, y considerando un acero común ( $\alpha = 12 \times 10^{-6}$ ):

$$\Delta\phi = \alpha \phi_0 \Delta T$$

$$\Delta\phi = 12 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1} \cdot 21 \text{ mm} \cdot 400 \text{ } ^\circ\text{C} = 0,100 \text{ mm}$$

Esa cantidad de contracción dimensional, representa el 0,5% de la medida nominal del acople. Recordando que los acoples diseñados fueron expandidos diametralmente, manteniendo una deformación estable de 3%, y que tienen una capacidad de recuperación de forma del 75% (ver apartado 5.1.2) entonces la cantidad de deformación recuperada es 2,25%, o sea 4 veces superior a la que se puede conseguir con un acoplamiento por contracción térmica desde la misma temperatura. Si utilizásemos una temperatura de calentamiento de 800 °C, la contracción resultaría de 1% de la medida nominal, aún muy inferior a la capacidad del acople con MF. Estos resultados se reúnen en la Tabla V.2, junto con las correspondientes dimensiones nominales de fabricación, montaje y de contracción libre. Se obtienen partiendo de la misma condición de montaje, tal como realizamos en el cálculo detallado en el apartado 4.2.1.

Tabla V.2 Comparación de sistemas de unión mediante acoples con MF y por contracción térmica, a través de sus dimensiones nominales y contracciones nominales sin restricciones mecánicas.

Sistema:	$\phi$ de fabricación (mm)	$\phi$ expandido (mm) (condición de Montaje)	$\phi$ de contracción libre (mm)	$\Delta\phi$ (mm)	Contracción (%)
<i>Acople con MF</i>	20,50	21,10	20,63	0,47	2,25 %
<i>Acople por contracción térmica</i>					
$\Delta T = 400 \text{ } ^\circ\text{C}$	21,00	21,10	21,00	0,1	0,5 %
$\Delta T = 800 \text{ } ^\circ\text{C}$	20,90	21,10	20,90	0,2	1 %

Partiendo de la condición de montaje deslizante, representada en la FIG.V.05a, en la parte *b* de la misma figura se representan la dimensión del acople con MF retransformado (luego de ser calentado por encima de  $A_f \approx 400 \text{ } ^\circ\text{C}$ ) y la interferencia resultante en ese caso (tal como calculamos en el apartado 4.2.1); mientras en la parte *c* se grafica la dimensión que alcanzaría un acople por contracción térmica desde una temperatura de 800 °C (partiendo de la misma condición de montaje). Puede observarse que la interferencia máxima que se alcanzaría en ese segundo caso es apenas la misma que la interferencia mínima en el caso del acople con MF. En

tanto no podríamos hablar de interferencia mínima, ya que la situación dimensional más desfavorable sería de juego máximo, sin que se cumpla el objetivo de acoplamiento.

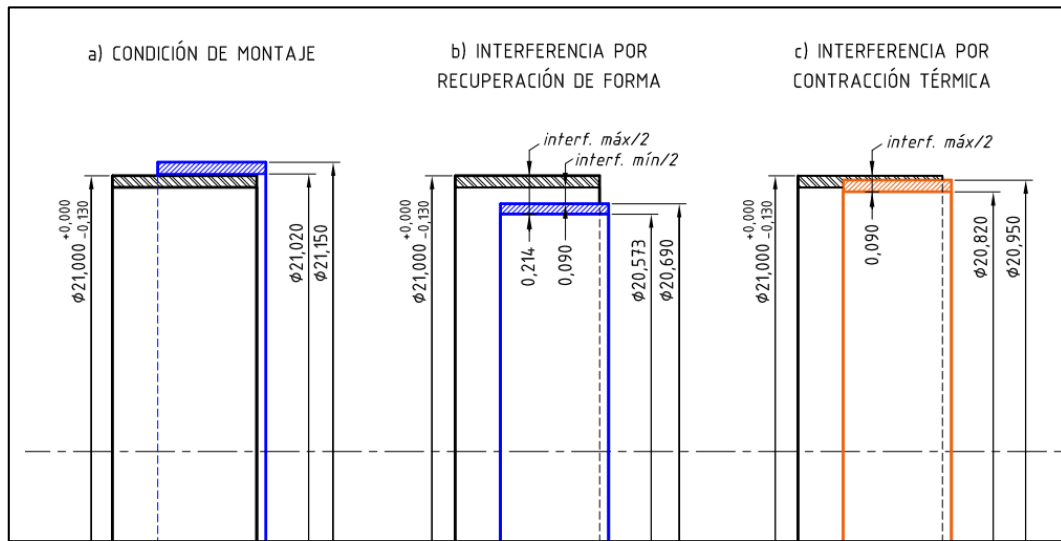


FIG.V.05 Representación gráfica de rangos de tolerancia en las piezas diseñadas. En negro se representa el rango dimensional de un eje trefilado D21mm, en azul el rango dimensional de los acoples fabricados. a) Condición de montaje deslizante. b) Ajustes de interferencia logrados por retransformación de acoples con MF. c) Ejemplo comparativo: Ajustes logrados en unión por contracción térmica desde 800 °C (el rango dimensional del acople frío se representa en color naranja).

#### 5.4 MICROSCOPIA ÓPTICA

Sólo pudimos caracterizar la microestructura de nuestros acoples mediante la técnica de microscopía óptica. Realizamos un corte transversal y analizamos la superficie correspondiente al espesor de pared, antes y luego de aplicárseles 4% de expansión diametral. Las imágenes de la FIG.V.06 muestran el espesor completo en una zona de la pieza, con el diámetro interior a la izquierda y el exterior a la derecha en cada imagen.

Estas piezas presentan un elevado tamaño de grano (aprox. 100  $\mu\text{m}$ ), con poca variación respecto de la temperatura de recocido, y no son equiaxiales: se observa el eje mayor en la dirección circunferencial y el eje menor en la radial. Respecto del tamaño, es posible que las sucesivas etapas de calentamiento hasta 1250 °C hayan propiciado tal crecimiento, en tanto la geometría indica que están deformados debido a compresión en la dirección radial ejercida entre el punzón y la pared interna de la matriz.

En las fotomicrografías mostradas en la FIG.V.06a y c, no se observan bloques ni colonias de precipitados en el interior de los granos austeníticos, ni en los bordes de grano. Esto podría ser resultado de los sucesivos períodos de calentamiento a 1250 °C durante el conformado,

temperatura muy superior al rango de estabilidad de estos precipitado [F15] y por tanto, suficiente para una completa solubilización. Por otro lado, es posible que el tiempo de los recocidos posteriores haya sido insuficiente para que precipiten nuevamente, al menos de forma observable en la escala de microscopía óptica. Las maclas de recocido aparecen claramente en la microestructura de ambas muestras.

