## UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA Facultad de Ingeniería

# Comparación de las propiedades obtenidas en alambrón de aleación de aluminio AA6201 producidos con diferentes tratamientos térmicos

por Matías Nicolás Amado

#### **Director**

Lic. Fernando Daroqui

Co Directora

Dra. Silvia Simison

República Argentina 2010



RINFI se desarrolla en forma conjunta entre el INTEMA y la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios

Esta obra está bajo una Licencia Creative Commons AtribuciónNoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional.

#### Agradecimientos

- A **Fernando Daroqui**, por su apoyo y ayuda durante el desarrollo del trabajo y su gestión en la obtención de muestras de alambre trefilado.
- A **María Victoria Canullo**, por brindarme la posibilidad de desarrollar el presente trabajo en el Departamento de Metalurgia de Aluar.
- A **Silvia Simison**, por su aporte al desarrollo profesional de los estudiantes de la Universidad de Mar del Plata y la revisión de este informe.
- A Jonatan Di Paul, por su valiosa colaboración durante todo el desarrollo del trabajo.
- A Jorge Álvarez, por su colaboración tanto durante la parte experimental del trabajo, como en el análisis de los resultados.
- A Martín Iraizoz por su ayuda en la obtención de muestras en Semielaborados 2.
- A Alejandro Preckel, por sus enseñanzas en Semielaborados 2.
- A Jaime Groizard, por su colaboración y enseñanzas en el laboratorio.
- A Julio Ottaviani, por su colaboración en Semielaborados 1
- A Ramón Lardone, por su ayuda en la obtención de muestras en Semielaborados 2.
- A Norberto Menardo, por su colaboración en el almacenamiento de muestras.

y a todas las personas tanto de Aluar como de la Facultad de Ingeniería de Mar del Plata que hicieron posible la realización de este trabajo.

### Índice

1. Objetivos4	4.2.4 Respuesta al proceso de deformación
	4.2.5 Tratamiento de envejecido artificial de alambre
2. Introducción4	obtenidos por laminación
	4.2.6 Tratamiento SQ simulado en laboratorio 19
2.1 Aleaciones de aluminio serie 6000 4	4.2.7 Trefilado de alambrón SQ
2.2 Producción del alambre de aleación de	5. Resultados y Discusión20
aluminio para usos eléctricos5	
2.2.1 Producción de alambrón aleado serie 6000 en	5.1 Microestructura
Aluar	5.1.1 Estructura de Grano
2.2.1 Trefilado del alambrón hasta diámetro final 7	5.1.2 Identificación de las principales fases presentes
2.2.1 Tromado do alamoron nasa diametro imai /	
2.3 Tratamientos de solubilizado y templa do 7	5.1.3 Relación microestructura/ propiedades2
2.4 Tratamiento SQ9	5.2 Envejecimiento Natural20
	5.2.1 Comparación de las propiedades mecánicas y
3. Revisión Bibliográfica9	eléctricas durante el envejecido natural a 22°C 26
	5.2.2 Superficie de Fractura
3.1. Descripción pormenorizada del proceso de	5.2.3 Influencia de la temperatura de almacenamiento
obtención de alambrón en Aluar9	3:
	5.2.4 Discusión sobre la influencia de la temperatura
3.1.1. Tratamiento del metal líquido9	de almacenamiento en la resistencia mecánica del
3.1.1.1. Tratamiento con Boro	alambrón 6201 con temples T1 y T432
3.1.1.2. Desgasado	
3.1.1.3. Filtrado	5.3 Respuesta al proceso de deformación 38
3.1.1.4. Afinado de grano	
3.1.2. Colada y Solidificación	5.3.1 Comparación de la evolución de las
3.1.3. Laminación y Bobinado	propiedades mecánicas durante el proceso de
3.1.4. Laminador Properzi 2	laminación en laboratorio
	5.3.2 Verificación de la influencia del tiempo
4. Procedimiento Experimental	transcurrido entre la laminación del material y
44.50	ensayo mecánico
4.1 Técnicas Experimentales	7 4 T
411 F 4 4 1 C	5.4 Envejecimiento Artificial
4.1.1 Estructura de Grano	5.4.1 Alambres T1 y T4
4.1.1 Preparación Metalográfica	5.4.1 Alambres 11 y 14
4.1.3 Microscopía Electrónica de Barrido y	5.4.2 Comparación alambre T1, T4 y SQ a igual
Espectroscopía de rayos X dispersiva en energías	temperatura de envejecimiento artificial40
17	5.4.3 Alambre SQ obtenido por trefilación40
4.1.4 Mediciones eléctricas	5.4.5 Alamore SQ obtemuo por tremacion40
4.1.5 Ensayo de Tracción	6. Conclusiones40
•	
4.2 Desarrollo Experimental	7. Trabajos a Futuro48
4.2.1 Obtención de muestras de alambrón de con	8. Referencias48
temples T1 y T4 y tratamiento SQ 18	
4.2.2 Envejecimiento Natural	9. Anexo I50
4.2.3 Influencia de la temperatura de almacenamiento	
sobre la evolución de las propiedades del	10. Anexo II
alambrón durante el envejecimiento natural 18	





## Comparación de las propiedades obtenidas en alambrón de aleación de aluminio AA6201 producidos con diferentes tratamientos térmicos

Amado, Matías Nicolás Facultad de Ingeniería - UNMdP

#### Resumen

Con motivo de profundizar en el conocimiento de los productos desarrollados en la División de Productos Semielaborados 2 de Aluar Puerto Madryn, se llevó a cabo una comparación de las propiedades obtenidas en el alambrón de aleación de aluminio AA6201 en función del tratamiento de solubilizado y templado empleado. Se analizaron diferencias entre las propiedades mecánicas y eléctricas de los alambrones con tratamiento de solubilizado en línea (temple T1) y con solubilizado en horno de tratamientos térmicos (solubilizado batch o temple T4). Se buscó correlacionar la microestructura resultante con las propiedades mecánicas y eléctricas del alambrón recién producido, y se estudió la evolución de dichas propiedades durante la etapa de envejecido natural. En este punto, se analizó también la influencia de la temperatura de almacenamiento sobre la evolución de las propiedades durante el envejecido natural. A fin de simular el proceso de trefilado llevado a cabo por los clientes, se analizó la posibilidad de implementar un proceso de laminación en laboratorio de manera de correlacionar las propiedades de los alambres obtenidos mediante ambos procesamientos. Se estudió la respuesta del alambrón con temples T1 y T4 durante el laminado en laboratorio. Posteriormente, se comparó la evolución de la resistencia mecánica y la conductividad eléctrica durante el envejecido artificial de los alambres obtenidos. De manera complementaria, se analizó la factibilidad de aplicación de un tratamiento térmico alternativo que permita obtener un alambrón con mayor trefilabilidad respecto a T1 y que no demande mayores costos y tiempos de producción.

#### 1. Objetivos

Los objetivos generales de este trabajo son:

- Caracterizar y comparar las propiedades de alambrón de aleación de aluminio AA6201, producido con los dos tipos de temple alternativos de uso habitual. Extender la comparación a todas las etapas del circuito productivo de alambre conductor eléctrico: desde la obtención de la bobina de alambrón hasta el envejecido artificial de los alambres producidos por los clientes.
- Analizar la factibilidad de aplicación a nivel industrial de un tratamiento térmico alternativo a los empleados actualmente en la producción de alambrón aleado en Aluar.

#### 2. Introducción

#### 2.1 Aleaciones de aluminio serie 6000

Las aleaciones de aluminio de la serie 6000 contienen Mg y Si como principales elementos

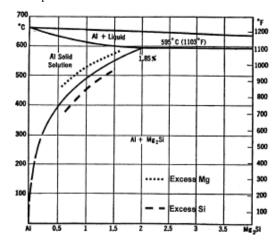
de aleación. Se trata de aleaciones termoenvejecibles cuya fase edurecedora es el Mg<sub>2</sub>Si.

Como se observa en el diagrama pseudo binario Al-Mg<sub>2</sub>Si, (Figura 1) llevando la aleación por encima de la temperatura de *solvus*, se tiene todo el Mg y el Si en solución sólida, y la única fase presente es  $\alpha$ . Si en ese momento se efectúa un enfriamiento rápido (temple) del material, se retiene el Mg y Si en un estado metaestable de solución sólida sobresaturada. En este punto, el sistema va a tender al equilibrio termodinámico y comenzará la precipitación de  $Mg_2Si$ .

A partir de este diagrama, se puede ver que cuanto mayor es el contenido de Mg y Si de la aleación, mayor es la temperatura de solubilización, y a su vez, esta temperatura disminuye cuando existe un exceso de Si pero se incrementa cuando el exceso es de Mg. En términos prácticos, este diagrama indica que un alambrón conductor de la serie 6000 nunca debe formularse con Mg en exceso, y que por el contrario, mayores excesos de Si son requeridos para un

adecuado grado de solubilización cuanto mayor es el contenido de Mg<sub>2</sub>Si [1].

Debido al favorable balance entre resistencia mecánica y conductividad eléctrica, las aleaciones de aluminio de la serie 6000 son ampliamente utilizadas como conductores y refuerzos internos en los tendidos eléctricos de alta y media tensión. En este sentido, las aleaciones AA6101 y AA6201 son las más difundidas para estas aplicaciones.



**Figura 1.** Diagrama de fases pseudobinario Al-Mg<sub>2</sub>Si.

La Tabla 1 presenta la cantidad mínima y máxima de Si, Mg y Fe para estas aleaciones según *Aluminium Association*. En la Tabla 2 se muestra la composición química de la aleación estudiada en el presente trabajo.

Aleación	%Si	% Mg	%Fe máx.
6101	0,30-0,70	0,35-0,80	0,50
6201	0,50-0,9	0,6-0,9	0,50

**Tabla 1.** Composición química aleaciones 6101 y 6201 para uso eléctrico según *Auminium association* 

## 2.2 Producción del alambre de aleación de aluminio para usos eléctricos

La producción del alambre de aleación de aluminio para usos eléctricos se efectúa en dos etapas: 1) Producción de alambrón de 9,5mm de diámetro, y 2) Trefilado del alambrón hasta el diámetro final.

## 2.2.1 Producción de alambrón aleado serie 6000 en Aluar

La empresa ALUAR cuenta con tres líneas de fabricación de alambrón: *Properzi 1*, ubicada en

la planta de la División Productos Semi elaborados 1 (DPSE 1), *Properzi 2 y SECIM* (ambas pertenecientes a la División Productos Semielaborados 2 (DPSE 2). Sólo en *Properzi 2* se lleva a cabo la fabricación de alambrón aleado. Puede resumirse cada línea de modo muy general en: un sistema de colada continua, donde se encuentra la rueda de colada encargada de solidificar el metal proveniente de los hornos, un tren laminador, que trabaja la barra solidificada para conformar el producto final, y por último un equipo bobinador, que produce las bobinas que, luego de ser embaladas, son finalmente despachadas.

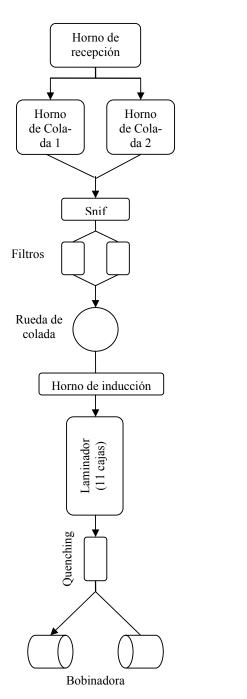
En la Figura 2 se presenta el diagrama de flujo del proceso de obtención de alambrón en la línea *Properzi 2*. Esta línea cuenta con un horno de recepción de 25 toneladas, el cual es cargado mediante un volcador de cuchara. El horno de recepción abastece a dos hornos de colada de 12 toneladas. Al ser colado al canal de trasvase, el metal pasa por un desgasador marca *Snif* en el cual se sopla mediante un rotor una mezcla de Argón y Cloro (97% y 3% respectivamente) con el objetivo principal de remover el hidrógeno. Además, es reducido el contenido de sodio.

Luego de atravesar un sistema de filtros el aluminio llega mediante un sistema de canales a la rueda de colada. La máquina de colada continua Properzi consiste en una rueda giratoria de cobre de 1400mm de diámetro. La sección del molde es de 1256,2mm². La cuarta pared del molde está constituida por una cinta de acero inoxidable. El metal líquido es vertido a la rueda de colada y al entrar en contacto con las paredes del molde comienza a solidificar. El molde es enfriado exteriormente con agua por sus 4 caras. En la Figura 3 se detalla el proceso de solidificación del metal una vez que entró en contacto con la rueda.

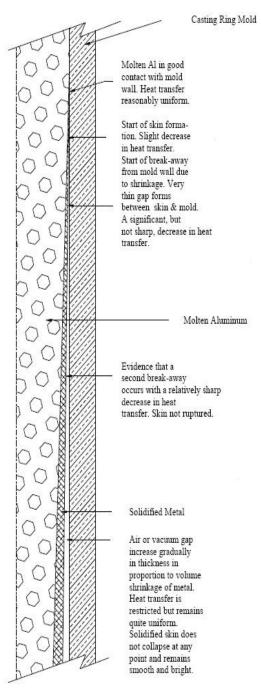
Una vez solidificada la barra, luego de una etapa de precalentamiento en horno de inducción, el siguiente paso es el laminado. El tren laminador consta de 11 cajas accionadas por un mismo motor. Cada caja posee tres rodillos ubicados a 120° uno respecto del otro. La orientación de los rodillos de una caja a la otra es alternativa de modo que la sección de la barra varía en cada caja de trapecial a circular y viceversa (Figura 4). A la salida del laminador se cuenta con una estación de *quenching*, donde mediante sprays de agua es posible enfriar rápidamente el alambrón. Finalmente el alambrón es bobinado.

Si	Mg	Fe	Mn	Cr	Zn	В	Cu	Ti	V
0,55	0,62	0,22	0,001	0,0005	0,003	0,002	0,0002	0,007	0,002

Tabla 2. Composición química de la aleación AA6201 estudiada en este trabajo



**Figura 2.** Diagrama de flujo de producción de la línea *Properzi 2* [2]



**Figura 3.** Representación del proceso de solidificación del aluminio en la rueda de colada [3]



Figura 4. Evolución de la sección transversal de la barra en el laminador Properzi 2 [2].

## 2.2.1 Trefilado del alambrón hasta diámetro final

El trefilado del alambrón hasta el diámetro final es llevado a cabo por los clientes de Aluar. Generalmente se realiza en frío y, posteriormente es necesario llevar a cabo un tratamiento de envejecido artificial de los alambres obtenidos de manera de alcanzar las propiedades mecánicas y eléctricas requeridas.

#### 2.3 Tratamientos de solubilizado y templado

Una etapa fundamental en el proceso de producción de alambrón aleado serie 6000 de grado eléctrico, es la disolución de la mayor cantidad posible de Mg y Si en la matriz de aluminio. En Aluar Semielaborados, el solubilizado y templado del alambrón pueden llevarse a cabo en el mismo tren de laminación *Properzi* (*Solubilizado en línea* ó *Temple T1*), ó bien se puede realizar el solubilizado en un horno de tratamientos térmicos seguido de un temple en agua (solubilizado *batch*, ó *Temple T4*). En la Figura 5 se muestra la historia termomecánica de alambrón solubilizado en línea (Temple T1)

- La primera etapa consiste en la solidificación del metal líquido en la rueda de colada.
- La barra es guiada hacia la entrada del laminador. En este trayecto se enfría hasta una temperatura cercana a los 450°C.
- 3) Previo al proceso de laminación, un horno de inducción eleva la temperatura de la barra aproximadamente 90°C hasta alcanzar una temperatura cercana a los 540°C. En este punto se lleva a cabo el solubilizado del Mg y Si en aluminio.
- La barra solidificada ingresa al laminador en donde sufre una reducción de sección del orden del 90%.
- 5) El alambrón sale del laminador a una temperatura cercana a los 300°C. Para retener la mayor cantidad de Mg y Si en solución sólida que no haya precipitado durante el enfriamiento en el laminador, se lleva a cabo el enfriamiento brusco o quenching del material.
- Luego del quenching, el alambrón solubilizado en línea es bobinado a 100°C. La bobina de 1000Kg alcanza la temperatura de estiba en aproximadamente 48 horas.

En el proceso de solubilizado *batch* o temple T4, la bobina producida en la línea *Properzi 2* (DPSE 2), es conducida a un horno de tratamientos térmicos ubicado en la División Productos Semielaborados 1 (DEPSE 1). Este hor-

no posee una capacidad para 12 bobinas dispuestas con eje vertical en dos filas de 6 sobre carros que avanzan a la posición siguiente cada 1 hora y 40 minutos, por lo que el tiempo mínimo total de tratamiento de una bobina es de 10 horas. La Figura 6 presenta la historia termomecánica del alambrón solubilizado *batch* (Temple T4). De los puntos 1) a 6), los procesos termomecánicos de los alambrones T1 y T4 son los mismos.

- 7) Las bobinas son calentadas mediante circulación de aire que, a su vez, es calentado por tubos radiantes que transfieren el calor de combustión del gas natural. La temperatura del aire es controlada en tres zonas del horno: al principio (Zona 1), en la zona central (Zona 2) y al final del mismo (Zona 3). En las dos primeras zonas, la temperatura del aire debe mantenerse en el rango de 550 570°C, mientras que en la zona 3 entre 550 y 560°C.
- 8) Como se mencionó anteriormente, las bobinas son mantenidas a una temperatura cercana a 560°C un tiempo que va desde las 10 horas hasta 12 horas, dependiendo de la demanda del horno.
- 9) A la salida del horno, las bobinas son enfriadas rápidamente sumergiéndolas en una pileta con agua. El tiempo desde que el horno se abre y las bobinas son sumergidas no debe exceder los 30 segundos. El secado debe realizarse con ventiladores durante un mínimo de 2 horas, o de manera natural durante 5 días.

El temple T4, realizado en horno batch en etapa posterior a la laminación, permite solubilizar una fracción mayor de Mg y Si con respecto al tratamiento T1, y además produce una estructura recristalizada totalmente libre de endurecimiento por deformación plástica [1]. Como consecuencia, a igual composición química, un alambrón T4 posee menor resistencia mecánica (Rm) v menor conductividad eléctrica  $(\sigma_{20^{\circ}C})$  que T1, pero su ductilidad es mayor, al igual que su potencial de endurecimiento por envejecido. Si bien el alambrón T1 requiere mayores cuidados en los procesos de trefilado y cableado, el temple T4, a igual resistencia mecánica especificada en el alambre conductor, posee desventajas en cuanto a costos y tiempo de producción, capacidad instalada (actualmente no es posible tratar más de 200 toneladas de alambrón por mes) y también en cuanto a conductividad eléctrica. La elección de uno u otro debe tener en cuenta el diámetro final del alambre, la Rm especificada en el mismo y las características particulares de cada planta de trefilado y cableado.

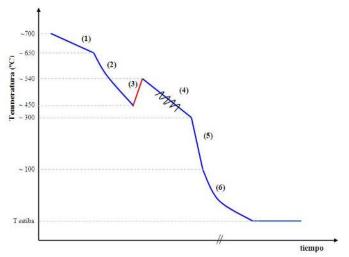


Figura 5. Historia termomecánica del alambrón AA6201 Solubilizado en línea (Temple T1)

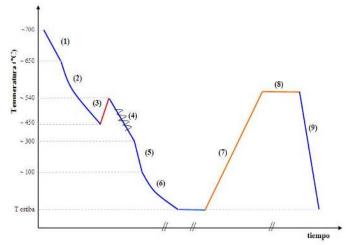


Figura 6. Historia termomecánica del alambrón AA6201 Solubilizado batch (Temple T4).

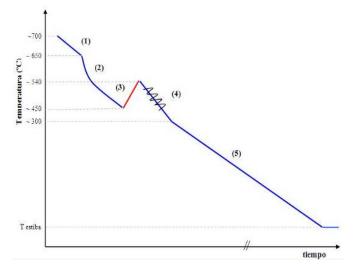


Figura 7. Historia termomecánica del alambrón AA6201 con tratamiento alternativo SQ.

#### 2.4 Tratamiento SQ

A partir de las limitaciones de los tratamientos T1 y T4, la implementación de un nuevo tratamiento térmico mediante el cual se obtenga un alambrón con mayor trefilabilidad respecto a la de T1, y que no requiera mayor costo ni tiempo de producción (como ocurre con el temple T4), resultaría beneficioso por los siguientes motivos:

- Como se mencionó anteriormente, al implementarse este tratamiento en la misma línea de producción, se evitaría un proceso adicional en horno de tratamientos térmicos, lo cual implica menor costo de producción.
- Podría resultar una alternativa viable para aquellos clientes que requieran certificar en sus productos la composición química de la aleación 6201 (no pueden utilizar una aleación más diluida como la 6101), y que a su vez presentan dificultades para procesar alambrón T1. Por lo tanto, la única opción de compra sería el alambrón solubilizado batch.

Como se observa en la Tabla 1, de las dos aleaciones serie 6000 empleadas en la producción de alambrón aleado grado eléctrico en Aluar, la 6201 es la que presenta una mayor concentración de aleantes. Este hecho podría aprovecharse para obtener un alambrón con un tratamiento de solubilizado parcial con menor cantidad de Mg y Si retenido en solución sólida (menor potencial de endurecimiento por precipitación) pero, a su vez, con un mayor grado de recuperación (mayor trefilabilidad). La cantidad remanente de Mg y Si retenido en solución sólida, podría resultar suficiente para alcanzar las propiedades mecánicas mínimas requeridas durante el envejecido natural.

En una primera instancia, un solubilizado parcial del alambrón 6201 podría lograrse suprimiendo el *quenching* a la salida del laminador. De esta manera, el alambrón se estaría bobinando a una temperatura cercana a los 300°C, lo cual podría generar una mayor recuperación del material y, por consiguiente, una mayor trefilabilidad.

Es objeto de estudio en este trabajo la caracterización de alambrón obtenido sin *quenching* a la salida del laminador (tratamiento *SQ*). Se evaluará si la cantidad remanente de Mg y Si retenida en solución sólida resulta suficiente a fin de alcanzar las propiedades mecánicas mínimas especificadas para el alambrón y alambre con este tratamiento.

A partir de las propiedades finales de los alambres SQ, se analizará la posibilidad de

aplicar este tratamiento al proceso productivo actual llevado a cabo en DPSE 2. La historia termomecánica del alambrón SQ es similar a la del T1, exceptuando el enfriamiento brusco a la salida del laminador (Figura 7).

#### 3. Revisión Bibliográfica

## 3.1. Descripción pormenorizada del proceso de obtención de alambrón en Aluar

Para un análisis pormenorizado del proceso, se lo dividió en las siguientes etapas: Tratamiento del metal líquido, colada y solidificación, laminación y bobinado y tratamientos térmicos (Tabla 3). Los tratamientos térmicos de solubilizado y templado fueron tratados en 2.3, por lo tanto, en las siguientes secciones se trataran las otras etapas.

#### 3.1.1. Tratamiento del metal líquido

La presencia de ciertos elementos o compuestos en el metal líquido afectan considerablemente tanto la conductividad eléctrica como las propiedades mecánicas del material solidificado. En la Tabla 4 se enumeran las principales impurezas presentes en el Aluminio líquido, el origen y el efecto que producen sobre las propiedades del producto solidificado.

#### 3.1.1.1. Tratamiento con Boro

Para lograr la precipitación de los metales de transición y evitar así que queden retenidos en solución sólida en el Aluminio, se lleva a cabo un tratamiento con Boro. El Boro es agregado al baño líquido en el horno receptor mediante la adición de liga madre Al-B, que contiene partículas de AlB<sub>2</sub> y AlB<sub>12</sub> dispersas en una matriz de aluminio. La formación de Boruros de Ti, V, Cr y Zr es determinada por la difusión de estos elementos en el líquido y por la disponibilidad de partículas de boruro de Aluminio.

Los boruros formados son más densos que el Aluminio líquido, por lo que sedimentan, concentrándose en el fondo del baño líquido. La reacción de los metales de transición con el Boro posee el mayor efecto sobre la conductividad eléctrica, mientras que la sedimentación de los boruros producidos eleva la conductividad más lentamente y en menor medida. De esta manera, con el solo hecho de combinar los metales de transición con el boro es suficiente para alcanzar los requerimientos de conductividad. De todas maneras, aún cuando la conductividad lograda es satisfactoria, muchas veces es necesario obtener un metal con la menor cantidad posible de inclusiones ya que éstas son perjudiciales para la ductilidad del metal. Para lograr bajar el contenido de inclusiones, antes de colar es necesario dejar reposar el baño líquido durante un cierto tiempo (tiempo de reposo) después del agregado del boro. De esta manera, los boruros formados tienen la posibilidad de sedimentar y, obtener así, Aluminio de grado eléctrico con bajo contenido de inclusiones.

La liga madre utilizada actualmente en la línea *Properzi 2* para la remoción de metales de transición consiste en una plaqueta de Al-B al 5% con partículas de AlB<sub>2</sub>. El tiempo necesario para que ocurra la reacción entre las partículas de boruro de Aluminio y los metales de transición disueltos es inferior a los 5 minutos. Con ese tiempo se obtendría el mayor incremento en la conductividad del metal, sin embargo, en la línea estudiada, se utiliza un tiempo de reposo de entre 20 y 30 minutos de manera de asegurar la sedimentación de los boruros de Ti y V formados, obteniendo así un metal con bajo contenido de inclusiones.

#### 3.1.1.2. Desgasado

Una vez que el tiempo de reposo del tratamiento con Boro se ha cumplido, el metal líquido es volcado del horno fijo a través de una piquera al canal de trasvase, por medio del cual es conducido a la cuba de desgasado.

El principal objetivo en esta etapa es la remoción de Hidrógeno del seno del material hasta alcanzar niveles de concentración que no produzcan porosidad o que no sean perjudiciales para las propiedades del producto final. De manera complementaria, también se busca reducir las cantidades de Na y Ca.

La línea cuenta con un desgasador rotatorio marca Snif. Teniendo en cuenta la velocidad de colada de 2,7Tn/h y una capacidad de 600Kg de la cuba desgasado, el metal líquido posee un

tiempo de residencia en la cuba de por lo menos 13 minutos. Por medio de un rotor de grafito se inyecta una mezcla de 97% de Argón y 3% de Cloro en el fondo de la cuba en contracorriente con el metal líquido. De esta manera, las burbujas suben por el líquido y, debido a la diferencia de presiones parciales, el Hidrógeno difunde hacia su interior. Las burbujas arrastran el Hidrógeno hacia la superficie y lo liberan a la atmósfera. La remoción de Hidrógeno será más eficiente cuanto menor sea el tamaño de las burbujas, ya que éstas ascienden más lentamente logrando un mayor tiempo de contacto (más tiempo para que el Hidrógeno difunda en el interior de las burbujas), y aumenta la relación superficie/volumen.

La inclusión de cloro como parte de la mezcla de gas insuflada provoca un aumento en la velocidad de difusión de Hidrógeno hacia la burbuja de gas debido al cambio de las propiedades de la interesase líquido/gas. Además modifica también la tensión superficial de la escoria, generando una película de óxido superficial más seca y, por consiguiente, una menor pérdida de Aluminio por oxidación.

Sobre la superficie de la burbuja se forman algunos compuestos clorados que permanecen en estado líquido, de esta manera se pueden remover otros elementos del metal, en el desgasador Snif de *Properzi 2* se busca remover también la mayor cantidad posible Sodio y Calcio. El problema que puede aparecer con la formación de estos compuestos es que se remuevan también elementos que hayan sido agregados como aleantes tales como Estroncio ó Magnesio.

Etapa del proceso	Lugar físico donde se lleva a cabo		
Tratamiento del metal líquido	Desde horno receptor hasta rueda de colada, pasando por hornos de colada, canales y dasgasador <i>Snif.</i>		
Colada y solidifi- cación	Rueda de colada		
Laminación y bobinado	Desde la salida de la rueda de colada, pasando por el horno de inducción, el tren de laminación, <i>quenching,</i> hasta la obtención de la bobina		
Tratamientos tér- micos	tér-  T1 (Solubilizado en línea): Horno de inducción, tren de lami nación, <i>quenchig</i> , bobinado.  T4 (Solubilizado Batch): desde obtención de bobina, pasando po horno de tratamientos térmicos, hasta obtener la bobina templada		

Tabla 3. Etapas del proceso de obtención de alambrón aleado serie 6000.

Impureza	Origen	Efecto
METALES DE TRAN- SICIÓN (TI Y V)	Materia Prima (Bauxita). Refinador de grano	Al poseer las capas electrónicas <i>s</i> y <i>d</i> parcialmente llenas, se genera una fuerte interacción entre estos elementos y los electrones de la capa de conducción del Al. El detrimento en la conductividad es mayor cuando estos elementos se encuentran en solución sólida. En precipitados de segundas fases, el efecto de estos elementos es menor.
HIDRÓGENO	Humedad atmosférica tanto dentro del horno (agua producto de la combustión de los quemadores) como fuera del mismo. Humedad y grasitud presentes en los sólidos refundidos, sales escorificantes, pastillas de polvos compactados (briquetas) agregados al baño. Hidrógeno contenido en los aleantes, sobre todo en Mg (solubilidad mucho mayor que en el Al)	Debido a la abrupta disminución de la solubili- dad del H al solidificar el Al, la concentración de H que existía en estado líquido supera los valores de solubilidad en estado sólido. Esto provoca la formación de porosidad y/o mante- nimiento del H en solución sobresaturada. La porosidad generada durante la solidificación (porosidad primaria) y aquella nucleada duran- te los tratamientos térmicos (porosidad secun- daria) actúan como concentradores de tensio- nes y afectan considerablemente a las propie- dades mecánicas del material
INCLUSIONES NO METÁLICAS (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MgO, Mg <sub>2</sub> AlO <sub>4</sub> , Al <sub>3</sub> C <sub>4</sub> , TiC, TiB <sub>2</sub> , VB <sub>2</sub> , (Ti,V)B <sub>2</sub> , ZrB <sub>2</sub> , AlN, etc)	Proceso de obtención del metal, de algún procesamiento posterior o del transporte del mismo. Material de reciclo. Herramientas utilizadas en el horno. Excesivas temperaturas del horno y turbulencias. Incorrecta aplicación de los procesos de desescoriado, refinación de grano y agregado de Boro. Erosión y desgaste de las paredes del horno, cucharas ycanales de trasvase. Humedad	Disminución de la tenacidad a la fractura, de la resistencia a la tracción, de la resistencia a la corrosión y a la corrosión bajo tensión. La disminución de la ductilidad es especialmente importante en productos que serán extrudados a secciones pequeñas o trefilados (la presencia de inclusiones lleva directamente a la rotura del producto a ser conformado).

Tabla 4. Principales impurezas presentes en el metal líquido.