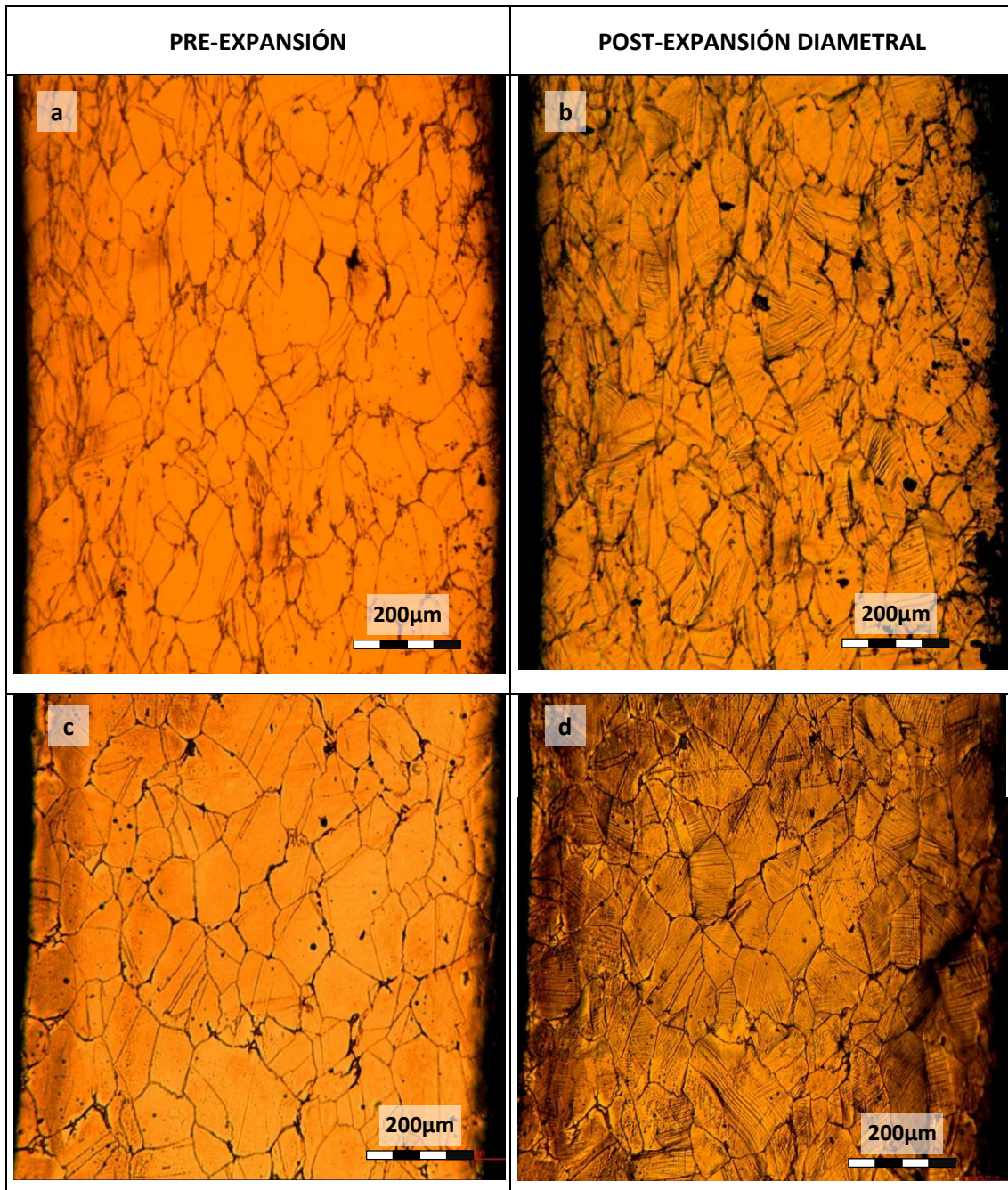


FIG.V.06. Micrografías realizadas en una sección transversal, comprendiendo el espesor de pared de los acoples PE. a) Acople recocido a 700 °C antes de ser expandido, b) la misma zona del mismo acople luego de ser expandido diametralmente, c) acople recocido a 800 °C, y d) la misma zona del mismo acople luego de ser expandido diametralmente.

Por otra parte, en las FIG.V.06b y d se observa la presencia de placas de martensita  $\varepsilon$  en los granos de austenita. En la muestra recocida a 700 °C se presentan en sólo una variante por grano; en cambio, en la muestra recocida a 800 °C dos variantes de martensita se desarrollan en muchos de los granos observados. El aspecto curvado de esas placas es característico de la martensita inducida por deformación.

## 5.5 DISCUSIÓN

En el Capítulo 3 mostramos, en las chapas laminadas y recocidas, que un procesamiento termomecánico adecuado tiene la capacidad de optimizar la propiedad memoria de forma debido a los cambios introducidos en su microestructura: fundamentalmente, a través de la introducción de dislocaciones y la generación de núcleos potenciales para la formación de martensita  $\varepsilon$ . El procesamiento por punzonado-extrusión, empleado en la fabricación de acoples sin costura, evidentemente también modifica la microestructura de defectos del material. Al comparar las capacidades de recuperación de forma ( $GRF_d$ ) y los torques transmitidos por los acoples PE, con los maquinados del lingote fundido, queda demostrado que las modificaciones introducidas durante el conformado también son capaces de optimizar el efecto memoria de forma. Para un trabajo futuro, queda pendiente realizar observaciones mediante microscopía TEM en muestras PE, para determinar las características concretas de la microestructura de defectos producida, y compararla con las chapas laminadas.

La diferencia en el torque registrado entre los acoples PE y los “fundidos” sólo puede deberse a una diferente tensión desarrollada en el ajuste por retransformación, siendo que las dimensiones y las características superficiales se han preparado de forma idéntica. Es posible que dicha diferencia de tensión se relacione directamente a la mayor recuperación de forma de los acoples punzonados. Otros factores de influencia son las tensiones de transformación martensítica y la de deslizamiento plástico, tal como hemos discutido en el Capítulo III.

En tanto, la diferencia de torque máximo entre el acople de aleación 17Mn punzonado y el rolado de aleación 15Mn es significativa, y puede atribuirse a una combinación de factores. Por una parte, la aleación 17Mn presenta valores de tensión de retransformación que resultan elevados en comparación a los obtenidos con otras aleaciones de la familia Fe-Mn-Si-Cr-Ni. Por otra parte, los acoples punzonados presentan muy buena precisión geométrica en su perforación interior (cilindricidad). Esta característica se mantiene, o incluso se mejora, luego del maquinado de terminación. Los acoples maquinados directamente del lingote fundido

presentan idénticas condiciones geométricas. En cambio, el proceso de rolado de chapa y soldadura de cierre no permite asegurar la calidad geométrica, especialmente en materiales con elevado límite elástico. La falta de cilindridad reduce el área efectiva de contacto a la vez que deteriora las condiciones de montaje y ajuste, limitando la tensión máxima desarrollada en la unión, aún en materiales con óptimas propiedades de MF.

Otro aspecto observado es que el  $GRF_d$  se reduce conforme aumenta  $\varepsilon_{rem}$ . El deterioro en el EMF con el aumento de la deformación aplicada (denominada como *pre-strain* en la bibliografía) es un efecto conocido [L99, S06]. A bajas deformaciones, ésta se compensa casi exclusivamente mediante la transformación  $\gamma \rightarrow \varepsilon$ , activándose principalmente las variantes cristalográficas mejor orientadas. A mayores grados de deformación, se activarán variantes secundarias, con incremento de la tensión de transformación  $\sigma_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ . Este incremento de tensión puede ser suficiente para activar los sistemas de deslizamiento plástico, dando lugar a deformaciones no recuperables, y por tanto registrándose caídas en el GRF. A su vez, ante la proliferación de variantes y el aumento de la cantidad de placas de martensita, se produce la interacción entre las mismas. Esta situación puede dificultar el movimiento de retroceso de las dislocaciones parciales de Shockley [G94, M03], deteriorando la capacidad de recuperación de forma.

Una consideración no menos importante radica en la facilidad de manipulación y en las ventajas operativas de los acoples con memoria de forma en comparación al método tradicional de unión por contracción térmica. Los acoples que hemos fabricado desarrollan contracciones del orden del 2,25% del diámetro nominal, lo cual representa entre 2 y 5 veces la contracción producida térmicamente en un material convencional (dependiendo de la temperatura de calentamiento utilizada). Considerando las tolerancias de fabricación tanto de la pieza eje como de los acoples, y para un calentamiento de 800 °C, la interferencia máxima alcanzable en la unión por contracción térmica apenas iguala a la interferencia mínima asegurada con el sistema de acople con MF. Por otra parte, mientras se realiza el montaje del conjunto mecánico cuyas partes se desean vincular, el acople con MF se manipula en su estado “expandido” (siendo ésta una condición estable en el tiempo) y a temperatura ambiente. A diferencia, un elemento de unión por contracción térmica se debe manipular caliente, con las dificultades que ello supone, y el montaje debe realizarse con celeridad antes de que se enfríe y se reduzca su dimensión. El plazo de montaje no tiene restricciones para los acoples con MF, se puede armar y desarmar el mecanismo cuantas veces se desee antes de realizar el ajuste por retransformación de fase (recordamos que para ello se calentará la pieza hasta alcanzar la temperatura  $A_F \approx 400$  °C). Este último es un aspecto muy novedoso que se hace posible con la utilización del EMF.

## 5.6 CONCLUSIONES

Hemos evaluado las propiedades de memoria de forma y desempeño de los acoples de aleación 17Mn, fabricados por el método de punzonado-extrusión (PE). Comparamos dichas propiedades con las de acoples obtenidos por maquinado del lingote fundido y homogeneizado. Los resultados nos permiten señalar que:

- 1- Los acoples PE evidencian un EMF similar al observado en chapas laminadas: los casos recocidos a 700 °C recuperaron el 75% de la dimensión, luego de haber sido expandidos 4% diametralmente.
- 2- Los casos PE recocidos a 800 °C presentan  $GRF_d$  levemente inferiores a los recocidos a 700 °C, en todo el rango de deformaciones. A su vez, las muestras testigo (fundidas) exponen  $GRF_d$  hasta un 20% inferior a los PE.
- 3- La unión de ejes de 21 mm de diámetro mediante un acople PE recocido a 700 °C resistió un torque máximo de 4 kg/cm<sup>2</sup>, en tanto con el fundido fue un 25% menor.
- 4- El mejor desempeño de los acoples PE respecto de los fundidos (tanto recuperación de forma como torque máximo) se atribuye a las modificaciones microestructurales introducidas en el procesamiento termomecánico aplicado.