#### 3.1.1.3. Filtrado

Desde la salida de la cuba de desgasado el metal es conducido por el canal de trasvase hasta la caja de filtros con el objetivo de retener la mayor cantidad posible de inclusiones no metálicas presentes en el metal líquido.

El filtro utilizado en *Properzi 2* es de espuma cerámica de Alúmina, Circonia y Mullita de 30 poros por pulgada lineal (ppi) en forma de placa cuadrada de 432mm de lado y 51mm de espesor. Está contenido en una caja diseñada según la superficie del filtro (directamente relacionada con la velocidad de colada) y la altura a la que debe ser ubicado según la presión metalostática requerida, que determina el mojado y el pasaje de metal líquido a través del filtro al comienzo de la colada. El mecanismo principal por el cual el filtro separa las inclusiones del metal líquido es la aglomeración o torta (cake). En este modo, la remoción de partículas ocurre por detención

física de las inclusiones en la superfície superior

Por lo general se detienen en primer lugar las partículas más grandes, que se aglomeran sobre la superficie del filtro formando un aglomerado o torta quien actúa como filtro para las partículas más pequeñas que arrastra el metal a través de él. A medida que el aglomerado crece, la eficiencia del filtro disminuye. En la línea *Properzi 2* el cambio de filtros se realiza cada 5 coladas o al observar una marcada diferencia en el nivel del líquido a la entrada y salida de la caja de filtro.

#### 3.1.1.4. Afinado de grano

Este proceso también se lleva a cabo en el canal de trasvase y el objetivo principal es lograr que la estructura de la barra solidificada posea granos finos equiaxiales, lo que otorga las mejores propiedades y mayor isotropía en la pieza colada o en los productos obtenidos posteriormente. Consiste en la inoculación de un alambrón refinador de grano de aleación Al-5%Ti-1%B compuesta por una matriz Aluminio con partículas muy pequeñas (< 1μm) de TiAl3 y TiB2 que actúan como sitios activos para la nucleación heterogénea.

Experimentalmente se ha observado que tanto el Ti como el B poseen poder afinante de la estructura de aleaciones de Aluminio. Sin embargo, se ha observado también que la mayor eficiencia de refinación se obtiene utilizando los dos elementos a la vez, en una proporción tal que exista un exceso de Ti respecto a la estequiometría de formación del TiB2. Uno de los mecanismos más aceptados propone que la nucleación heterogénea se debe a la reacción peritéctica que presenta el sistema Al-Ti a 665°C y 1,2%. Los cristales de Aluminio comienzan a nuclear sobre las partículas de Ti. El TiAl<sub>3</sub> se disuelve en al Aluminio líquido gracias al TiB<sub>2</sub>.

Según se mencionó anteriormente, previo a la etapa de afinado de grano, se lleva a cabo el tratamiento con Boro. En caso de haber un exceso significativo de Boro en solución, se inhibe la nucleación heterogénea ya que éste reacciona con el Titanio del refinador de grano. Por lo tanto, resulta muy importante mantener bajas las concentraciones de Boro en solución en la etapa de afinado de grano [4].

#### 3.1.2. Colada y Solidificación

Una vez que el metal líquido proveniente de los canales llega a la mandolina comienza la etapa de colada y solidificación. En los instantes iniciales de contacto del metal líquido con la rueda de colada se concentra toda la sensibilidad del proceso. En esta etapa todos los parámetros establecidos se combinan para determinar la calidad de la barra que está siendo producida. El metal es transferido de manera continua hacia la rueda a través un distribuidor revestido con un papel cerámico que sobresale del mismo y se mantiene en contacto con el molde.

El sistema de solidificación básicamente está compuesto por un molde rotativo o rueda de colada de aleación de cobre de 1400mm de diámetro y sección trapezoidal de 1256,2mm2, una cinta metálica, y un sistema de enfriamiento que se extiende aproximadamente 180° sobre la rueda. La velocidad de la rueda que actualmente se utiliza en Properzi 2 para alambrón aleado es de 3,3rpm, esto implica una velocidad de colada cercana a las 2,7Tn/h. La aleación de cobre utilizada para la fabricación del molde desempeña un papel importante en la prevención de alabeos permanentes sobre el mismo cuando por

alguna falla de colada o del sistema de refrigeración aumenta considerablemente la temperatura de la rueda. La Tabla 5 indica algunos valores de norma para moldes de cobre y los valores generalmente utilizados en la práctica, de la composición química de las aleaciones de cobre empleadas en la fabricación de ruedas de colada

Elemento	Fe	Si	Cr	Zr	Cu
DIN	0,08	0,10	0,5 a	0,03 a	99,29
EN12420	(máx)	(máx)	1,2	0,3	(min)
Utilizada	0.03	0.008	0.82	0.08	99,062

**Tabla 5.** Composición Química de la rueda de colada (molde) [5].

El sistema de refrigeración está compuesto por cuatro tubos de distribución equipados con picos pulverizadores para esparcir el agua de refrigeración y mantener bajo control el flujo y la geometría de la proyección del chorro sobre las paredes del molde. Los picos son piezas maquinadas de acero inoxidable, cada uno posee un ajuste de flujo individual como se observa en la Figura 8.





**Figura 8. (a)** Picos Pulverizadores, **(b)** Geometría típica de proyección contra las paredes del molde [5].

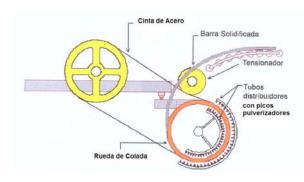
Tanto el ajuste del flujo en cada pico pulverizador como el de la presión del agua de refrigeración, permiten llevar a cabo ajustes del régimen de solidificación de la barra.

Las condiciones térmicas y químicas del agua utilizada en la refrigeración tienen una influencia significativa en la eficiencia de enfriamiento de la rueda y, por lo tanto, de la barra que está siendo producida. Se debe evitar la utilización de agua de alta concentración de minerales debido a la formación de sarro en las paredes laterales del molde y en la cinta de acero. La formación de sarro en las paredes laterales del molde puede implicar paradas no programadas en pocas horas. Tanto en las líneas Properzi 1 y 2 y SECIM, se utiliza agua desmineralizada (Agua "DEMI") para el sistema de enfriamiento de la rueda de colada y la cinta de acero. Este tipo de agua debe mantener cierta cantidad de minerales ya que favorecen a la nucleación de burbujas, mediante las cuales se extrae la mayor cantidad de calor de la superficie del molde. En la Tabla 6 se muestran las cantidades típicas de algunos de los elementos presentes en el agua DEMI.

Elemento	Cantidad en ppm	
Hierro	0,02	
Bicarbonatos	70,8	
Sulfatos	64,6	
Calcio	39,5	
Potasio	5,5	
Alcalinos totales	78,0	

**Tabla 6.** Composición Química típica del agua desmineralizada [5].

Como se mencionó anteriormente, el impedimento de contacto entre la cara superior del metal que está siendo colado y el agua refrigerante es llevado acabo por una cinta de acero inoxidable, de manera que el conjunto rueda de colada/cinta de acero forma un sistema cerrado dentro del cual se completa el proceso de solidificación de la barra. La Figura 9 presenta las principales partes integrantes de la colada continua rotativa.



**Figura 9.** Conjunto rueda de colada, cinta metálica y sistema de refrigeración de la rueda [5].

En el sistema de refrigeración del molde, los tubos distribuidores están posicionados de manera tal de localizar la última parte solidificada en el centro geométrico de la barra (Figura 10). La localización de esta última parte solidificada representará el equilibrio entre las tasas de extracción de calor, el cual deberá existir en todo el perímetro refrigerado. Mediante una macrografía de la sección de una barra solidificada puede evaluarse cualitativamente las tasas de extracción de calor.

El intervalo de solidificación, la fluidez, y la conductividad y difusividad térmica de cada aleación en particular, tienen implicancia directa sobre el régimen de enfriamiento, sumadas al estado y conservación del molde. Todas estas variables determinan una zona de sensibilidad crítica en el proceso de colada continua rotativa

de gran importancia para la calidad final de la barra. Esta zona, conocida industrialmente como "Zona crítica de enfriamiento", corresponde a los primeros instantes de contacto del metal con el molde refrigerado.

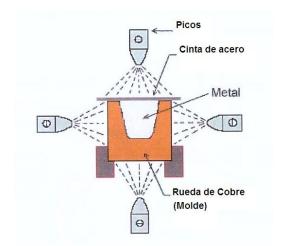


Figura 10. Disposición de los picos en relación al conjunto cinta/molde [5].

Los requerimientos en las velocidades de producción y la calidad de la barra que está siendo solidificada, justifican el esfuerzo por determinar parámetros de proceso tales como temperatura de colada, ajuste de los picos pulverizadores, presión de agua refrigerante en los tubos distribuidores y velocidad de colada, para una dada composición química del metal que se está colando.

En función de los parámetros de colada y las propiedades del metal, la longitud de la rueda sobre los picos pulverizadores suele dividirse en diferentes zonas, de manera que en cada una de ellas se configura el flujo de agua refrigerante. El tamaño y configuración de una zona depende directamente del metal que se está colando. La Figura 11 ejemplifica esquemáticamente la subdivisión en zonas de los picos pulverizadores, mientras que la Tabla 7 describe estas zonas tomando como referencia la colada de Aluminio y sus aleaciones para la industria de conductores eléctricos.

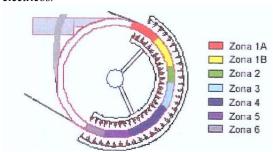


Figura 11. Diseño esquemático de la división por zonas del sistema de enfriamiento del molde de colada [5].

Zona	Descripción
Zonas 1A y 1B	Zonas críticas de enfriamiento en relación a las tasas de extracción de calor de la región interna y externa del molde. Estas zonas requieren un riguroso control de la intensidad y distribución de la pulverización del agua, que puede ser conseguido mediante las válvulas individuales de cada pico.
Zona 2	Zona crítica a subcrítica dependiendo del metal que está siendo colado. Corresponde a una zona de elevado control de los pulverizadores.
Zona 3	Zona subcrítica para la aleación Al 6201 y no crítica para Al 1350, siendo una zona de intensidad de enfriamiento controlada.
Zona 4	Zona con necesidad de levada intensidad de enfriamiento para la aleación Al 1350 y enfriamiento moderado para Al 6201.
Zona 5	Zona donde se inicia el enfriamiento de la base del molde.
Zona 6	Zona de enfriamiento de la base y las paredes laterales del molde, como así también de la cinta de acero.

Tabla 7. Descripción de las zonas de enfriamiento [5].

Las condiciones de enfriamiento en las zonas 1A v 1B son de vital importancia en la determinación de los mecanismos de solidificación y la evolución de la contracción del metal a lo largo de las paredes del molde. En estas zonas ocurrirá primero la separación del metal y la cinta de acero, seguida de la separación de las partes superiores de las paredes laterales del molde. A partir de la zona 4, una componente gravitacional actúa impidiendo el contacto del metal con la base del molde. En general, la calidad superficial y la estructura interna de la barra queda definida en una longitud correspondiente a un arco de aproximadamente 1/3 del arco total comprendido entre los dos puntos tangentes donde la cinta de acero toca la rueda.

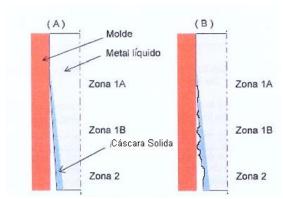
El mecanismo por el cual un excesivo enfriamiento en las zonas 1A y 1B puede comprometer las condiciones de transferencia de calor y generar problemas en la calidad de la barra se muestra en la Figura 12.

En la Figura 12 (A), la región anterior a la zona 1A representa un buen contacto entre el metal líquido y las paredes del molde con una elevada eficiencia en la transferencia de calor. En esta zona, al iniciarse en contacto con el metal, comienza a formarse una frágil cáscara sólida que luego se separa de las paredes del molde formando un gap, lo que implica una disminución en la eficiencia de la transferencia de calor. Con un enfriamiento controlado y uniformidad en la formación de la cáscara sólida, no va a haber rotura de la misma. El gap entre el metal y las paredes del molde crece gradualmente a medida que el espesor de la cáscara sólida aumenta, implicando una evolución en la transferencia de calor restringida pero uniforme.

En la Figura 12 (B) está representada una condición turbulenta o excesiva de enfriamiento en las zonas 1A y 1B en donde la formación de la cáscara sólida preliminar ocurrirá con una prematura disminución de la tasa de transferencia de calor. En este caso, las contracciones

irregulares pueden culminar con una ruptura de la cáscara sólida. Otro defecto típico producto de condiciones inadecuadas de enfriamiento es el surgimiento de huecos en el interior de la barra.

Por lo dicho anteriormente, fijada la composición química de la aleación, la dinámica de solidificación es quien determinará la estructura de la barra resultante. Una vez alcanzadas las condiciones termodinámicas para la transformación de fase líquida a sólida, habrá un gradiente de temperatura entre el material y el medio circundante que absorbe el calor. El calor latente de solidificación es liberado y removido a través de uno o más mecanismos de transferencia de calor. Durante la solidificación parte del soluto es reyectado hacia el solvente en el frente de solidificación, resultando así, en un movimiento de especies asociados a la transferencia de calor, que a su vez, determinará la morfología de crecimiento o arreglo microestructural, así como también la distribución de defectos y heterogeneidades químicas.



**Figura 12.** Representación esquemática de la separación entre el metal y el molde en la zona 1A.. (A) Enfriamiento controlado. (B) Enfriamiento excesivo o turbulento [5].

#### 3.1.3. Laminación y Bobinado

Una vez solidificada la barra en la rueda de colada, es necesario deformarla hasta alcanzar el diámetro de alambrón requerido. Esta operación

es llevada a cabo en el tren laminador, donde se reduce progresivamente la sección de la barra hasta alcanzar el diámetro del producto final. La mayoría de las reducciones se realizan por debajo de la temperatura de recristalización, es decir que el material adquiere una estructura de deformación por trabajado en frío que eleva su resistencia mecánica y disminuve su ductilidad. Además, las tensiones producidas por esta deformación en frío, al definir una estructura de arreglo de dislocaciones, influyen posteriormente sobre la cinética de envejecido por precipitación, y en forma inversa, una cierta fracción de partículas de Mg<sub>2</sub>Si precipitadas en la laminación aporta barreras para el movimiento de las dislocaciones. Por lo anterior, ambos mecanismos de endurecimiento no resultan independientes y es dificil aislarlos. Posteriormente a esta etapa, se lleva a cabo el bobinado del alambrón.

#### 3.1.4. Laminador Properzi 2

Como se mencionó anteriormente, en la División de Productos Semielaborados 2 (DPSE2) se encuentran instaladas dos líneas de producción de alambrón: SECIM y Properzi 2. En esta división, sólo en Properzi 2 se obtiene alambrón aleado.

El laminador Properzi modelo 8/13 Mini instalado en DPSE 2, cuenta con 11 cajas de laminación para la obtención de alambrón de 9,5mm de diámetro, si se quiere obtener alambrón de 12mm de diámetro deben retirarse las últimas dos cajas. Cada caja posee tres rodillos ubicados a 120° uno respecto del otro. La orientación de los rodillos de una caja a la otra es alternativa de modo que la sección de la barra varía en cada caja de trapecial a circular y viceversa. Los rodillos de las cajas 1 y 2 están construidos de acero H13, mientras que los de las cajas 3 a 11 son de carburo de tungsteno. Si bien este último material es mucho más costoso que el acero H13, esta desventaja se ve compensada con menor desgaste de los rodillos y, por consiguiente una mayor vida útil y mejor calidad superficial de la laminación. Un factor muy importante, además del ajuste de las cajas, es el deslizamiento del metal respecto a los rodillos (Sliping), el metal tiene una velocidad levemente menor a la de los rodillos.

Para estudiar la acción individual de cada caja se utiliza el denominado *millpole*. Este consiste en un trozo de barra extraído parando el laminador y retirando la barra hacia atrás de modo que en su longitud exhibe las distintas secciones del proceso de laminado (Figura 4).

Cabe aclarar que la historia térmica del *mill-pole* no es exactamente la misma que la de la

barra en el proceso de fabricación de alambrón ya que el *millpole* se enfría dentro del laminador hasta que es retirado y en el momento de extracción, también sufre un relaminado en sentido inverso. A pesar de estas cuestiones, la extracción del *millpole* es una práctica habitual durante las paradas del laminador ya que de su observación se puede obtener información sobre: estado, separación y alineación de los rodillos, sección de la barra, reducción entre cajas, etc.

Las Figura 13, 14, 15 y 16 presentan respectivamente la sección de la barra para cada caja de laminación, la reducción entre cajas, la reducción acumulada, y la velocidad de entrada de la barra en cada caja de laminación del tren *Properzi 8/13 Mini*.

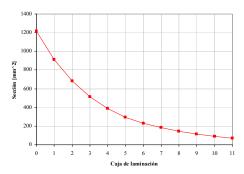


Figura 13. Sección de la barra para cada caja de laminación de la línea Properzi 2 de Aluar [2].

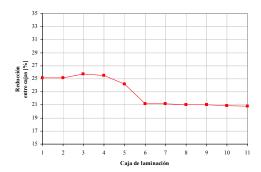


Figura 14. Reducción de cada caja de laminación de la línea Properzi 2 de Aluar [2].

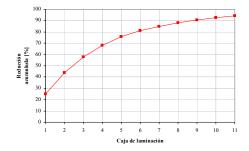


Figura 15. Reducción acumulada para cada caja de laminación de la línea Properzi 2 de Aluar [2]

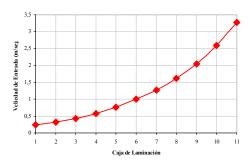


Figura 16. Velocidad de entrada de la barra en cada caja de laminación en la línea Properzi de Aluar.

A partir de la medición de las distancias entre los centros de las cajas, se estimó el tiempo de residencia de la barra en el tren de laminación de aproximadamente 6 segundos.

El laminador cuenta con dos sistemas de lubricación independientes, separados físicamente entre sí dentro de las cajas de laminación, por medio de retenes de doble labio. Uno consiste en un circuito de aceite de lubricación para la transmisión y el otro en una emulsión para la refrigeración y lubricación de la barra y los rodillos. La emulsión está constituida por miscelas de aceite estabilizadas electrostáticamente, rodeadas de moléculas de agua. La distribución de tamaños de estas miscelas debe ser estrecha cercana a los 2µm (miscelas muy grandes pueden coalescer desestabilizando la emulsión; ). La emulsión debe presentar una buena estabilidad térmica y concentración constante de miscelas. Para separar los aglomerados de miscelas v aceites no emulsionables la línea cuenta con un sistema de filtros y un separador centrífugo.

La emulsión es desestabilizada por los siguientes factores:

- Baja temperatura: menor energía térmica de las miscelas, mayor probabilidad de aglomeración.
- Sales en el agua: alteran la estabilidad electrostática de las partículas.
- Aceites minerales.
- Contaminación con fósforo proveniente de los aceites de lubricación.
- Finos de Aluminio.
- Bacterias.

Para el control de la emulsión, se llevan a cabo análisis del Ph (debe mantenerse básico entre 8 y 8,5), conductividad eléctrica y concentración de miscelas. Se realizan ensayos de reposo para evaluar la estabilidad de la emulsión y verificar la presencia de "aceite libre". Semanalmente se realiza un corte ácido para determinar el aceite total presente en la emulsión.

La emulsión en mal estado puede conducir a un mal bobinado debido a que el alambrón comienza a pasar con grandes miscelas pegadas en su superfície. Este hecho no se observa a simple vista, pero se identifica fácilmente poniendo en contacto un paño con la superfície del alambrón. La emulsión en mal estado también pierde la capacidad de eliminar los finos del laminador. El deslizamiento en las cajas (Sliping) también varía y esto puede cambiar la forma del alambrón.

La línea *Properzi 2* cuenta con dos bobinadoras (Este y Oeste) que trabajan de manera alternada. Fijando el par de la bobinadora queda definido el tiro del alambrón a la salida de la última caja de laminación. A medida que la masa de la bobina aumenta, parte del par impuesto está generando trabajo para mover la bobina. El tiro disminuye, por lo tanto, la última caja de laminación debe hacer más fuerza, lo que resulta en un aumento en la corriente del laminador.

Uno de los puntos más críticos en el bobinado es el momento del enhebre del alambrón en la bobinadora. En esta etapa la bobinadora posee una determinada sobre marcha con respecto a la velocidad de bobinado normal. El alambrón es conducido al debanador por medio de un canal y luego enhebrado en la bobinadora. Los parámetros más importantes en el bobinado son:

- Sobrepaso: longitud lineal que avanza el debanador en % de diámetro del alambrón (típicamente 1.025%).
- Sobremarcha: velocidad de más de la bobinadora en la etapa de enhebrado.
- Sobrevuelta: qué fracción de vuelta el alambrón queda en la posición de enhebrado de la bobina.
- Límites laterales: límite tapa fija y tapa móvil.

Existen tres tipos de bobinado que se producen en *Properzi 2: Ramdom, Semi Ramdon y Compacto.* Para obtener una bobina de buena calidad es muy importante la estabilidad mecánica del sistema de bobinado, como así también los parámetros ingresados, la forma del alambrón (sin ovalización, aristas, rotación, etc) y evitar la contaminación con aceite (emulsión en mal estado por ejemplo).

#### 4. Procedimiento Experimental

#### 4.1 Técnicas Experimentales

#### 4.1.1 Preparación Metalográfica

Para llevar a cabo la observación tanto al microscopio óptico como electrónico, las muestras de alambrón fueron incluidas en resina fenólica, de manera tal de observar la cara transversal y longitudinal luego del proceso de mecanizado en torno. A continuación, se llevó a cabo la siguiente secuencia de pulido en un equipo automático marca *Struers Abromin*:

- Papel de lija de SiC de granulometría 500 hasta borrar las rayas del mecanizado en torno y alcanzar planitud.
- Papel de lija de SiC de granulometría 1000 hasta borrar las rayas anteriores.
- Papel de lija de SiC de granulometría 2400 hasta borrar las rayas anteriores.
- Solución de diamante policristalino de 3 micrones hasta borrar rayas anteriores.
- Solución de diamante policristalino de 1 micrón hasta borrar rayas anteriores.
- Pulido con Sílice coloidal.

Las muestras en donde se buscó revelar la estructura de grano fueron atacadas utilizando una solución de ácido fluorbórico (HBF<sub>4</sub>) al 1,8% [6], y anodizadas durante 80 segundos con un potencial de 20V.

#### 4.1.2 Microscopía Óptica

Mediante la utilización de un microscopio óptico marca *Leica* modelo *DM IRM*, se observaron muestras anodizadas y sin anodizar. En aquellas en donde resultó posible, se determinó el tamaño de grano utilizando el método de las intersecciones de Heyn (ASTM E1 12).

#### 4.1.3 Microscopía Electrónica de Barrido y Espectroscopía de rayos X dispersiva en energías

Para la observación e identificación de las principales fases presentes en las muestras de alambrón sin anodizar preparadas como se detalla en 3.1.1, se utilizó un microscopio electrónico de barrido (SEM) marca Jeol modelo LSM-6460LV, con un equipo de espectroscopía de rayos X dispersiva en energías marca EDAX modelo genesis XM-2-Sys con detector Apollo 40.

La técnica de microscopía electrónica de barrido también fue empleada para la caracterización de la superficie de fractura de alambrón. No fue necesaria ninguna preparación especial para este tipo de muestras.

#### 4.1.4 Mediciones eléctricas

Las mediciones de conductividad eléctrica sobre alambre y alambrón fueron realizadas con un equipo marca *Resistomat* modelo *2304*, fabricado por la firma *Burster*.

La técnica empleada para determinar la resistencia de la muestra es conocida como de *4 hilos*, la cual consiste en hacer circular una determinada corriente a través de la muestra y medir la caída de tensión generada entre dos puntos separados una distancia calibrada [7]. Las muestras se colocan en un puente, en el cual se puede calibrar la longitud sobre la cual se mide la caída de tensión. El equipo indica directamente la medida de resistencia eléctrica. Con esta medida, es posible calcular la conductividad eléctrica σ de la muestra a partir de la siguiente expresión:

$$\sigma = \frac{1}{\rho} = \frac{l}{R \cdot A}$$
 (1)

Donde  $\rho$  es la resistividad eléctrica de la aleación, A es el área de la sección transversal de la muestra, l es la distancia entre los puntos de medición de tensión (170mm para alambre y 817mm para alambrón) y R es la resistencia eléctrica medida por el equipo.

En el presente trabajo, las mediciones de conductividad son expresadas en el sistema IACS (*Internacional Annealed Copper Estándar*), en donde la conductividad del cobre puro recocido es arbitrariamente el 100% y las conductividades de otros metales o aleaciones se expresan como un porcentaje de éste.

Diversos factores tales como la temperatura, la composición química, un tratamiento térmico y la microestructura resultante, tensiones residuales, tamaño grano, entre otros, afectan en mayor o menor medida a la resistividad y, por consiguiente, la conductividad eléctrica de un metal. La dependencia entre la resistividad y la temperatura en metales puros es lineal (ley de Mathiessen [8]). Si bien el comportamiento de aleaciones tales como la estudiada en este trabajo se aparta del de los metales puros, el hecho de haber realizado las mediciones de conductividad dentro de un intervalo de temperatura relativamente estrecho, permite asumir una dependencia lineal entre la resistencia eléctrica y la tempera-

tura de la muestra en el momento de la medición, como se expresa en la siguiente ecuación:

$$R(T) = R(T_0)(1 + \alpha \Delta T) \qquad (2)$$

Donde R(T) es la resistencia eléctrica extrapolada a una temperatura T,  $R(T_0)$  es la resistencia eléctrica evaluada a una temperatura de referencia  $T_0$ , y  $\alpha$  es un coeficiente que depende de la aleación en cuestión.

En este trabajo, todas las mediciones de conductividad eléctrica están referidas a una temperatura de  $20^{\circ}\text{C}$  ( $T_0 = 20^{\circ}\text{C}$ ). La temperatura de la muestra al momento de la medición de resistencia eléctrica se obtuvo utilizando una placa de aluminio de gran masa, cuya temperatura era monitoreada mediante una terrmocupla conectada al equipo *Resistomat*. Todas las mediciones fueron realizadas en un rango de temperaturas de 19 a 21°C. Las muestras se colocaron sobre la placa, y se las dejó reposar al menos 30 minutos de manera de asegurar que al momento de la medición, la temperatura de la muestra era igual a la de la placa.

Se utilizó un coeficiente  $\alpha$  igual a 3,98 $x10^{-3}$  1/K que es el que se utiliza actualmente en Aluar Puerto Madryn para la corrección de la medida de la resistencia de todas las aleaciones.

#### 4.1.5 Ensayo de Tracción

Los ensayos de tracción uniaxial fueron llevados a cabo en una máquina de ensayos universales marca Instron modelo 3367 instrumentada con extensómetro tipo long travel de la misma marca. Se utilizaron mordazas especiales para alambrón y alambre. En el caso de muestras de alambrón, se implementó una precarga de 10daN a una velocidad de desplazamiento del cabezal de 1mm/min. Una vez alcanzada la precarga, se empleó una velocidad de 20mm/min hasta 1% de deformación, luego se prosiguió el ensayo a 40mm/min hasta la rotura de la muestra. En el caso de los alambres, no se implementó una precarga pero sí la misma rampa de velocidades de desplazamiento del cabezal empleada con el alambrón.

La longitud calibrada de las probetas se estableció en 250mm tanto en muestras de alambrón como alambre, y la estimación del área fue llevada a cabo pesando muestras de longitud conocida y realizando el cálculo a partir de una densidad conocida de 2,7g/cm<sup>3</sup>.

#### 4.2 Desarrollo Experimental

4.2.1 Obtención de muestras de alambrón de con temples T1 y T4 y tratamiento SQ

Para la realización del presente trabajo se dispuso de tres bobinas de alambrón de aleación de aluminio AA6201 almacenadas en el sector de estiba de la División Productos Semielaborados 2 (DPSE 2) de Aluar Puerto Madryn, de aproximadamente 500Kg cada una, con más de 90 días de envejecido natural.

Dos de estas bobinas fueron obtenidas con temple T1, y la tercera fue producida sin la etapa de *quenching* a la salida del laminador (tratamiento SQ). Para la obtención de muestras de alambrón AA6201 con temple T4, fue necesario tratar una de las bobinas T1 a 540°C durante aproximadamente 10 horas en el horno de tratamientos térmicos de la División Productos Semielaborados 1 (DPSE 1), y enfriarla posteriormente en agua.

#### 4.2.2 Envejecido Natural

Para el seguimiento de la evolución de las propiedades mecánicas y eléctricas durante el envejecimiento natural, fue necesario obtener muestras de alambrón recién producido.

En el caso del temple T1, las muestras fueron obtenidas directamente a la salida de la línea *Properzi 2* luego de la etapa de bobinado, mientras que las muestras con temple T4 fueron obtenidas inmediatamente después del enfriamiento en agua luego del solubilizado en DPSE 1.

Las muestras T4 fueron tomadas inmediatamente después de la inmersión de la bobina en la pileta de templado a la salida del horno. A su vez, las muestras con tratamiento alternativo SQ se obtuvieron de manera similar a las T1 en la línea *Properzi 2*. En este caso, se procedió al cierre del sistema de enfriamiento o *quenching* a la salida del laminador.

4.2.3 Influencia de la temperatura de almacenamiento sobre la evolución de las propiedades del alambrón durante el envejecimiento natural

Para el estudio de la influencia de la temperatura de almacenamiento sobre la evolución de las propiedades del alambrón, parte de las muestras obtenidas de la línea de producción según se describe anteriormente, fueron almacenadas inmediatamente a tres temperaturas distintas: 4, 22 y 40°C.

El almacenamiento de muestras de alambrón de tracción y conductividad eléctrica (330 y 1000mm de longitud respectivamente). a 4°C, fue llevado a cabo en una cámara frigorífica de temperatura controlada en el entorno de los 4°C y dimensiones adecuadas como para almacenar ambos tipos de muestras.

Las muestras a 22°C fueron colocadas en el sector de oficinas de la planta, en donde la temperatura se mantiene cercana al valor mencionado durante todo el año.

Para el mantenimiento de las muestras a 40°C fue necesaria la construcción de una estufa con temperatura de aire controlada y dimensiones adecuadas para contener tanto muestras de tracción como conductividad eléctrica

Mediante la implementación de un sistema de ventilación y canales de recirculación de aire se aseguró un gradiente de temperatura menor a 0,4°C en toda la longitud de la estufa.

#### 4.2.4 Respuesta al proceso de deformación

A fin de simular el proceso de reducción de sección de alambrón llevado a cabo por los trefiladores, se empleó un equipo de laminación modelo J-D 120 fabricado por *Maquijoy S.L.* El mismo consta de 12 pasos de laminación que intercalan secciones ovaladas y circulares de manera tal de obtener, al final del proceso, un alambre de sección circular de aproximadamente 2,69mm de diámetro.