Al comparar el desempeño de los acoples PE con MF con el sistema convencional de ajuste por contracción térmica, algunas características notables deben ser señaladas:

- 5- Interferencia: para las mismas condiciones operativas, esto es, dimensiones nominales, montaje, y considerando un calentamiento hasta 400 °C (suficiente para asegurar la completa retransformación de fase de la aleación 17Mn), la contracción térmica diametral para un acero convencional es de 0,5%, mientras que los acoples PE alcanzan un 2,25%. Si se aumenta hasta 800 °C la temperatura de calentamiento del material convencional, la contracción será del 1%, en cuyo caso la máxima interferencia que se produciría con un eje trefilado apenas alcanza el valor de la mínima interferencia que se asegura con los acoples PE; siendo para éste la interferencia máxima 2,4 veces superior.
- 6- Manipulación: Los acoples PE de aleación 17Mn pueden ser manipulados a temperatura ambiente, mientras que los acoples de contracción térmica requieren ser manipulados a alta temperatura.

- 7- Estabilidad: Debido al enfriamiento natural, la pieza agujero en el sistema por contracción térmica es inestable y debe ser ensamblada con celeridad. A diferencia, los acoples PE diseñados son estables en el tiempo y no sufrirán modificaciones microestructurales ni dimensionales al menos hasta los 100 °C. La estabilidad en el tiempo es un aspecto novedoso de los acoples de acero con memoria de forma, permitiendo realizar el ajuste – al activarse la retransformación de fase – en un momento diferente al del montaje. Esto habilita facilidades en el ensamblaje de mecanismos complejos, por ejemplo con muchas partes involucradas.

Podemos concluir que los acoples de aleación 17Mn fabricados por el método de punzonado-extrusión presentan muy buenas condiciones para su aplicación en la unión mecánica de ejes y tubos.

## 5.6 REFERENCIAS V

- [D14] A. V. Druker, A. Perotti, I. Esquivel, and J. Malarría; *Mat. and Des.* 56 (2014), 878-888.
- [F15] V. Fuster, A.V. Druker, A. Baruj, J. Malarría, R. Bolmaro, *Mater. Charact.* 109 (2015), 128–137.
- [G94] Q. Gu, J. Van Humbeeck, L. Delaey; *Journal de Physique IV*, C3 (1994), 135-144.
- [L99] H. Li, D. Dunne, N. Kennon; *Mat. Sci. Eng.* A273-275 (1999), 517-523.
- [M03] B. Maji, M. Krishnan; *Scr. Mater.* 48 (2003), 71-78.
- [S06] N. Stanford. D. Dunne; *Mat. Sci. Eng.* A422 (2006), 352-359.

## CAP 6 – CONCLUSIONES FINALES Y PERSPECTIVAS FUTURAS

---

### 6.1 CONCLUSIONES FINALES

En esta tesis diseñamos y producimos dos aleaciones de composiciones Fe-16,9Mn-6,2Si-9,3Cr-5,0Ni (17Mn), y Fe-21,2Mn-3,7Si-9,4Cr-4,4Ni (21Mn). Luego de procesarlas por laminado, con recocido posterior a diferentes temperaturas entre 500 y 1000 °C, evaluamos las propiedades de memoria de forma y las relacionamos con las propiedades mecánicas medidas y las características microestructurales observadas.

Por otra parte, diseñamos un método de conformado para la fabricación de acoples sin costura de aleación 17Mn, que combina características del punzonado y la extrusión directa. Fabricamos los dispositivos necesarios, y realizamos pruebas hasta ajustar el procedimiento. Mediante 5 pasos de conformado, y aplicando un torneado de dimensionamiento final, fabricamos acoples de diámetro nominal 20,5 mm y largo entre 45 y 50 mm. Finalmente, evaluamos la capacidad de recuperación de forma, y la capacidad de torque en una prueba de unión de ejes de 21 mm.

Los ensayos y observaciones realizadas nos permiten arribar a las siguientes conclusiones:

1. La composición química resultó ser el factor de mayor peso en las propiedades de MF observadas. La aleación 17Mn exhibe una recuperación de forma entre un 20% y un 35% superior a la 21Mn. Tal diferencia se asocia a la menor energía de falla de apilamiento y mayor endurecimiento de la matriz austenítica de la aleación 17Mn.
2. El procesamiento termomecánico investigado, (laminado seguido de recocido) permitió optimizar el efecto memoria de forma en cada una de las aleaciones estudiadas, mostrando ser una opción viable para el procesamiento de este grupo de aleaciones.
3. Particularmente, el laminado a 1000 °C seguido de un recocido de 700 °C por 30 minutos mostró ser la combinación más efectiva para el rango de aleaciones estudiadas: los GRF en flexión y tracción en la aleación 17Mn fueron de 88 y 78% respectivamente, y de 60 y 52% para la aleación 21Mn.
4. Mostramos que la diferencia entre ambos materiales reside en la proporción de martensita  $\varepsilon$  y deformación plástica no recuperable, que resulta inducida como consecuencia de la deformación macroscópica aplicada: siendo similar la estructura

de defectos antes de la deformación (alta cantidad de dislocaciones dispuestas en arreglos, y cierta cantidad de fallas de apilamiento), luego de ésta, se encuentran grandes cantidades de placas de martensita  $\varepsilon$  de espesor nanométrico en las muestras de 17Mn, y en las de 22Mn la cantidad fue mucho menor, a la vez que la densidad de dislocaciones aumentó notablemente.

5. La aleación 17Mn desarrolló tensiones de retransformación elevadas cuando la temperatura de recocido fue de 700 °C. Particularmente, registramos una tensión de 490 MPa para el caso de mayor GRF: la chapa laminada a 1000 °C y recocida a 700 °C.
6. Dicha tensión se encuentra dentro del rango de las más elevadas informadas en la bibliografía para el grupo de aleaciones estudiadas.
7. El método de punzonado-extrusión (PE) desarrollado para la producción de tubos sin costura fue efectivo. Utilizamos bloques de materia prima fundida y obtuvimos piezas de calidad geométrica y dimensional, aptos para la fabricación de acoples.
8. Encontramos que el diseño de la operación, del herramental involucrado, y el control de los gradientes térmicos son factores críticos en el éxito o fracaso de la operación, al menos en este tipo de materiales.
9. Luego de un torneado de dimensionamiento final, los acoples recocidos por 30 minutos a 700 y 800 °C mostraron suficiente recuperación de forma para las aplicaciones usuales.
10. Particularmente, los acoples recocidos a 700 °C y deformados 4% diametralmente, mostraron 75% de recuperación de forma (2,25% de contracción diametral), y una capacidad máxima de torque de 4 kgm/cm<sup>2</sup>, al ser montados sobre ejes de diámetro 21 mm. Dichos valores son más que suficientes para las aplicaciones planteadas, y sugieren continuar con la investigación y desarrollo de las mismas.

Por otra parte, el desempeño de los acoples PE con memoria de forma se destaca respecto de otros métodos de unión convencionales, como ser la unión por contracción térmica. Al respecto, es interesante remarcar las siguientes características de los acoples PE:

11. Contracción e Interferencia: Al activarse la retransformación de fase, experimentan contracciones del orden de 2,25% del diámetro nominal, superando por más del doble y el cuádruple la contracción producida por enfriamiento en un acero convencional desde 800 °C y 400 °C respectivamente. Para las mismas condiciones de montaje (sobre un eje trefilado), la retransformación del acople PE con MF

produce un ajuste con interferencia máxima 2,4 veces superior a la interferencia alcanzada por contracción térmica desde una temperatura de 800 °C.

12. Los acoples de aleación 17Mn pueden ser manipulados a temperatura ambiente.
13. Son estables en el tiempo y no sufrirán modificaciones microestructurales ni dimensionales al menos hasta los 100 °C. La estabilidad en el tiempo es un aspecto novedoso de los acoples de acero con memoria de forma, permitiendo realizar el ajuste – al activarse la retransformación de fase – en un momento diferente al del montaje. Esto habilita facilidades en el ensamblaje de mecanismos complejos, por ejemplo con muchas partes involucradas.

Podemos concluir que los acoples de aleación 17Mn fabricados por el método de punzonado-extrusión presentan muy buenas condiciones para su aplicación en la unión mecánica de ejes y tubos.

## 6.2 PERSPECTIVAS FUTURAS

El trabajo realizado en esta tesis ha significado un avance en el desarrollo de aleaciones con memoria de forma de base Fe para aplicaciones industriales. La caracterización de chapas laminadas aporta a la formación de una base de conocimiento necesaria para incentivar la utilización de estos materiales, particularmente en dicho formato. Por otra parte, desarrollamos un método de conformado de tubos sin costura, y fabricamos acoples para ejes y tuberías, demostrando una clara aptitud de la aleación 17Mn para tal aplicación, con alta capacidad de torque transmitido entre ejes.