A partir de muestras de alambrón de aleación AA6201 con temple T1 y tratamiento SQ con más de 90 días de envejecido natural, y muestras del mismo material pero con temple T4 y 60 días de envejecido, se obtuvieron alambres de aproximadamente 2,69mm de diámetro mediante la utilización del laminador *Maquijoy*. Se obtuvieron muestras de los doce pasos de laminación y fueron ensayadas mecánicamente dentro de las primeras 24 horas.

Con el objetivo de analizar la influencia de la velocidad de laminación sobre el alambrón SQ, se obtuvieron alambres con este tratamiento con la máxima y mínima velocidad de laminación posible.

## 4.2.5 Tratamiento de envejecido artificial de alambres obtenidos por laminación

Se llevaron a cabo tratamientos de envejecido artificial en laboratorio a 160, 170 y 180°C, de los alambres obtenidos por laminación de alambrón con temples T1, T4 y tratamiento SQ.

También fueron tratados los alambres SQ obtenidos con la máxima y mínima velocidad de laminación

Previo al tratamiento de envejecido, para determinar el área real del alambre, se procedió a medir su longitud y su peso. Posteriormente, se obtuvieron probetas de 330mm de longitud, las cuales fueron enderezadas y agrupadas de a seis (dos por cada tratamiento de solubilizado y temple y dos del tratamiento alternativo SQ). El objeto de tomar dos probetas por tratamiento estudiado es el de obtener valores medios de las propiedades analizadas y reducir el error estadístico.

Cada grupo fue tratado a una de las temperaturas mencionadas durante un tiempo determinado. El tiempo del tratamiento térmico fue considerado como el transcurrido desde el ingreso de las probetas al horno (el cual se encontraba estabilizado a la temperatura del tratamiento) hasta la salida del mismo y el posterior temple en agua. Una vez tratadas, se efectuaron las mediciones de conductividad eléctrica de las probetas y luego fueron ensayadas mecánicamente para obtener la resistencia máxima a la tracción (Rm) y la elongación a la rotura en 250mm (E<sub>250</sub>).

#### 4.2.6 Tratamiento SQ simulado en laboratorio

Con el objetivo de disminuir la dispersión de las propiedades mecánicas, se llevó a cabo un tratamiento SQ en laboratorio. De esta manera se obtendría una velocidad de enfriamiento más controlada respecto a la que presenta la bobina obtenida de la línea *Properzi* 

Este tratamiento consistió en el solubilizado de muestras de alambrón con temple T1 a 550°C durante aproximadamente 2 horas y se procedió posteriormente a un enfriamiento lento del material. La Figura 17 presenta de manera esquemática el ciclo térmico de este tratamiento.

#### 4.2.7 Trefilado de alambrón SQ

A fin de evaluar la trefilabilidad del alambrón con tratamiento alternativo SQ, se envió parte de este material al cliente CEARCA S.A. Luego del procesamiento, se obtuvieron alambres SQ de 1,82; 2,13, 2,46 y 3mm de diámetro, los cuales fueron ensayados sin ningún tratamiento térmico adicional y con un tratamiento de envejecido a 160°C durante 2 horas.

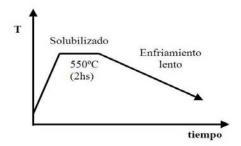


Figura 17. Solubilizado y enfriamiento lento de muestras de alambrón T1 (SQ lab)

#### 5. Resultados y Discusión

#### 5.1 Microestructura

#### 5.1.1 Estructura de Grano

De la Figura 20 a la Figura 25 se muestran las micrografías de las caras longitudinales de alambrón con temple T1, T4 y tratamiento SQ, tanto de la superfície como del centro de las muestras a una magnificación de 50X.

El alambrón T1 presenta una estructura de grano deformado en el sentido de la laminación. Hacia la superficie de la muestra se observa una estructura más fina respecto al centro debido al contacto directo del material con los rodillos de laminación.

Por otro lado, el temple T4, presenta un grano equiaxial recristalizado producto de la etapa de solubilizado en el horno de tratamientos térmicos. Al igual que en el temple T1, en T4 también se encuentran diferencias en el tamaño de grano según la zona de la muestra. En la superficie se obtiene un tamaño de grano medio de aproximadamente 70µm, mientras que en el centro se observa un tamaño cercano a los 100µm, lo cual coincide con lo esperado, ya que en las zonas de mayor deformación se tiene un mayor número de sitios preferenciales para la nucleación durante la etapa de recristalización. El tratamiento térmico SQ también presenta una estructura de deformación en el sentido de la laminación. Sin embargo, en este tratamiento, los granos deformados son claramente más grandes respecto a los del temple T1.

## 5.1.2 Identificación de las principales fases presentes.

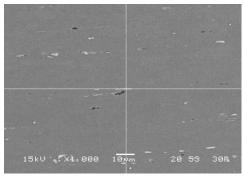
Las Figuras 27, 28 y 29 muestran respectivamente las micrografías de la sección longitudinal de alambrón con temple T1, T4 y tratamiento SQ obtenidas por microscopía electrónica de barrido.

Se observan dos fases comunes a los tres tratamientos mencionados, y una tercera sólo presente en T1 y SQ. Dentro de las fases comunes a los tres tratamientos, se puede mencionar la matriz de solución sólida de aluminio ( $\alpha$ ) de color gris oscuro, y partículas más claras orientadas en el sentido de la laminación ricas en Fe denominadas coloquialmente "AlFeSi" (Figura 18), Se tratan de compuestos intermetálicos metaestables que se forman en los espacios interdendríticos durante la solidificación del metal. Como ejemplos se pueden citar:  $\alpha_c$  –  $Al_{15}(FeMn)_3Si_2$ ,  $\alpha_h$  –  $Al_8Fe_2$ , y  $\beta$  –  $Al_5FeSi$  entre otros. Las cantidades relativas de cada fase depende tanto de la velocidad de enfriamiento

como de la composición química de la aleación [9].

La fase presente sólo en T1 y SQ, corresponde a las partículas de tonalidad más oscura. Presentan diversos tamaños y distinta morfología, y muchas de ellas se encuentran pegadas a partículas de AlFeSi. A partir de la presencia de Si y Mg (Figura 19), se verificó que se tratan de partículas de Mg<sub>s</sub>Si.

Al haber sido eliminada la etapa de quenching a la salida del laminador, el alambrón SQ es bobinado a una temperatura cercana a los 300°C. El enfriamiento hasta temperatura ambiente se lleva a cabo a una velocidad menor a la cual se evitaría la precipitación de Mg<sub>2</sub>Si. La observación de Mg<sub>2</sub>Si a las resoluciones empleadas. indica que se tratan de partículas incoherentes que no poseen un efecto endurecedor del material. Por otro lado, el alambrón con temple T1 es bobinado a una temperatura cercana a los 100°C. El enfriamiento posterior, también es lo suficientemente lento como para que se observen precipitados de Mg<sub>2</sub>Si incoherentes. El hecho de no observar Mg<sub>2</sub>Si en el alambrón T4 demuestra que este tratamiento retiene una mayor cantidad de Mg y Si en solución sólida, mientras que durante el enfriamiento de la bobina de alambrón solubilizado en línea, se pierde una importante fracción de Mg y Si como Mg2Si incoherente.



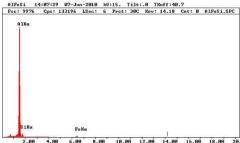
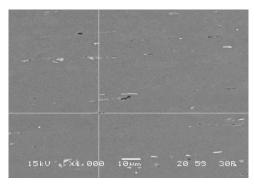


Figura 18. Identificación y análisis EDS de partícula AlFe-Si. Alambrón SQ, sección longitudinal



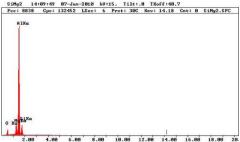


Figura 19. Identificación y análisis EDS de partícula de Mg<sub>2</sub>Si. Alambrón SQ, sección longitudinal.

#### 5.1.3 Relación microestructura/ propiedades

La Tabla 8 presenta los valores medios de Rm,  $R_{0,2}$ ,  $E_{250}$  y  $\sigma_{20^{\circ}\text{C}}$  luego del bobinado y del enfriamiento hasta temperatura ambiente (casos T1 y SQ) e inmediatamente después del enfriamiento rápido en la pileta de temple (caso T4). Estos valores corresponden a las propiedades del alambrón en el día 0 de envejecimiento natural.

Analizando sólo las propiedades mecánicas, se observa que a la salida del laminador el alambrón solubilizado en línea presenta los mayores valores de Rm y R<sub>0.2</sub> respecto a T4 y SQ, y en comparación sólo con T4, posee una elongación a la rotura considerablemente menor. Estas diferencias se deben principalmente al importante grado de endurecimiento por deformación en frío que posee T1 luego del laminado. A su vez, si bien la presencia de Mg<sub>2</sub>Si semicoeherente en T1 no pudo verificarse mediante las técnicas de microscopía disponibles, no debe desestimarse la formación de este tipo de partículas durante el enfriamiento desde 100°C luego del bobinado. De esta manera, además de la deformación en frío, la precipitación de partículas de Mg<sub>2</sub>Si semicoherentes durante el enfriamiento de la bobna T1 también estaría contribuyendo a un mayor endurecimiento del material.

Es importante notar que a pesar de presentar una estructura de deformación similar a la de T1, a la salida del laminador, el alambrón SQ presenta una resistencia mecánica 33MPa por debajo de la Rm de T1. Esta importante diferencia puede deberse a distintos tamaños de partícu-

la de Mg<sub>2</sub>Si, y a un mayor grado de recuperación de SQ. Al ser bobinado a una temperatura de 300°C, el alambrón SQ posee una mayor energía térmica respecto T1 (bobinado a 100°C) que, a su vez, promueve una mayor precipitación de Mg<sub>2</sub>Si. Durante el enfriamiento lento de esta bobina, el tiempo transcurrido hasta alcanzar la temperatura ambiente es alto suficiente como para que se produzca un engrosamiento de las partículas y que pierdan su efecto endurecedor. A su vez, hacia mayores temperaturas de bobinado también puede tener una importante incidencia en el ablandamiento los mecanismos de recuperación del material: el reordenamiento y aniquilación de la gran cantidad de dislocaciones generadas durante el trabajado en frío en el laminador podría ocasionar también una disminución de las propiedades mecánicas de SO respecto a T1. En este punto es importante aclarar que el aporte relativo de cada uno de estos mecanismos de ablandamiento no puede ser determinado fácilmente. A partir de la bibliografía consultada se espera que el engrosamiento de las partículas durante el enfriamiento lento sea el mecanismo que más aporte al ablandamiento de SQ.

A diferencia de lo observado en Rm, el alambrón con tratamiento SQ presenta mayor  $R_{0,2}$  respecto a T4. Este hecho evidencia que la estructura de deformación presente en SQ y en T1 a la salida del laminador tiene una mayor incidencia sobre  $R_{0,2}$  que el endurecimiento por solución sólida presente en T4. En SQ hay un importante proceso de recuperación pero no de recristalización como ocurre en T4.

La significativa diferencia en conductividad eléctrica entre SQ y T1 y T4 demuestra un alto grado de precipitación de Mg<sub>2</sub>Si en el primero, lo cual concuerda con lo observado en las micrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido. Tanto T1 como SQ presentan precipitados incoherentes de Mg<sub>2</sub>Si. A partir de la diferencia en conductividad eléctrica que se presenta luego de estos tratamientos, se puede asegurar que SQ contiene una mayor fracción de Mg v Si precipitada en forma de Mg<sub>2</sub>Si. Por otro lado, como se observa en la Figura 27, en T4 no es posible identificar partículas de Mg<sub>2</sub>Si, por lo tanto la mayor parte del Si y el Mg se encuentra en solución sólida, lo cual concuerda con una menor  $\sigma_{20^{\circ}C}$ .

Trat. Térmico	Rm [MPa]	R <sub>0,2</sub> [MPa]	E <sub>250</sub> [%]	σ <sub>20°C</sub> [%IACS]
T1	175	146	13-15	51,5
T4	160	82	20-24	50,5
SQ	142	107	13-17	58,8

**Tabla 8.**Propiedades mecánicas y eléctricas del alambrón T1, T4 y SQ.

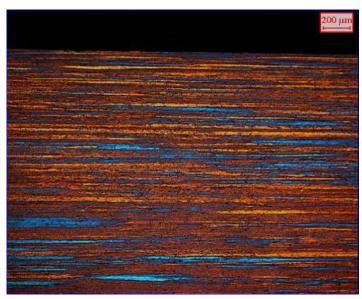


Figura 20. Sección longitudinal alambrón T1 (periferia)

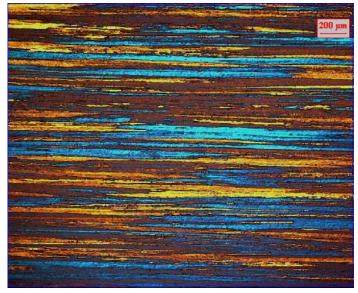


Figura 21. Sección longitudinal alambrón T1 (centro).



Figura 22. Sección longitudinal alambrón T4 (periferia)



Figura 23 Sección longitudinal alambrón T4 (centro).

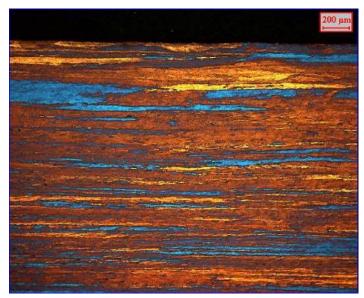
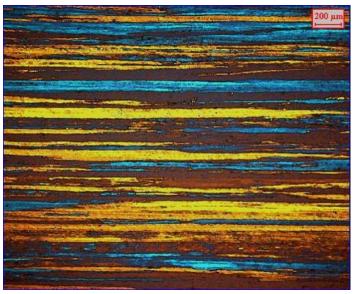


Figura 24. Sección longitudinal alambrón SQ (periferia)



 $\textbf{Figura 25.} \ \ \textbf{Secci\'on longitudinal alambr\'on SQ (centro)}.$ 

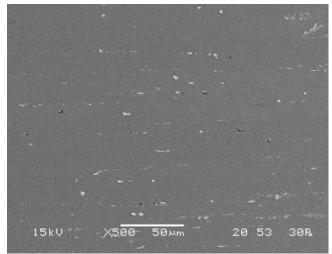


Figura 26. Sección longitudinal alambrón T1.

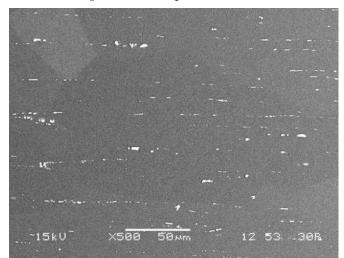


Figura 27. Sección longitudinal alambrón T4.

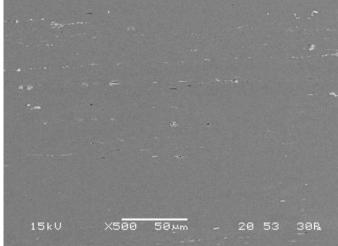


Figura 28. Sección longitudinal alambrón SQ.

#### 5.2 Envejecimiento Natural

#### 5.2.1 Comparación de las propiedades mecánicas y eléctricas durante el envejecimiento natural a 22°C.

La Figura 29 presenta la evolución de la Resistencia Mecánica media (Rm) a 22°C de los alambrones con tratamiento T1, T4 y SQ. A su vez, la Tabla 9 muestra los valores de Rm a los 0, 5, 10 y 75 días de envejecimiento. Se observa que durante todo el período analizado el alambrón T1 presenta la mayor Rm. La diferencia inicial (día cero) entre T1, T4 y SQ fue analizada en 5.1.3. Más allá del mayor endurecimiento inicial de T1 debido al trabajado en frío y a la probabilidad de que haya precipitado Mg2Si semicoherente durante el enfriamiento de la bobina, la gran cantidad de dislocaciones y vacancias generadas durante la laminación [10] representan sitios preferenciales para la nucleación de zonas GP ricas en Mg y Si a temperatura ambiente. Es por esto que se obtiene un mayor número de núcleos respecto a T4 y, por consiguiente, un mayor endurecimiento. Mientras T1 alcanza un valor estable de Rm a los 10 días de envejecimiento, en T4 está propiedad continúa incrementándose aún a los 75 días de envejecido. Este hecho se debe principalmente a la mayor cantidad de Mg v Si retenido en solución sólida en este tipo de tratamiento de solubilización y temple. Se evidencia que el alambrón T4 presenta un mayor potencial de endurecimiento por precipitación durante el envecimiento natural. El mayor incremento relativo de Rm respecto al día cero de T4 (Figura 30) verifica lo dicho anteriormente. A pesar de presentar menores valores absolutos de Rm, el alambrón T4 posee un mayor potencial de endurecimiento por precipitación. Por otro lado el menor potencial de endurecimiento por precipitación de T1 se debe a la precipitación prematura de Mg<sub>2</sub>Si incoherente (observable al microscopio electrónico de barrido) y semicoherente (no observable al microscopio electrónico) durante el enfriamiento de la bobina.

El bajo incremento de Rm que presenta el alambrón SQ durante el envejecimiento natural (sólo 4MPa a los 75 días), evidencia un importante grado de precipitación de Mg<sub>2</sub>Si incoherente durante el enfriamiento del material y un bajo potencial de endurecimiento por precipitación durante el envejecimiento natural. Los valores de Rm durante esta etapa distan considerablemente de los alcanzados por T1 y T4. Este hecho, en principio, puede anticipar que la cantidad remante de Mg y Si en solución sólida luego del enfriamiento lento de la bobina SQ no es suficiente como para alcanzar las propiedades

mecánicas mínimas requeridas para el alambrón AA6201.

R <sub>m</sub> [MPa]						
Día 0 Día 5 Día 10 Día 75						
T1	175	200	201	202		
T4	161	182	185	193		
SQ	142	143	143	146		

**Tabla 9.** Rm a distintos tiempos de envejecido natural.

Analizando la tensión de fluencia (R<sub>0,2</sub>) (Figura 31 y Tabla 10), a diferencia de lo que ocurre con la resistencia mecánica, SQ presenta una mayor R<sub>0,2</sub> respecto a T4. Al igual que lo visto en 5.1.3, este hecho se debe al mayor endurecimiento por trabajado en frío del material SQ. El incremento relativo de esta propiedad respecto al día cero (Figura 32) evidencia también el mayor potencial de endurecimiento por precipitación de T4.

R <sub>0,2</sub> [MPa]						
Día 0 Día 5 Día 10 Día 75						
T1	146	156	157	158		
T4	82	86	88	102		
SQ	107	107	108	114		

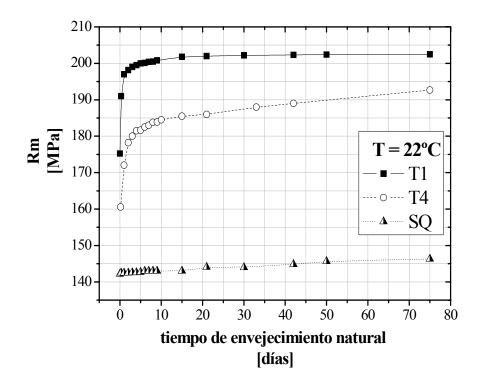
**Tabla 10** R<sub>0.2</sub> a distintos tiempos de envejecido natural.

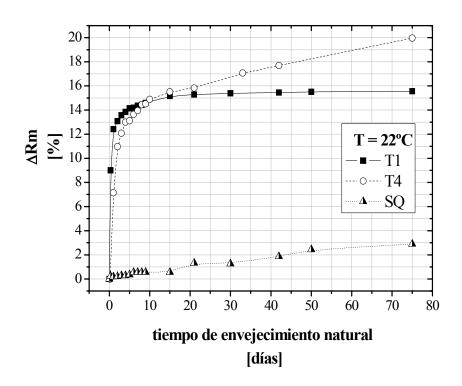
Tanto  $E_{250}$  como  $\sigma_{250}$  (Figura 33 y 34 respectivamente) no presentan cambios significativos durante el envejecido natural a 22°C.  $E_{250}$  presenta un alto grado de dispersión, sin embargo, los valores de T4 permanecen dentro del rango de 20 a 24%, mientras los valores de  $E_{250}$  de T1 y SQ permanecen entre un 13 y un 15% aproximadamente. La escasa variación de  $\sigma_{20^{\circ}C}$  durante el envejecido natural se debe a que la cantidad de  $Mg_2Si$  precipitada durante este periodo, no es suficiente como para producir un incremento considerable de esta propiedad.

Debido al mayor endurecimiento y la menor elongación a la rotura de T1, se requieren mayores cuidados a la hora de procesar este material. La aceptable trefilabilidad del alambrón T1 va a depender también del diámetro final del alambre y del proceso de trefilado particular de cada cliente.

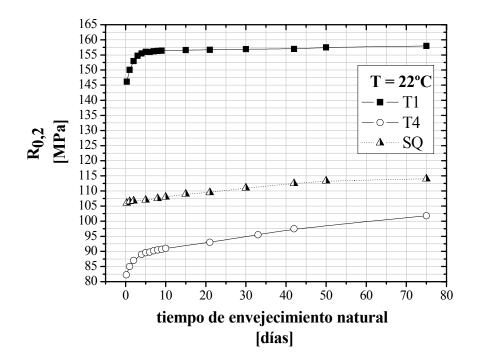
#### 5.2.2 Superficie de Fractura

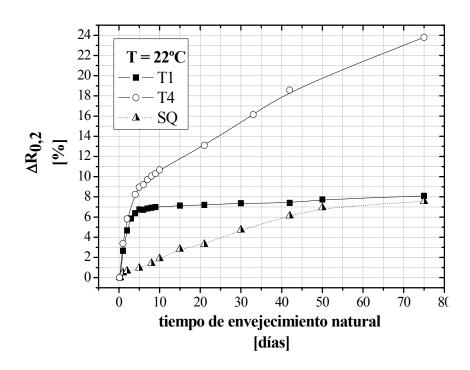
Las Figuras 35, 36 y 37 muestran respectivamente la superficie de fractura y las micrografias de la zona central de los alambrones con tratamientos T1, T4 y SQ con 15 días de envejecido natural a 22°C. El alambrón con temple T1 presenta una superficie de fractura con menor estricción respecto a T4 y a SQ. A su vez se observa un menor tamaño de *dimple* en este tratamiento, lo cual se puede corresponder con un mayor número de zonas GP favorecido por los defectos de red generados durante la deformación en frío del material.



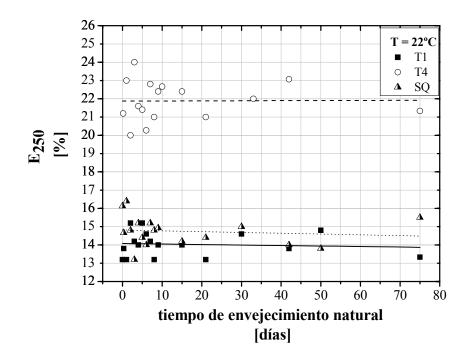


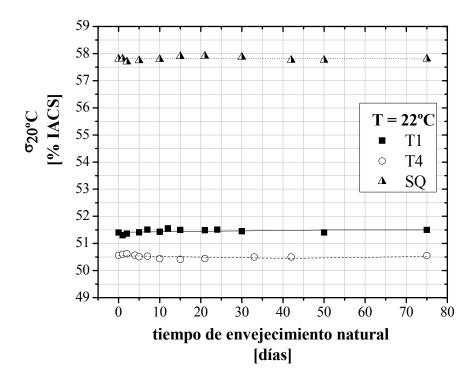
Figuras 29 y 30. Evolución e incremento relativo de Rm durante el envejecimiento natural a 22°C.



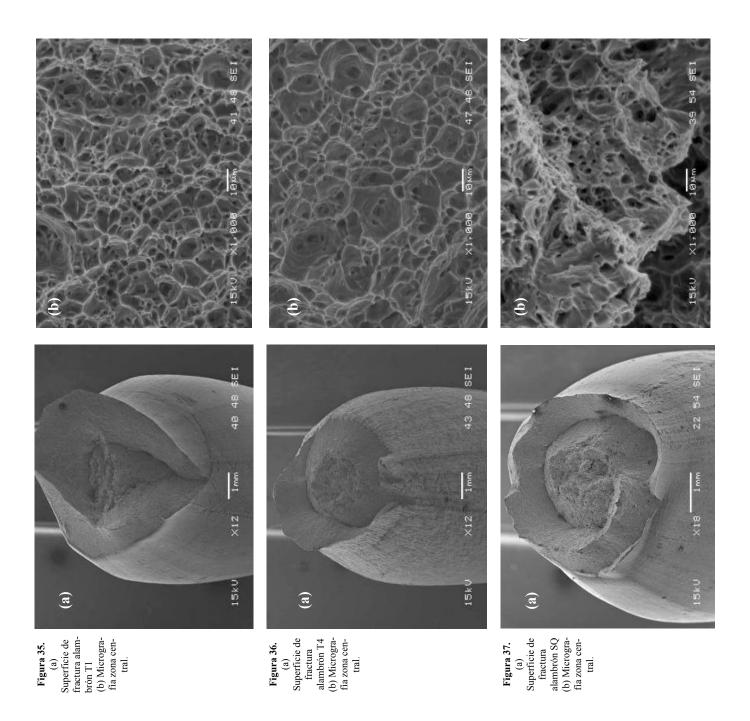


Figuras 31 y 32. Evolución e incremento relativo de R<sub>0,2</sub> durante el envejecimiento natural a 22°C.





**Figuras 33 y 34.** Evolución de  $E_{250}$  y  $\sigma_{20^{\circ}C}$  durante el envejecimiento natural a 22°C.



#### 5.2.3 Influencia de la temperatura de almacenamiento

En las Figuras 38 y 39 se presenta la evolución de la resistencia mecánica media de los alambrones con temples T1 y T4 a 4, 22 y 40°C. Durante todo el período de envejecimiento natural analizado el alambrón T1 mantenido a 4°C presenta una mayor Rm respecto a aquellos mantenidos a las otras dos temperaturas estudiadas. Por otro lado, el alambrón con este tratamiento térmico mantenido a 22°C presenta una mayor resistencia mecánica respecto a aquel almacenado a 40°C. Este comportamiento se mantiene hasta aproximadamente el día 35 de envejecimiento. A partir de este día la Rm del alambrón T1 mantenido a 40°C supera a la de aguel almacenado a 22°C. Es importante notar que sólo a una temperatura de 22°C, T1 alcanza un valor estable de Rm y R<sub>0,2</sub> (~202 MPa y ~157MPa respectivamente). Tanto a 4 como 40°C, a los 75 días de envejecido, estas propiedades continúan aumentando en T1.

Por otro lado, contrariamente a lo que ocurre en T1, el alambrón con temple T4 presenta una disminución de Rm con la temperatura de almacenamiento (Figura 39). A los 75 días de envejecimiento no se alcanza un valor estable de Rm y las mayores diferencias las presenta el alambrón mantenido a 40°C en relación a las otras temperaturas analizadas.

La tensión de fluencia (R<sub>0,2</sub>) presenta un comportamiento similar con la temperatura de almacenamiento para ambos tipos de temples (Figuras 40 y 41). En el caso T4, la fluencia presenta una mayor diferencia entre las muestras almacenadas a 4 y 22°C respecto a la resistencia mecánica. Es importante notar que las diferencias en Rm y R<sub>0,2</sub> en función de la temperatura, tanto del alambrón T1 como del T4, comienzan a manifestarse a cortos tiempos de envejecimiento natural. Como se discutirá más adelante, este hecho puede implicancias prácticas importantes.

En *Anexo II* se presenta la evolución de Rm y R<sub>0,2</sub> del alambrón con tratamiento SQ en función de la temperatura de almacenamiento. Al no disponer de bibliografía de referencia y al no haberse llevado a cabo este tratamiento con anterioridad, la explicación del comportamiento de las propiedades de este material con la temperatura ambiente no es trivial. Se requiere mayor tiempo de investigación para una caracterización más exhaustiva del alambrón. De todas maneras, la implicancia práctica más importante que se desprende de las curvas de envejecimiento natural, es que el alambrón SQ no alcanza en ningún momento propiedades mecánicas similares a las de T1 o T4. Por lo tanto, en principio,

no cumpliría con los requerimientos mínimos de resistencia mecánica establecidos en las especificaciones técnicas o normas de referencia.

Por otro lado, la explicación de la evolución de Rm y  $R_{0,2}$  del alambrón T1 a 22 y 40°C y el comportamiento inverso de estas propiedades según el tipo de solubilizado y temple utilizado (T1 o T4) con la temperatura de almacenamiento no es sencilla. Durante la búsqueda bibliográfica no se hallaron trabajos que analicen en profundidad esta cuestión. De todas maneras, la sensibilidad de estas propiedades con la temperatura de almacenamiento evidenciada en este trabajo puede tener importantes implicancias prácticas que serán discutidas más adelante.

Según Panseri y Federighi [10], además de un gran número de dislocaciones, una gran cantidad de vacancias son generadas durante el trabajado en frío del material. Éstas, sumadas a las retenidas luego del quenching a la salida del laminador pueden asistir a la nucleación de Mg<sub>2</sub>Si en el alambrón T1 ya sea incrementando la difusión de Mg y Si o disminuyendo la energía de desajuste con la red [11]. A su vez, la gran movilidad que poseen las vacancias a temperatura ambiente puede ser reducida por la interacción con átomos de soluto de la aleación (por ejemplo Mg). Por lo tanto, mayores temperaturas serían necesarias para la migración y precipitación en bordes de grano o en dislocaciones de estas vacancias en exceso retenidas por los átomos de soluto. Hacia mayores temperaturas de almacenamiento se dispondría de un menor número de vacancias, por lo tanto, un menor número de sitios preferenciales para la nucleación de Mg<sub>2</sub>Si, lo cual resultaría en una menor Rm. Por otro lado, al ser un proceso térmicamente activado, la difusión de Mg y Si durante formación de zonas GP de Mg2Si se vería beneficiada por un aumento de la temperatura ambiente. En este sentido una mayor temperatura ambiente también tendería a aumentar la resistencia mecánica del alambrón. Por lo tanto, la resistencia mecánica final podría entenderse como la resultante de la competencia entre estos dos fenómenos opuestos que ocurren en simultáneo. A partir de este razonamiento, el incremento de Rm y R<sub>0,2</sub> de T1 a 4°C podría sugerir que a esta temperatura se retiene una mayor cantidad de vacancias que, combinándose entre sí, actúan como sitios de nucleación de Mg<sub>2</sub>Si. A 22°C podría entenderse un equilibrio entre la mayor difusión del Mg y Si y la eliminación de vacancias en exceso, y a 40°C el aporte de la mayor difusión es más relevante que la eliminación de vacancias a partir del día 35 de envejecimiento. Con el mismo razonamiento podría explicarse el comportamiento de T4 con la temperatura de almacenamiento. Como se

mencionó anteriormente, este tratamiento posee una mayor cantidad de Mg y Si retenido en solución sólida luego del temple, por lo tanto, presenta una mayor fuerza impulsora para la precipitación de Mg<sub>2</sub>Si y, a su vez, sólo posee las vacancias en exceso retenidas luego del temple (no presenta aquellas generadas por el trabajado en frío). El incremento de Rm y R<sub>0,2</sub> de T4 con la temperatura ambiente podría deberse a que el incremento de la difusión de Mg y Si con la temperatura sea más relevante que la eliminación de vacancias en exceso.