En forma general, podemos resumir que la aleación 17Mn presenta una relación de propiedades mecánicas y de memoria de forma muy favorable a las aplicaciones proyectadas para este tipo de aleaciones. A fin de avanzar en ese camino, una serie de líneas de trabajo se desprenden desde este punto:

- Continuar la caracterización de chapas laminadas en sus diversos aspectos tecnológicos, a saber: conformabilidad, soldabilidad, resistencia a la corrosión, resistencia al impacto, etc.
- Profundizar el análisis de las tensiones de retransformación, en mayor número de casos de procesamiento, para esclarecer la relación entre ésta y el GRF; buscando determinar en cada caso, la proporción de deformación plástica y/o martensita

inducida durante el enfriamiento, y así trazar estrategias para optimizar la respuesta del material.

- Respecto de la fabricación de acoples sin costura, hemos observado varios caminos a seguir en pos de optimizar el método de punzonado-extrusión desarrollado en esta tesis:
  - o Mejorar el diseño del herramental involucrado, particularmente los punzones. Por ejemplo, utilizar un juego de punzón y contrapunzón específicos para el troquelado de la base.
  - o Procesar piezas de mayor diámetro, mejorando la inercia térmica de la misma.
  - o Investigar otras opciones diferentes al maquinado para el dimensionamiento final del acople, por ejemplo la extrusión o el laminado de tubos.
- Por otra parte, sería apropiado investigar otros diseños de operación diferentes al planteado, por ejemplo, la forja o la extrusión pura.
- A fin de promocionar su uso, y delimitar los rangos de aplicación, es necesario ampliar la caracterización tecnológica y la evaluación en servicio de los acoples fabricados: medir el torque en diferentes condiciones superficiales de eje, medir la presión de estanqueidad, resistencia a la flexión y a la tracción de los conjuntos unidos, etc., todo ello para acoples con diferentes espesores de pared.

La prensa hidráulica adquirida, tanto así como los dispositivos de medición y herramental de conformado desarrollados en esta tesis, allanan el camino para explorar los puntos arriba planteados. Sumado éstos a la caracterización de las aleaciones de trabajo y, particularmente, su comportamiento en los procesos de conformado en caliente, forman en conjunto una base material de gran importancia para continuar la investigación de los métodos de fabricación y aplicaciones tecnológicas de estas aleaciones con memoria de forma.

## A.1 – ADQUISICIÓN Y ADECUACIÓN DE PRENSA HIDRÁULICA

---

En este Anexo desarrollamos los aspectos principales del trabajo realizado sobre la prensa hidráulica adquirida, para adecuarla a los requerimientos experimentales planteados en esta tesis.

### A1.1 Características de la Prensa Hidráulica adquirida

En las máquinas utilizadas para conformado (prensas, balancines, etc.), la potencia o carga disponible debe ser muy superior a la carga de trabajo (hasta en un 100%). Esto no solo asegura contar con carga suficiente en todo momento de una operación, sino fundamentalmente que no existan deformaciones en el equipo, y una vida útil extensa.

En este sentido, el equipo que necesitamos para la operación de punzonado-extrusión que proponemos en esta tesis (presentada en el Capítulo 4) debe ser de al menos 30 Tn de potencia. Sin embargo, no son usuales las prensas de capacidad media; las hay de potencia menor a 10 Tn (prensas manuales de taller) o bien prensas para la producción metalmeccánica de capacidades superiores a las 100 Tn, cuyos costos y requerimientos de instalación exceden las capacidades existentes, tanto así como las necesidades actuales en el Instituto.

Tabla A1.1 Datos técnicos de la prensa hidráulica adquirida.

Marca	NUNES
Carga máxima <sup>(2)</sup>	40 Tn
Carrera del Cilindro <sup>(1)</sup>	257 mm
Diámetro del Cilindro <sup>(2)</sup>	160 mm
Diámetro del vástago <sup>(1)</sup>	138 mm
Velocidad de avance (descenso) <sup>(1)</sup>	~ 12 mm/s
Velocidad de retroceso (ascenso) <sup>(1)</sup>	~ 48 mm/s
Bomba	De engranajes
Caudal bomba <sup>(2)</sup>	9,4 cm <sup>3</sup> /rev (14 l/min)
Motor	Trifásico, 1500 rpm
Comando	Manual (válvula 3 vías, 2 posiciones)
Control de presión	No (Únicamente regulación de presión máxima, mediante válvula de seguridad)
Control de velocidad	No
Elementos de lectura	Manómetro analógico a reloj

(1) Valores medidos sobre el equipo.

(2) Valores calculados en base a los valores medidos y los datos del equipo.

Realizamos una búsqueda de equipos usados a fin de poder afrontar el costo con los recursos disponibles. Encontramos en el mercado, y **adquirimos, una prensa hidráulica motorizada, de comando manual, que alcanza una carga de 40 Tn**, valor suficiente para el trabajo que nos ocupa.

#### Descripción general de la prensa adquirida:

El equipo se encontró en funcionamiento en el momento de su adquisición. Es una máquina con disposición vertical del cilindro, de fabricación robusta y columnas resistentes, tal como puede apreciarse en la FIG.A1.1. La mesa fija, de 300 x 300 mm<sup>2</sup>, descansa sobre la parte inferior de las columnas; mientras que todo el circuito de potencia, el cilindro y la mesa móvil se soportan en la parte superior.

Debido a que la máquina no contaba con chapas de datos técnicos (excepto el motor), recurrimos a mediciones y cálculos para conocer en detalle la capacidad y características técnicas, ordenadas en la Tabla A1.1. Por ejemplo, a partir de la medición del tiempo de la carrera de ascenso y descenso calculamos la velocidad de carrera y dedujimos el área del cilindro.

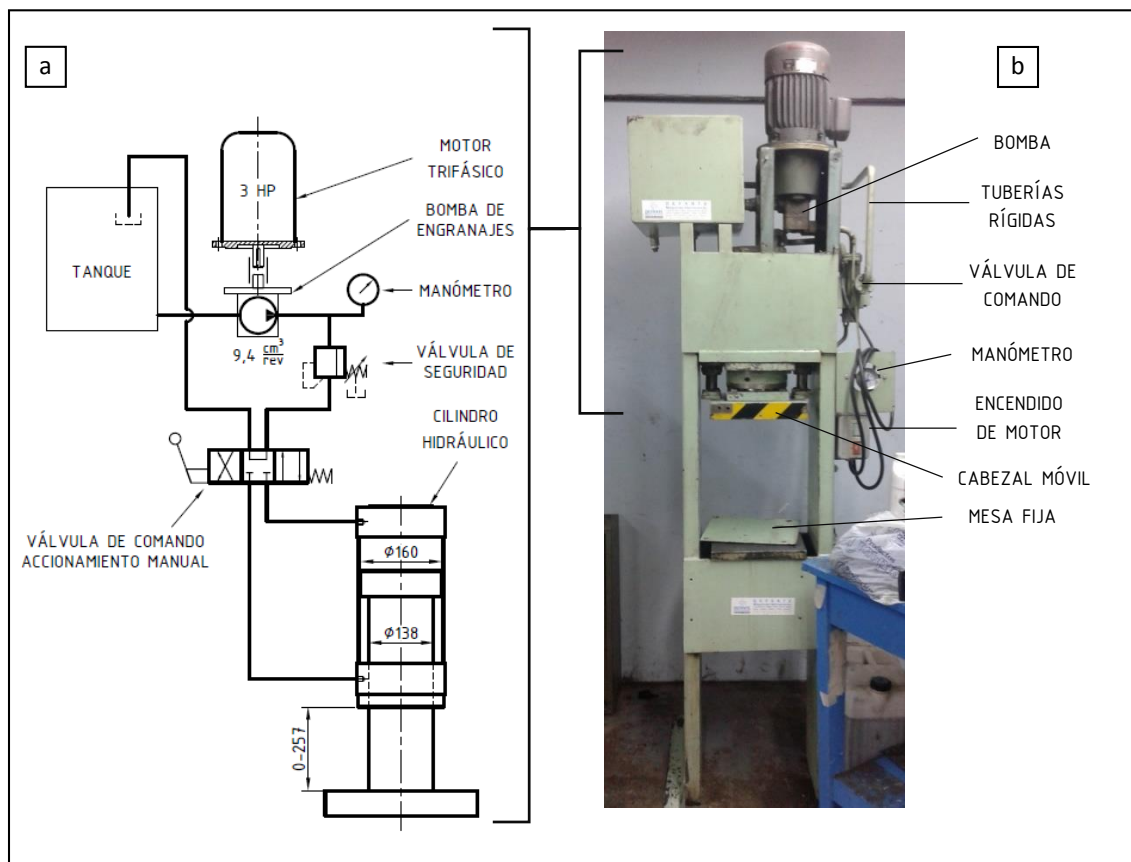


FIG.A1.1 a) detalle del circuito hidráulico original. b) prensa hidráulica tal cual adquirida indicando sus partes fundamentales

El circuito hidráulico de la prensa, cuyo diagrama se observa en la FIG.A1.1a, consta de una bomba de engranajes, una válvula de seguridad (limitadora de presión), una válvula de comando de 4 vías y 3 posiciones de accionamiento manual, y el cilindro actuador.

### **A1.2 Instrumentación y Control**

Considerando que la prensa se utilizará para trabajos de investigación (en particular para la operación de punzonado-extrusión desarrollada en esta tesis, pero en general como máquina de ensayos disponible en el instituto), resulta necesario disponer del control de:

- 1) Carga aplicada
- 2) Desplazamiento del punzón (o del cabezal)
- 3) Velocidad de desplazamiento (del punzón o cabezal)

Leer y registrar los valores es mucho más sencillo que lograr el control de los mismos.

Para leer los valores hace falta adaptar instrumentos de medición al sistema original de la prensa hidráulica. Para registrar tales lecturas se requiere de una interfaz y un sistema de registro informático. En tanto para controlar las variables se requiere no solo de un bucle de comunicación sino, y fundamentalmente, de los elementos mecánicos que hagan posible tal control, lo que resulta más complicado debido al modo de funcionamiento del equipo hidráulico.

A continuación, se describen y discuten las posibilidades y dificultades para lograr la lectura y control de cada variable.

#### Carga aplicada:

El elemento actuador del sistema hidráulico es el cilindro. Éste se desplaza según el caudal que recibe de la bomba, y realiza una fuerza sobre el vástago en función del área del pistón y la presión a la que es sometido, también, por acción de la bomba. La presión desarrollada está determinada por la fuerza que se oponga al avance del cilindro: aumenta en tanto aumente la resistencia que se le opone, hasta alcanzar la presión máxima establecida en la válvula de seguridad, o bien hasta que el motor eléctrico no pueda entregar más potencia a la bomba. Esta característica es la común para la mayoría de las máquinas-herramientas (pensar por ejemplo en un torno, en una laminadora, etc.).

La lectura de la carga puede hacerse de manera directa, para lo cual es necesario utilizar una celda de carga, o de forma indirecta registrando la presión hidráulica en el cilindro. La máquina tal cual adquirida, cuenta con un manómetro analógico que permite tal lectura; sin embargo, necesitamos de una lectura digital para poder registrar los valores en cada ensayo. Para ello, decidimos incorporar un transductor de presión, ya que resulta mucho más económico

que una celda de carga. El sensor incorporado es el OMEGA PX119, seleccionado entre los diversos ofrecidos por esa empresa en función del rango de trabajo y de la economía de esta línea en particular. Por medio de un indicador universal NOVUS 1500 con comunicación USB, obtenemos una lectura digital de la presión actuante.

El control de la carga aplicada, o en este caso a través del control de la presión, resulta muy dificultosa de lograr por medios hidráulicos (requiere de la modificación de gran parte del circuito e incorporación de elementos de alto costo). De cualquier manera, consideramos que es suficiente con la respuesta que entrega el equipo, o sea una carga creciente con la resistencia desarrollada en la deformación del material de trabajo. A los fines de preservar la integridad del equipo y de la matricería, utilizamos la válvula de seguridad como elemento de limitación de la presión y la carga máxima actuantes.

#### Desplazamiento:

Para la lectura del desplazamiento (o sea la posición del cabezal móvil) seleccionamos un transductor de desplazamiento de la marca OMEGA. Entre los distintos tipos disponibles hay series que son adecuados para uso industrial en formato “empaquetado” (adaptados para su trabajo en condiciones de suciedad y polvo, lo que en nuestro caso resulta fundamental). Entre esas clases, la serie LDI-119 es relativamente económica y no necesita de una fuente de alimentación específica (funciona con la alimentación de un indicador universal, para lo que utilizamos otro NOVUS 1500). Adquirimos el de mayor desplazamiento disponible: 200 mm. Para evitar la rotura del instrumento debimos restringir los 257 mm de carrera disponible del cilindro hidráulico a 196 mm. Para esto fabricamos un collar de acero que montamos sobre el vástago del pistón funcionando como tope de su carrera (FIG.A1.2).

El control del movimiento del cabezal, o sea del pistón, resulta muy complicado teniendo en cuenta la rigidez que supone el sistema hidráulico. En general, los sistemas hidráulicos presentan limitaciones de diseño para su modificación, además del elevado costo de sus componentes. En este caso la válvula que comanda al cilindro hidráulico es de accionamiento manual. Para realizar un control de desplazamiento se debería reemplazar por una válvula nueva con comando servo. Por el momento se mantiene la configuración original de comando manual.

Ambos indicadores NOVUS (de presión, y de desplazamiento), se ubican en el gabinete de instrumentos incorporado al equipo (FIG.A1.3 a FIG.A1.5)



FIG.A1.2 Sensor de desplazamiento LDI 119 montado sobre la prensa y acoplado al cabezal móvil; y collar para reducción de carrera disponible (flecha blanca). Se muestra la posición de mínima carrera (o sea cilindro cerrado).

#### Velocidad:

Como se describe más arriba, la velocidad de trabajo queda determinada por el caudal de la bomba impulsada por el motor, en este caso con velocidad de rotación nominal de 1500 rpm. Para modificar la velocidad se debe modificar el caudal suministrado al cilindro. Evaluamos tres opciones, una hidráulica, una mecánica y una eléctrica, actuando en diferentes lugares del sistema. La opción hidráulica requiere la incorporación de una válvula de regulación de caudal que, como se dijo, resulta de costo elevado y con un rango de regulación acotado. La opción mecánica consiste en modificar el acoplamiento motor-bomba para introducir una reducción de polea. Es la más económica y la más rígida en cuanto a posibles regulaciones. La opción de modificación eléctrica/electrónica consiste en modificar la velocidad del rotor, o sea las rpm del motor. Los variadores de frecuencia (*Drives*) son equipos electrónicos que modifican la frecuencia de alimentación de los motores eléctricos para variar su velocidad. Son muy versátiles en cuanto a las posibilidades de control que proporcionan y debido a esto son de gran utilización industrial. Aunque oneroso, resultó más económico (y seguro) que las opciones hidráulicas. Seleccionamos un variador SIEMENS modelo UNIDRIVE M201. Este modelo permite controlar el motor hasta una velocidad cercana a cero (casi hasta 1 rpm). Además, permite habilitar o deshabilitar el motor desde el panel de comando, o bien, en combinación con los indicadores, para ciertos valores específicos de las lecturas de los transductores.

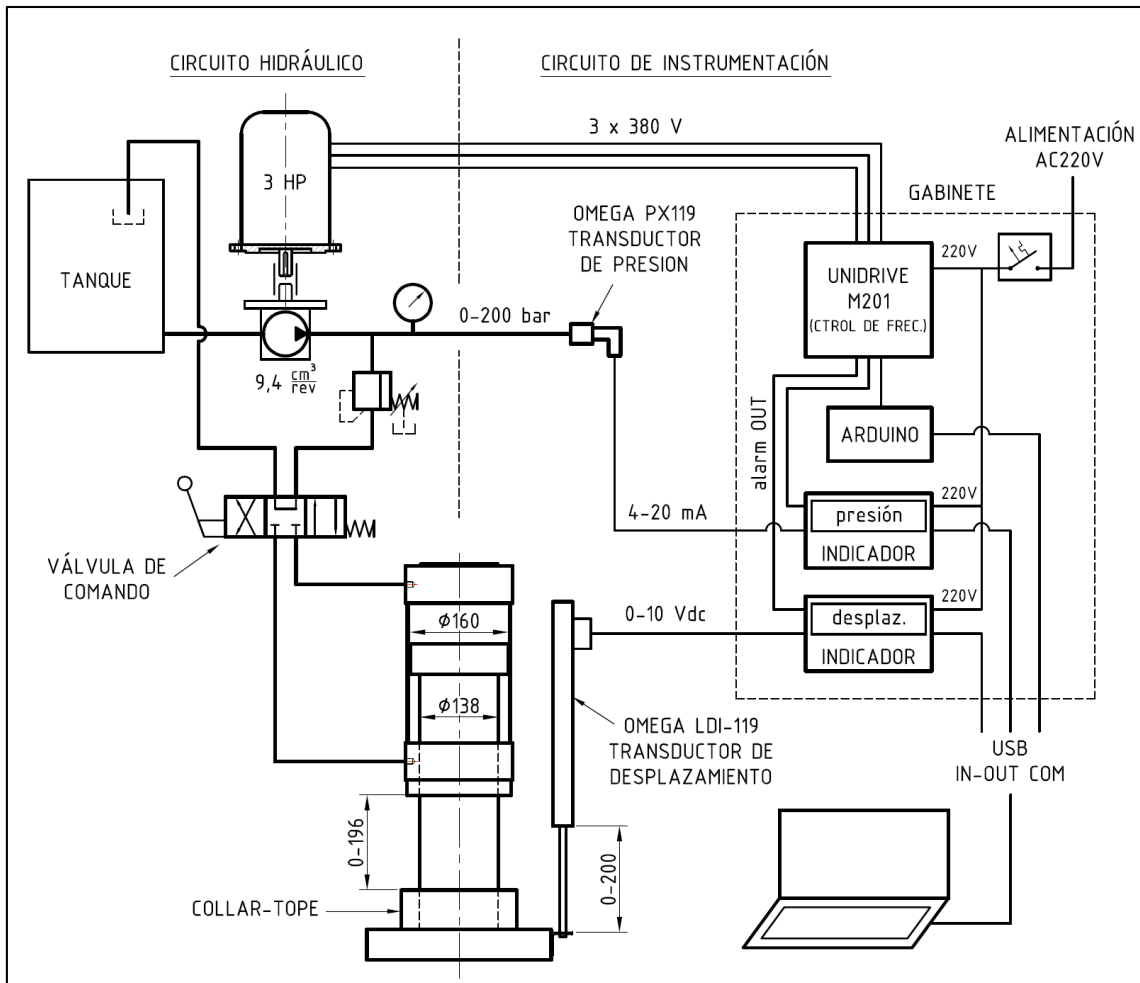


FIG.A1.3 Circuito hidráulico, eléctrico e instrumentación de prensa hidráulica.