El razonamiento llevado a cabo en el párrafo anterior requiere de mayor evidencia experimental y sólo es una posible explicación al comportamiento opuesto con la temperatura de almacenamiento que presentan T1 y T4 dentro del período de envejecimiento natural analizado.

Más allá de los valores absolutos de Rm y  $R_{0,2}$ , de la misma manera que se hizo a  $22^{\circ}C$ , en las Figuras 42 y 43 se muestra la evolución de los incrementos porcentuales de Rm de los alambrones T1 y T4 en función de la temperatura de almacenamiento. El hecho de que el incremento porcentual de Rm y  $R_{0,2}$  del alambrón T4 aumente con la temperatura, y a su vez supere al incremento de T1, evidencia una mayor difusión de Mg y Si a mayores temperaturas y el mayor potencial de endurecimiento por precipitación mencionado anteriormente.

De la Figura 44 a la 47 se observa la evolución de  $E_{250}$  y  $\sigma_{20^{\circ}\text{C}}$  de los alambrones con tratamiento T1 y T4 a las temperaturas de almacenamiento estudiadas. No se observan diferencias significativas respecto al análisis realizado a 22°C. Dentro de la importante dispersión que presentan estas propiedades, a todas las temperaturas estudiadas, T4 muestra los mayores valores de  $E_{250}$  y T1 parece presentar una menor conductividad eléctrica a 4°C, lo cual también podría asociarse a un mayor número de vacancias retenidas por los átomos de soluto [12].

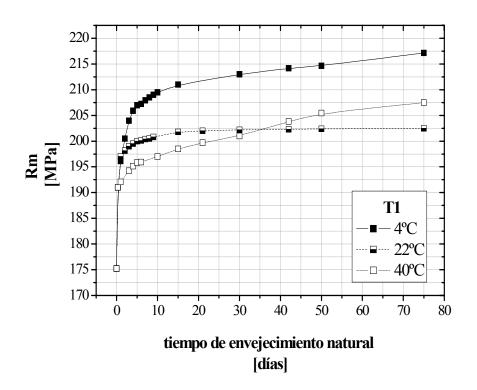
5.2.4 Discusión sobre la influencia de la temperatura de almacenamiento en la resistencia mecánica del alambrón 6201 con temples T1 y T4

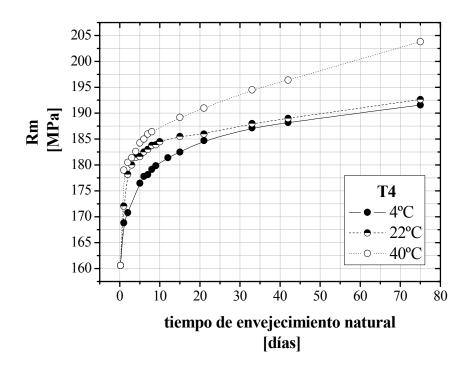
La influencia de la temperatura de almacenamiento sobre la evolución de la resistencia mecánica del alambrón 6201 según el tratamiento de solubilizado y templado utilizado no debe ser despreciada.

A los 75 días de envejecido, la Rm del alambrón 6201 solubilizado en línea y mantenido a 4°C puede superar en hasta 15MPa a Rm del mismo alambrón mantenido a 22°C. Por otro lado, el alambrón solubilizado *batch* mantenido a 40°C supera en 12 MPa a la Rm del alambrón T4 mantenido a 4°C para el mismo tiempo de envejecimiento natural. Estas diferencias según la temperatura de almacenamiento y el tratamiento de solubilizado y templado utilizado, también se observan a corto plazo. Por lo tanto, la influencia de la temperatura ambiente sobre Rm del alambrón, puede ser significativa al momento de la certificación del material.

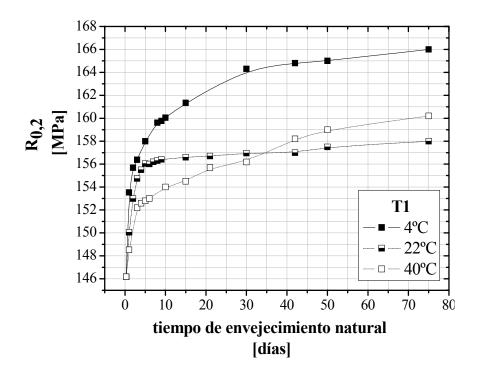
Dependiendo del tratamiento de solubilización y temple utilizado, y de las diferencias entre las temperaturas de almacenamiento de las bobinas y la de las muestras tomadas para su certificación, el valor de Rm reportado luego del ensayo mecánico de las muestras dentro de los primeros 10 días de envejecimiento, puede diferir significativamente de la Rm real de la bobina. A su vez, a los 75 días de envejecimiento, el alambrón T1 mantenido a 4°C y el alambrón T4 mantenido a 40°C no alcanzan un valor estable de Rm. Por lo tanto, existe la posibilidad de un importante incremento de Rm del material según el temple utilizado y la temperatura a la que es almacenado.

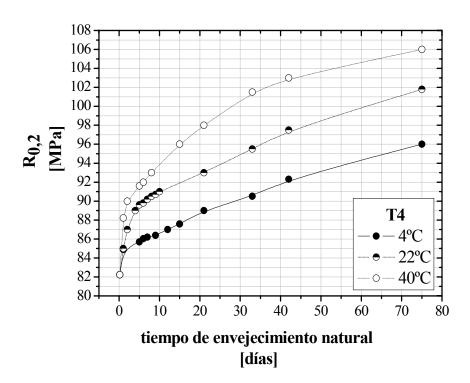
Al presentar comportamientos opuestos con la temperatura de guarda, la implementación a nivel industrial de una estiba con temperatura controlada y específica según el proceso de fabricación utilizado no resulta una cuestión trivial. Es necesario llevar a cabo un seguimiento previo de la temperatura en los puntos más representativos de la zona de almacenamiento a fin de establecer el intervalo real de temperaturas al que son expuestas las bobinas producidas.





Figuras 38 y 39. Evolución de Rm de T1 y T4 en función de la temperatura de almacenamiento.





 $\textbf{Figuras 40 y 41.} \ Evolución \ de \ R_{0,2} \ de \ T1 \ y \ T4 \ en \ función \ de \ la \ temperatura \ de \ almacenamiento.$ 

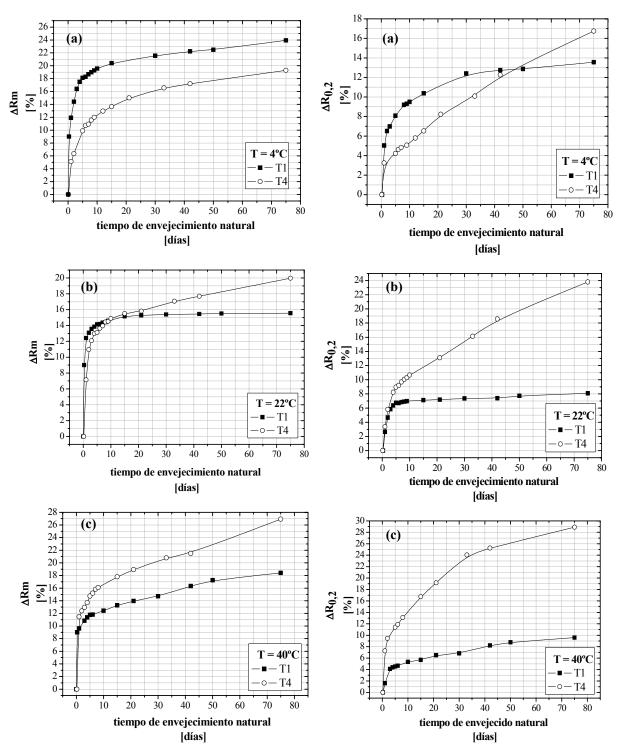
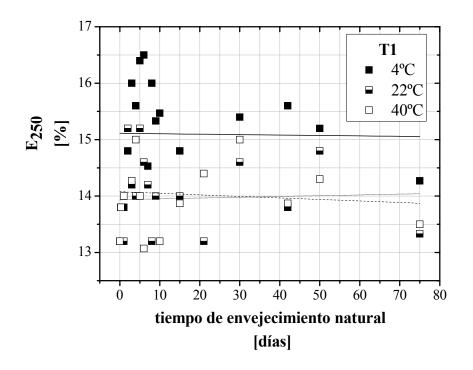
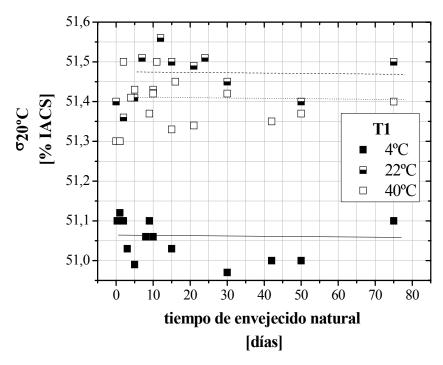
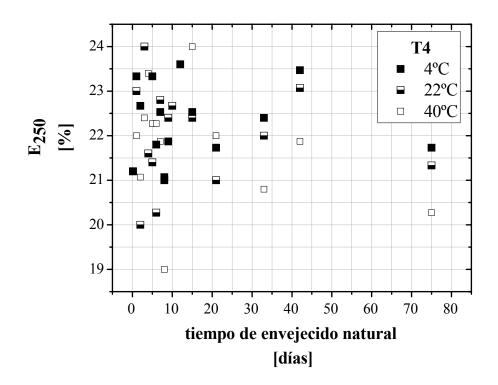


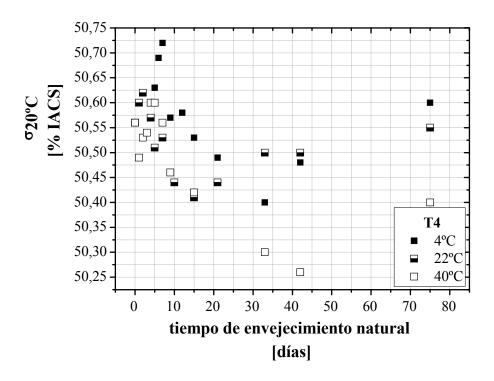
Figura 42. Evolución de  $\Delta Rm[\%]$  durante el envejecido natural de T1, T4 y SQ Figura 43. Evolución de  $\Delta R_{0,2}[\%]$  durante el envejecido natural de T1, T4 y SQ. (a) 4°C, (b) 22°C, (c) 40°C (a) 4°C, (b) 22°C, (c) 40°C





Figuras 44 y 45.  $\rm E_{250}$  y  $\sigma_{20^{\circ}C}$  durante el envejecido natural de alambrón T1a 4, 22 y 40°C





Figuras 46 y 47.  $\rm E_{250}$  y  $\sigma_{20^{\circ}C}$  durante el envejecido natural de alambrón T1a 4, 22 y 40°C

# 5.3 Respuesta al proceso de deformación

5.3.1 Comparación de la evolución de las propiedades mecánicas durante el proceso de laminación en laboratorio

La Figura 48 presenta la reducción de área por paso y acumulada durante el proceso de laminación de alambrón llevado a cabo en laboratorio. En el primer paso (sección ovalada) es donde se produce la mayor reducción de sección (~26%), mientras que en los pasos restantes, se observa una reducción del 20 a 21% en los pasos impares (sección ovalada) y de 16 a 17% en los pares (sección circular). A partir de la reducción de sección acumulada en el último paso (~92%), ingresando al laminador con un alambrón de diámetro nominal de 9,5mm, se obtiene al final del proceso un alambre de sección circular de 2,69mm de diámetro.

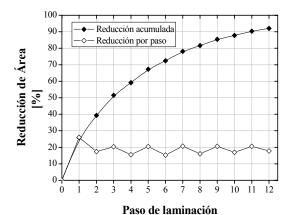


Figura 48. Reducción de área por paso y acumulada durante el proceso de laminación en laboratorio.

La Figura 49 presenta la evolución de Rm y R<sub>0,2</sub> durante el proceso de laminación en laboratorio de las muestras de alambrón T1 y T4. El mayor incremento en estas propiedades se observa en el paso 1. Para los dos tratamientos térmicos, R<sub>0,2</sub> es la propiedad que más aumenta, mientras que para T4 ambas propiedades se ven incrementadas en mayor medida. En la Tabla 11 se listan los valores de Rm, R<sub>0,2</sub> y el incremento porcentual de estas propiedades luego del primer paso de laminación.

En los casos T1 y T4, a partir del paso 2, se observa un incremento de Rm de aproximadamente 7MPa por paso de laminación mientras la diferencia entre Rm y R<sub>0,2</sub> cae de manera exponencial con el avance del proceso (Figura 50). Hacia el final del proceso de laminación, T4 presenta una Rm de 366MPa, frente a 342MPa que presenta el alambre T1.

La evolución de las propiedades de SQ durante el proceso de laminación se presenta en el *Anexo II*.

	Paso 0		Paso 1			
	Rm [MPa]	R <sub>0,2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	R <sub>0,2</sub> [MPa]	ΔRm [%]	ΔR <sub>0,2</sub> [%]
T1	203	162	247	241	21	49
<b>T4</b>	196	97	265	253	35	160
SQ	140	106	173	167	24	58

Tabla 11. Rm, R<sub>0,2</sub> e incremento porcentual luego del primer paso de laminación

Le elongación a la rotura de T1 y T4 también cae bruscamente luego del primer paso de laminación (Figura 51). En los pasos intermedios, ambos tratamientos presentan una elongación cercana al 2%,

En principio, es razonable esperar que el material menos endurecido, con mayor elongación a la rotura, y menor tensión de fluencia, (alambrón T4), mantenga estas diferencias favorables para su procesamiento durante toda la etapa de laminación. Sin embargo, como se mencionó anteriormente, T4 presenta los mayores valores de Rm y R<sub>0.2</sub> luego del primer paso de laminación y, a su vez, los ambos tratamientos térmicos presentan valores similares de elongación a la rotura durante todo el proceso. Del análisis de las curvas de tracción se calculó el coeficiente de endurecimiento por deformación n, el cual se obtiene como la pendiente de la recta obtenida en el gráfico log-log de tensión real en función de la deformación real [13]. La Figura 52 muestra la evolución n durante el procesamiento de los alambrones T1 y T4. Antes del proceso de laminación, el alambrón T4 presenta un coeficiente de endurecimiento por deformación cercano a 0.25 frente a 0.13 de T1. Este hecho implica que el material solubilizado batch posee mayor capacidad de endurecimiento frente a un mismo proceso de deformación. A pesar de ello, si se analizara esta cuestión durante el ensayo de tracción, por más que T4 tenga un mayor coeficiente de endurecimiento, en ningún momento podría superar a Rm o R<sub>0.2</sub> del alambrón T1. Esto puede observarse en la Figura 53 donde se muestran esquemáticamente las curvas de tracción de ambos alambrones. Inicialmente T4 presenta valores de Rm y R<sub>0,2</sub> menores a los observados en T1 (Figura 53 a). Imponiendo una deformación "e" que supere el límite elástico de ambos materiales, la nueva tensión de fluencia de T4 seguiría siendo menor a la del alambrón T1 (Figura 53 b).