En la FIG.A1.3 se muestran estos elementos instalados y el sistema de control establecido sobre el circuito hidráulico original. En la FIG.A1.4 se observa cómo resultó la disposición de elementos en el espacio de trabajo. Las FIG.A1.4 a y b son fotografías del interior del gabinete de control y el exterior de gabinete y PC con software de registro, respectivamente.

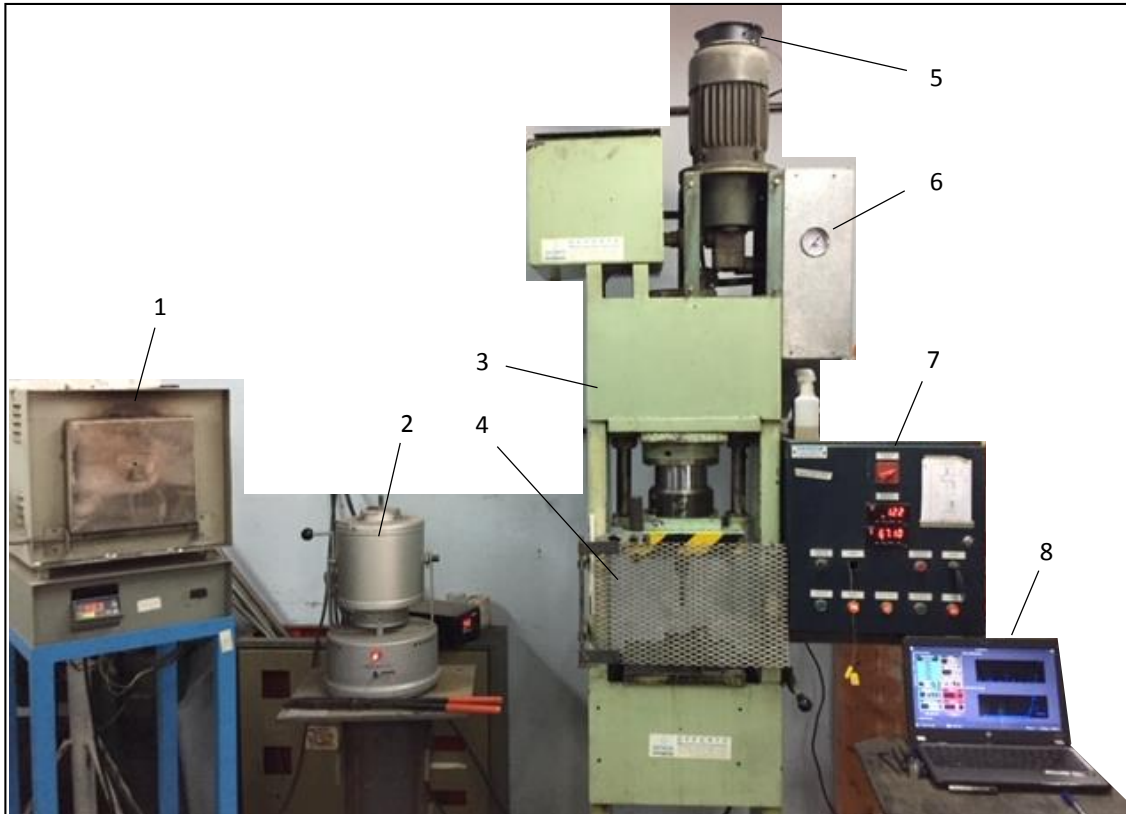


FIG.A1.4 Disposición de elementos y espacio de trabajo. 1. Horno mufla, 2. Horno de alta temperatura, 3. Prensa hidráulica, 4. Protección de seguridad, 5. Ventilador auxiliar, 6. Manómetro, 7. Gabinete, 8. PC de control y registro.

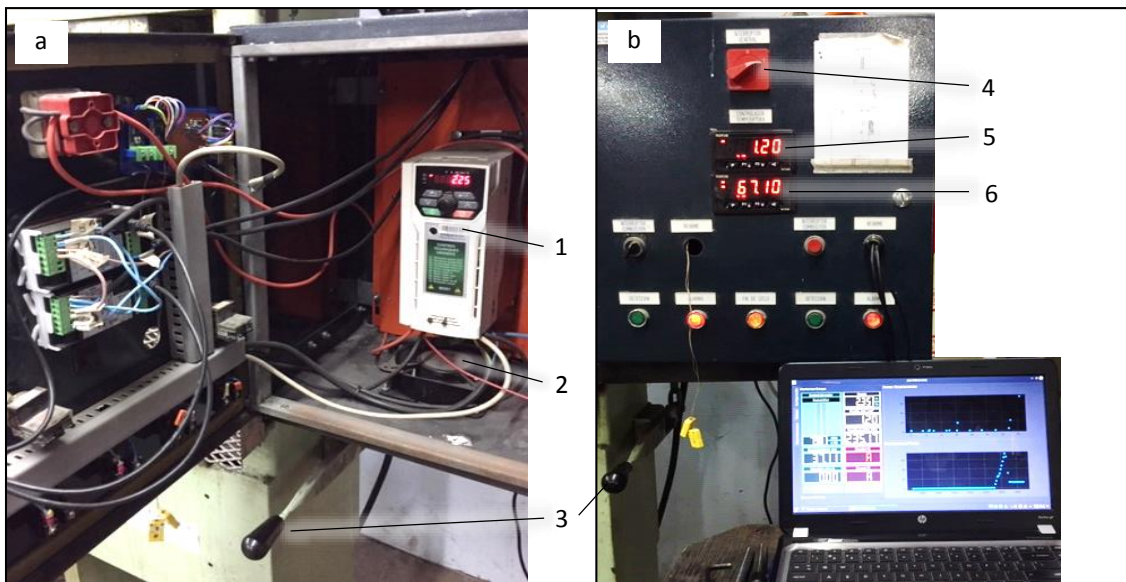


FIG.A1.5 Gabinete de instrumentos de control a) Interior b) Exterior. 1. Variador de frecuencia, 2. Ventilador del variador, 3. Palanca de comando, 4. Interruptor general, 5. Indicador de presión, 6. Indicador de desplazamiento.

## A.2 – CÁLCULO DE LA FUERZA DE PUNZONADO

Nos proponemos el análisis y cálculo de las fuerzas que actúan durante el punzonado-extrusión de la pieza en fabricación. Para ello consideramos el momento mismo en que se hace avanzar el punzón sobre el bloque de aleación a la temperatura de trabajo. Éste, opone resistencia, y comienza a deformarse cuando la carga aplicada es suficiente. Se desarrollan cargas normales y tangenciales a la superficie del alojamiento cónico de la matriz, las que le permiten mantenerse fijo a la misma. Tal como se representa en la FIG.AII.1:

$$F_p = F_d + F_{fp}$$

Donde  $F_p$  es la carga necesaria para la penetración del bloque (con un punzón de geometría y dimensiones dadas), o sea la carga aplicada externamente,  $F_d$  es la carga consumida por el trabajo de deformación, mientras  $F_{fp}$  es la fuerza producida por la fricción en la superficie de contacto punzón-bloque. Además,

$$F_s = N_y + F_{fM}$$

Con  $F_s$  fuerza de sostén del bloque, siendo  $N_y$  la componente axial resultante de la presión normal a la superficie contenedora, y  $F_{fM}$  es la fuerza producida por la fricción en la superficie de contacto bloque-matriz.

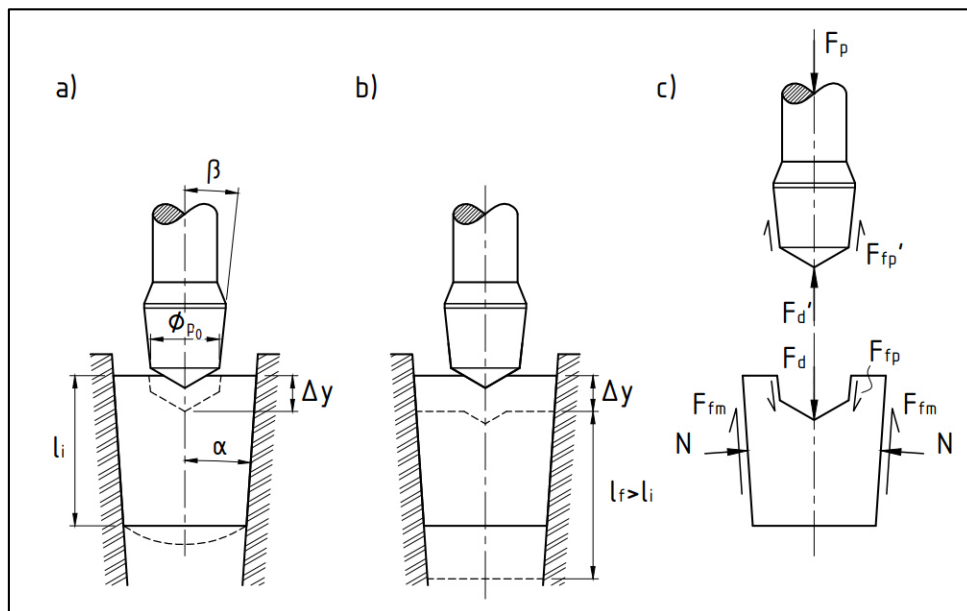


FIG.AII.1 Situaciones consideradas para el cálculo de fuerzas. a) Penetración del bloque por acción de la carga externa. b) Desplazamiento y extrusión del tocho a lo largo de la matriz, sin punzonado. c) Diagrama de cuerpo libre considerando las principales fuerzas actuantes.

En el equilibrio, la fuerza de sostén iguala a la fuerza de punzonado ( $F_p = F_s$ ) dando como resultado la penetración del material una profundidad  $\Delta y$  sin desplazamiento relativo bloque-matriz; situación representada en la parte *a* de la FIG.AII.2.1.

Debemos considerar también la situación en la que se rompe el equilibrio y  $F_p \geq F_s$ . En ese caso, representado en la parte *b* de la citada figura, la carga externa no genera el punzonado sino que produce el desplazamiento del bloque con consecuente extrusión del mismo a lo largo de la matriz, aumentando su largo y reduciendo su sección. Para que esto suceda, la carga aplicada debe ser suficientemente elevada para vencer no solo las fuerzas friccionales de sostén sino también aportar el trabajo de deformación (extrusión) de todo el bloque. El análisis de esta situación es de interés para el diseño de la matriz, particularmente para determinar la conicidad óptima del alojamiento contenedor. Por otro lado, es también de interés conocer la carga crítica máxima de punzonado, valor que debe evitarse durante la operación de conformado.

Para realizar el cálculo de la carga externa necesaria en cada caso, utilizamos el método geométrico usualmente empleado en la bibliografía tradicional de trabajado mecánico [D61, G10] en donde la carga necesaria para una determinada operación se obtiene como función de la reducción geométrica impartida. El método considera e iguala el trabajo de deformación y el trabajo externo a fin de obtener una expresión para la carga externa. Considerando primero el trabajo de deformación:

$$dW_u = \sigma \cdot d\epsilon$$

$$dW = V \cdot \sigma \cdot d\epsilon$$

Donde  $dW_u$  es un diferencial de trabajo unitario de deformación,  $dW$  es un diferencial de trabajo de deformación, y  $V$  es el volumen de material involucrado en la deformación.

Si se considera que la deformación es homogénea en el volumen deformado  $V$ , entonces el trabajo total de deformación es:

$$W = \sigma_f \cdot V \cdot \int_i^f d\epsilon = \sigma_f \cdot V \cdot \ln \frac{l_f}{l_i} = \sigma_f \cdot V \cdot \ln \frac{A_i}{A_f} \quad \text{Ec. AII. 1}$$

Donde  $\sigma_f$  es la tensión de fluencia de la aleación a la temperatura de trabajo, y  $l_i$ ,  $A_i$ ,  $l_f$ , y  $A_f$  son los largos y áreas de sección transversal del bloque, iniciales y finales respectivamente.

En tanto considerando el trabajo externo:

$$W_e = \int_i^f F_v \cdot dy = F_v \cdot \Delta y \quad \text{Ec. AII. 2}$$

Donde  $F_v$  es la fuerza aplicada por el vástago (o sea la fuerza externa). La igualdad planteada considera a  $F_v$  constante durante toda la carrera de trabajo  $\Delta y$ . Esto es válido sólo

cuando la deformación se desarrolla en estado estacionario, tal como en la mayoría de los trabajos de extrusión.

Al igualar el trabajo externo y el de deformación resulta:

$$F_v \cdot \Delta y = \sigma_f \cdot V \cdot \ln \frac{A_i}{A_f}$$

Siguiendo con el caso de una operación de extrusión, el volumen total deformado es igual al volumen inicial del bloque, o sea  $V = A_i \cdot l_i$ . Además, la carrera de trabajo coincide con el largo inicial del material,  $\Delta y = l_i$ . Reemplazando y simplificando se obtiene la expresión de la carga externa en función de la tensión de fluencia y la reducción geométrica, representada por la denominada relación de reducción:  $R = \frac{A_i}{A_f}$  (ya enunciada en la Ec.IV.2).

$$F_v = \sigma_f \cdot A_i \cdot \ln \frac{A_i}{A_f} = \sigma_f \cdot A_i \cdot \ln R$$

Hasta aquí solo se consideró el trabajo de deformación, por lo tanto, debe agregarse al cálculo el aporte del trabajo de las fuerzas friccionales para obtener un valor de la carga externa más realista.

A continuación, aplicaremos este análisis a las características particulares de nuestro caso de estudio, o sea a las situaciones de la FIG.AII.1, tal como lo adelantamos al principio del apartado.

En primer lugar planteamos el trabajo externo como  $dW_e = F_p dy$ . La fuerza  $F_p$  ejercida por el punzón no puede ser considerada constante ya que aumenta a medida que el punzón se introduce en el material. Por lo tanto, no se mantiene la igualdad de la Ec.AII.2 para todo el rango de trabajo. Para resolver esto, dividimos la carrera en pequeños incrementales de desplazamiento  $\Delta y$ . Así, obtenemos el incremental de trabajo:

$$\Delta W_e = \int_y^{y+\Delta y} dW_e = F_p(y) \Delta y$$

Las dos situaciones que nos interesan analizar se plantean en relación al trabajo externo, considerando tanto el trabajo de deformación como el de las cargas friccionales:

$$\Delta W_e = \Delta W_{(p)} = \int_y^{y+\Delta y} dW_{def(p)} + dW_{fricc(p)} \quad \text{Ec. AII. 3}$$

$$\Delta W_e = \Delta W_{(e.b.)} = \int_y^{y+\Delta y} dW_{def(e.b.)} + dW_{fricc(e.b.)} \quad \text{Ec. AII. 4}$$

Los subíndices “(p)” y “(e.b.)” hacen referencia al caso de punzonado (FIG.AII.1a) y de extrusión de todo el bloque (FIG.AII.1b) respectivamente.

El tratamiento usual (el de la bibliografía ya citada) para el trabajo de las cargas friccionales es:

$$W_{fricc} = \int_y^{y+\Delta y} dW_{fricc} = \mu \cdot N \cdot \Delta y = \mu \cdot p_n \cdot A_{contacto} \cdot \Delta y$$

Donde  $\mu$  es el coeficiente de fricción entre las superficies consideradas a la temperatura local y  $p_n$  es la presión desarrollada entre tales superficies. Debido a la dificultad de conocer el coeficiente  $\mu$  en las condiciones particulares de la operación, y debido a la imposibilidad de conocer a priori la presión normal  $p_n$ , se reemplaza el producto de ambos factores por su máximo teórico posible, asumiendo una ligadura absoluta entre ambas superficie. En tal situación, el desplazamiento se da por corte de las capas externas del material de trabajo, de modo que:

$$\mu p_n = \frac{\sigma_f}{2}$$

La estimación del aporte friccional resulta así sobredimensionada (más adelante realizaremos un ajuste para que el valor considerado no sea exagerado), y se expresa como:

$$W_{fricc\ máx} = \int_y^{y+\Delta y} dW_{fricc} = \frac{\sigma_f}{2} A_{contacto} \Delta y \quad Ec. AII.5$$

Utilizamos los resultados de las *Ec.AII.1* y *Ec.AII.5* para resolver las integrales de las ecuaciones *Ec.AII.3* y *Ec.AII.4*. Analizando primero el trabajo de punzonado:

$$\Delta W_e = \Delta W_{(p)} = \sigma_f \cdot V_p \cdot \ln \left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(p)} + \frac{\sigma_f}{2} A_{cont_{p-b}} \Delta y$$

Donde  $V_p = A_i \Delta y$  es el volumen de material afectado por la deformación,  $\left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(p)}$  es la relación de áreas para un avance  $\Delta y$  (área inicial sobre área anular generada), y  $A_{cont_{p-b}}$  es el área de contacto punzón-bloqueo hasta la profundidad  $y + \Delta y$ . Definiendo  $R_p = \left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(p)}$  como la relación de extrusión durante el punzonado, reemplazando y ordenando tenemos:

$$F_p \Delta y = \sigma_f \Delta y \left( A_i \ln R_p + \frac{1}{2} A_{cont_{p-b}} \right)$$

$$F_p(y) = \sigma_f \left( A_i \ln R_p + \frac{1}{2} A_{cont_{p-b}} \right) \quad Ec. AII.6$$

La fuerza de punzonado  $F_p$  es dependiente del desplazamiento absoluto "y" a través de la dependencia que presentan las variables geométricas  $R_p$  y  $A_{cont_{p-b}}$ .

En cuanto al trabajo de extrusión del bloque completo:

$$\Delta W_e = \Delta W_{(e.b.)} = \sigma_f \cdot V_b \cdot \ln \left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(e.b.)} + \frac{\sigma_f}{2} A_{cont_{b-m}} \Delta y$$

Donde  $V_b = A_i l_i$  es el volumen total del bloque y  $A_{cont_{b-m}}$  es el área de contacto bloque-matriz. Definiendo  $R_{e.b.} = \left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(e.b.)}$  como la relación de extrusión durante la extrusión de todo el bloque, resulta

$$F_c = \sigma_f \left( A_0 \frac{l_i}{\Delta y} \ln R_{e.b.} + \frac{1}{2} A_{cont_{b-m}} \right) \quad Ec. AII. 6$$

Siendo  $F_c$  la carga externa crítica a partir de la cual comienza la extrusión del tocho con movimiento relativo a la matriz. En tal sentido, es lógico esperar que sea de valor constante respecto del desplazamiento absoluto  $y$ . De hecho, los parámetros geométricos considerados en la Ec. AII. 7 son valores constantes. A saber, respecto de la relación de extrusión  $R_{e.b.}$  se puede demostrar geoméricamente:

$$R_{e.b.} = \left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(e.b.)} = \frac{\phi_i^2}{(\phi_i - 2\Delta y \tan \alpha)^2}$$

Donde  $\phi_i$  es el diámetro inicial del bloque. A través de esta expresión se puede ver la influencia de la conicidad de la matriz en la efectividad del sostén de la pieza en trabajo.  $R_{e.b.}$  aumenta con la  $\tan \alpha$ , incrementando el aporte de la carga por deformación del bloque.

De la misma manera se puede desarrollar la expresión de la relación de extrusión durante el punzonado,

$$R_p = \left[ \frac{A_y}{A_{y+\Delta y}} \right]_{(p)} = \frac{\phi_i^2}{\phi_i^2 - (\phi_{p_0} + 2y \tan \beta)^2}$$

Donde  $\phi_{p_0}$  es el diámetro en la punta del punzón. A medida que aumenta la conicidad del punzón ( $\tan \beta$ ) también aumenta  $R_p$  y la carga necesaria para el punzonado.

En cuanto a la sección inicial del bloque  $A_i$ , el área de contacto punzón-bloque  $A_{cont_{p-b}}$  y al área de contacto bloque-matriz, resultan:

$$A_i = \frac{\pi}{4} \phi_i^2$$

$$A_{cont_{p-b}} \approx \frac{\pi}{4} \phi_{p_0}^2 + \pi \phi_{p_0} y$$

$$A_{cont_{b-m}} \approx \pi \phi_i l_i$$

Reemplazando los valores correspondientes en la Ec. AII. 7 y ordenando:

$$F_c = \sigma_f \frac{\pi}{2} \phi_i l_i \left( \frac{\phi_i}{2} \ln R_{e.b.} + 1 \right) \quad Ec. AII. 7$$

De esta manera se puede ver, por ejemplo, que la carga crítica es directamente proporcional a la longitud del bloque.

Como habíamos adelantado, intentaremos aproximarnos a un valor más real del aporte de las cargas friccionales considerando un 60% del valor máximo. Este ajuste se justifica debido a que la situación de ligadura es muy diferente al deslizamiento que pueden tener las superficies entre sí, lo cual podremos comprobar en los ensayos y pruebas realizadas a posteriori de este cálculo. De modo que:

$$W_{fricc} = 0.6 W_{fricc \text{ máx}} = 0.6 \frac{\sigma_f}{2} A_{contacto} \Delta y$$

Y entonces si aplicamos el ajuste a las expresiones de  $F_p$  y  $F_c$  resultan:

$$F_p = \sigma_f \left( A_i \ln R_p + 0.3 A_{cont_{p-b}} \right) \quad Ec. AII. 8$$

$$F_c = \sigma_f \frac{\pi}{2} \phi_i l_i \left( \frac{\phi_i}{2} \ln R_{e.b.} + 0.6 \right) \quad Ec. AII. 9$$

Para resolver estas ecuaciones y determinar los valores de  $F_p$  y  $F_c$ , es necesario conocer la tensión de fluencia de la aleación a la temperatura de trabajo, además de asignarle valores a los parámetros de diseño  $\phi_i$ ;  $l_i$ ;  $\alpha$  y  $\beta$  (siendo las relaciones  $R_p$  y  $R_{e.b.}$  dependientes de los mismos). Esto último no representa ningún problema; por el contrario podemos evaluar las ecuaciones modificando alguno de dichos parámetros en busca de una relación óptima. Realizamos eso mismo, utilizando una tabla Excel. Sin embargo, la estimación de  $\sigma_f$  es más complicada debido a los limitados datos publicados en referencia a la deformación de aleaciones Fe-Mn-Si-Cr-Ni a temperaturas elevadas. Realizamos una estimación basada en datos de materiales similares (entre ellos, la aleación Fe-25Mn-3Si-3Al-0,02C citada en el punto 4.3.1) y asignamos el valor  $\sigma_f = 200 \text{ MPa}$  para la aleación 17Mn dentro del rango de temperaturas 1100-1200 °C. Preferimos utilizar ese valor un tanto conservador a fin de no subestimar la carga necesaria para el trabajo. Se debe tener en cuenta, además, que la temperatura de las zonas del material que efectivamente se deforman por la acción del punzón pueden ser bastante menores que el promedio.

En la FIG.AII.2 presentamos los resultados del cálculo de  $F_p$  y  $F_c$  en función del desplazamiento “y” del punzón, para los valores definitivamente asignados a los parámetros de diseño (o sea, los que se utilizaron en la construcción de los dispositivos):  $\phi_0 = 33 \text{ mm}$ ,  $\phi_{p_0} = 16 \text{ mm}$ ,  $\alpha = 4^\circ$ ,  $\beta = 6^\circ$ .

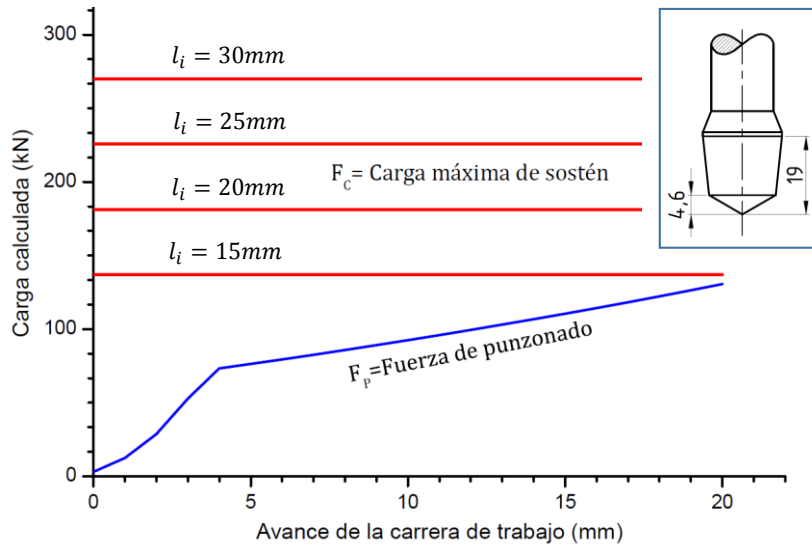


FIG.AII.2 Diagrama Carga-Desplazamiento correspondiente al modelo de cálculo adoptado. Se muestra la evolución de la carga de punzonado  $F_p$ , y la carga crítica o carga máxima de sostén  $F_c$  para distintas longitudes iniciales del tocho.

**REFERENCIAS AII**

- [D61] G. Dieter; “Mechanical Metallurgy”, McGraw-Hill, (1961).
- [G10] M. P. Groover; “Fundamentals of Modern Manufacturing”, 4<sup>th</sup> Edit., John Wiley and Sons Inc., (2010).