Sin embargo, el estado tensional del alambrón durante el proceso de laminación difiere significativamente al del ensayo de tracción [14]. Como ejemplo, se puede recordar que mientras la elongación a rotura máxima de T1 en tracción no supera el 20%, y sólo en el primer paso de laminación, el alambrón sufre una elongación mínima del 26%. El estado tensional del alambrón durante el proceso de laminación, sumado a la mayor capacidad de endurecimiento por deformación que presenta el alambrón T4, pueden explicar el mayor incremento de Rm y R<sub>0.2</sub> durante el procesamiento del este material. Si bien inicialmente el alambrón T4 presenta mejores propiedades para el procesamiento, a partir del primer paso de laminación, la diferencia en las propiedades de T1 y T4 durante el resto de los pasos disminuve y las ventajas del solubilizado batch parecen desaparecer. A modo de ejemplo, la Tabla 12 presenta los valores de alambre 6201 T1 obtenidos por laminación y por trefilado.

	nbre lami 0 = 2,69m		Alambre trefilado (Φ = 3mm)		
Rm	R <sub>0,2</sub>	$E_{250}$	Rm	R <sub>0,2</sub>	$E_{250}$
[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
343	342	2	300	280	4,9

**Tabla 12.** Comparación propiedades alambre laminado y trefilado

Si bien se deben tener en cuenta las diferencias en la composición química y en la deformación final, se puede observar que el alambre laminado en laboratorio presenta un mayor endurecimiento respecto a aquel obtenido por trefilado del alambrón. El estado tensional y la velocidad de deformación entre el laminado a escala laboratorio y la trefila a nivel industrial, son considerablemente diferentes. Por lo tanto, no puede asegurarse que el comportamiento observado durante la laminación de los materiales T1 y T4 también se observe durante el proceso de trefilado llevado a cabo por los clientes. La correlación entre las propiedades de los alambres obtenidos por ambos procesos (laminación y trefilado) es objeto actual de estudio. Para verificar si el mayor endurecimiento de T4 también ocurre durante el proceso de trefilado, se recomienda procesar bobinas de igual composición química con ambos tratamientos térmicos, y comparar la evolución de las propiedades mecánicas durante este procesamiento y antes del envejecido artificial.

5.3.2 Verificación de la influencia del tiempo transcurrido entre la laminación del material y ensayo mecánico.

Según el procedimiento experimental descrito en 4.2.4, las muestras de alambrón T1 y T4 fueron laminadas en laboratorio y ensayadas dentro de las primeras 24 horas de haberse obtenido. Durante este tiempo, la misma deformación impuesta a ambos tratamientos mediante la laminación y la mayor cantidad de Mg y Si en solución sólida presentes en T4, pudieron promover una mayor formación de zonas GP respecto a la que tuvo lugar en T1 durante el mismo período de tiempo. Este hecho pudo tener una importante incidencia en el mayor incremento de Rm y R<sub>0.2</sub> en T4 durante el proceso de laminación, y debe ser cuantificado a fin de verificar si estas diferencias entre T1 y T4 se deben sólo a la mayor capacidad de endurecimiento del alambrón solubilizado batch. Para contemplar esta situación, se obtuvieron nuevas muestras de los pasos 1 y 2 de alambrón T4 y se las ensayó a las 0 y a las 24 horas. La Tabla 13, muestra el incremento porcentual de Rm que se desprende de los valores presentados en la Figura 49 junto al incremento de las muestras ensavadas a las 0 y 24 horas.

	ΔRm [%]		
	Paso 1	Paso 2	
Figura 49	35,3	9,7	
Ohs	31,4	9,7	
24hs	34,0	9,4	

**Tabla 13.** Incremento porcentual de Rm del alambrón T4 en el paso 1 y 2 de laminación.

El incremento de Rm presentado en la Figura 49 es similar al obtenido ensayando las muestras del paso 1, 24 horas después de haberlas obtenido. Sin embargo, la diferencia entre el incremento de Rm obtenido llevando a cabo el ensayo a las 0 o a las 24 hs, puede hasta 5MPa. Por lo tanto, la precipitación de Mg Si durante este tiempo, promovida por la deformación del material, no puede ser despreciada.

La Figura 54 incluye la evolución de Rm de T4 corregida a partir del incremento porcentual obtenido a las Ohs. Para los pasos sucesivos, se asume el mismo incremento observado en la Figura 49. Se debe aclarar que por limitaciones de tiempo, no se pudo llevar a cabo la verificación del incremento de Rm del alambrón con temple T1. Por lo tanto, los valores presentados en la Figura 54 pueden estar sobreestimados. Se observa que la diferencia de Rm entre T1 y T4 disminuye a partir de la corrección en el incremento porcentual de esta propiedad en T4. Sin embargo, durante todo el proceso y a la salida del laminador, el alambre solubilizado batch continúa presentando una mayor Rm, respecto a T1 (355 y 343Mpa respectivamente). Por lo dicho anteriormente, se verifica que durante el procesamiento en laboratorio, el alambrón T4 presenta un mayor endurecimiento respecto a T1. Por lo tanto, las ventajas para el procesamiento del alambrón T4 no se observan durante los pasos intermedios y finales de laminación.

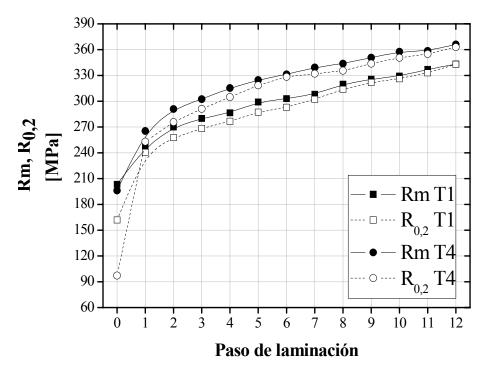


Figura 49. Evolución de Rm y R<sub>0,2</sub> durante el proceso de laminación en laboratorio.

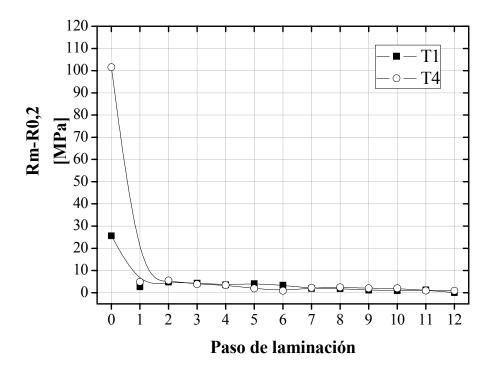


Figura 50. Evolución de la diferencia  $\,$ entre  $\,$ Rm y  $\,$ R $_{0,2}$  durante el proceso de laminación

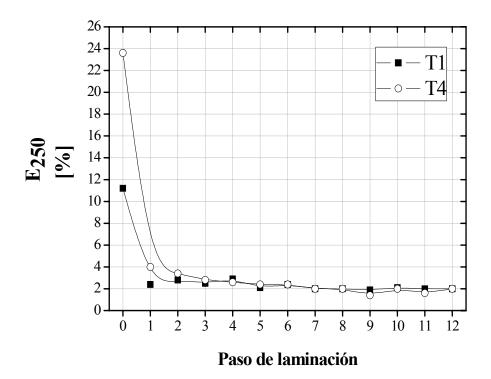


Figura 51. Evolución de E<sub>250</sub> durante el proceso de laminación

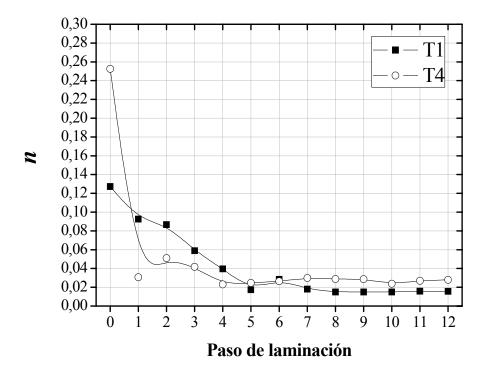


Figura 52. Evolución del coeficiente de endurecimiento por deformación n durante el proceso de laminación en laboratorio

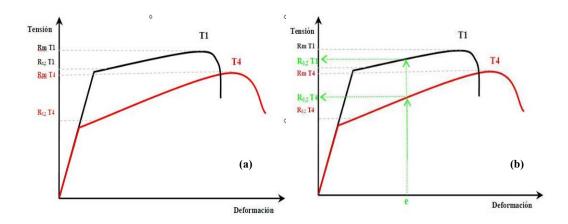


Figura 53. Representación esquemática de las curvas Tensión vs. Deformación obtenidas del ensayo de tracción de alambrón T1 y T4.

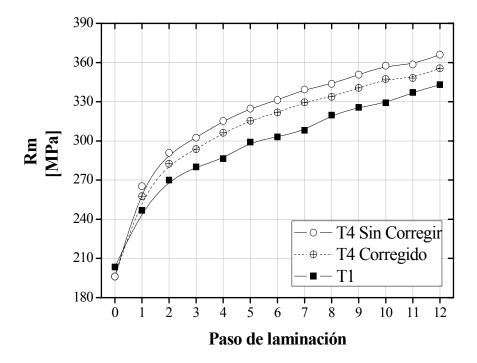


Figura 54. Evolución de Rm corregida de T4 durante el proceso de laminación en laboratorio

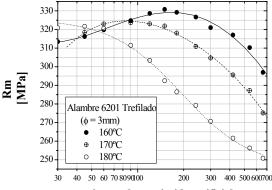
# 5.4 Envejecimiento Artificial

# 5.4.1 Alambres T1 y T4

La Figura 55 presenta la evolución de Rm durante el envejecimiento artificial de alambre obtenido por trefilación, mientras que las Figuras 56 y 57 muestran la evolución de Rm durante el envejecido artificial a 160, 170 y 180°C de alambres T1 y T4 de 2,69mm de diámetro obtenidos por laminación de alambrón en laboratorio. A diferencia de lo que ocurre en el alambre de aleación de aluminio AA6201 obtenido por trefilado (Figura 57), durante el proceso de envejecido artificial, en ningún momento se observa un incremento de Rm en el alambre laminado. Según lo visto en 5.3, el alambre obtenido por laminación en laboratorio posee un mayor endurecimiento por deformación en frío respecto al alambre trefilado, por lo tanto, posee una mayor energía interna acumulada. Es probable que los tiempos de envejecimiento artificial empleados no hayan sido lo suficientemente bajos como para observar el incremento de Rm en los alambres laminados.

Para un mismo tratamiento térmico, Rm disminuye con la temperatura de envejecimiento artificial. Hacia mayores temperaturas aumenta la velocidad de envejecimiento debido a una mayor tasa de difusión de los átomos de soluto en la matriz de Aluminio [16]. A su vez, se forman precipitados más gruesos y más espaciados, lo cual disminuve su capacidad de inhibir los sistemas de deslizamiento, lo que resulta en un menor endurecimiento del material [16]. Por otro lado, al aumentar la temperatura de tratamiento, aumenta también la solubilidad del Mg y Si en Aluminio, de esta manera se reduce la fracción en volumen de precipitados, lo cual también implica una disminución de Rm. Iraizoz [17] asocia esta disminución de Rm con la temperatura a fenómenos de recuperación del material. Desde este punto de vista, se podría entender que hacia mayores temperaturas de envejecimiento hay una mayor disminución del número de dislocaciones generadas durante el trabajado mecánico del material, que a su vez actuaban como sitios preferenciales para la nucleación de Mg<sub>2</sub>Si. Por lo tanto, se tendría un menor número de núcleos, lo que resulta en una distribución de precipitados más gruesos respecto a los obtenidos a temperaturas más bajas.

Por lo dicho anteriormente las mejores propiedades mecánicas se obtendrían a bajas temperaturas de envejecimiento artificial, pero mayores tiempos de tratamiento serían necesarios. En términos prácticos, según lo analizado por Iraizoz [17], a la hora de la elección de la temperatura y el tiempo de envejecido artificial en un proceso industrial, debe asumirse un compromiso entre propiedades mecánicas máximas y tiempos razonables de procesamiento del material



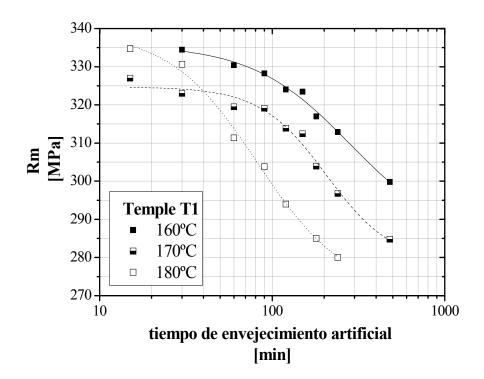
# tiempo de envejecido artificial [min]

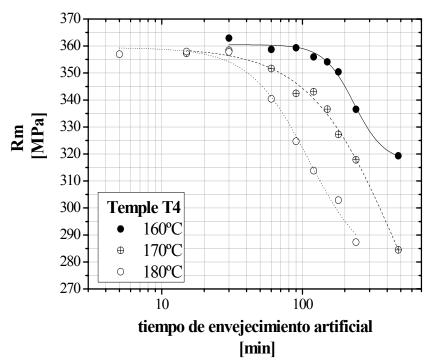
Figura 55. Evolución de Rm de alambre de aleación AA6201 con temple T1 obtenido por trefilación (diámetro = 3mm.) [15]

La conductividad eléctrica de los alambres T1 y T4 (Figuras 62 y 63) aumenta durante todo el periodo de envejecido artificial. Esto se debe a que en todo momento, la matriz de aluminio se está empobreciendo de Mg y Si que pasa a formar Mg<sub>2</sub>Si.

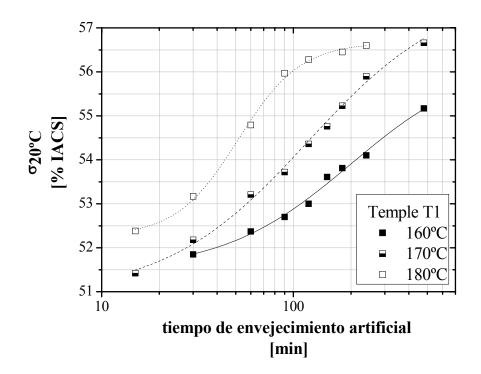
En el caso T1, a 160 y 170°C puede identificarse claramente la etapa de nucleación de Mg<sub>2</sub>Si correspondiente al estadio inicial de la curva de  $\sigma_{20^{\circ}C}$  [12]. A estas temperaturas, se observa también, la etapa de crecimiento de las partículas de Mg<sub>2</sub>Si correspondiente a la zona en donde  $\sigma_{20^{\circ}\text{C}}$  crece a tasa constante [12]. A 180°C, además de la etapa de nucleación y crecimiento, puede identificarse también la zona correspondiente al engrosamiento de las partículas de Mg<sub>2</sub>Si, en la cual se observa una caída de la velocidad de incremento de  $\sigma_{20^{\circ}\text{C}}$  [12]. En el alambre T4 no es posible identificar la etapa correspondiente al engrosamiento de partículas a ninguna temperatura de envejecido empleada. Sólo se observa la nucleación inicial y el crecimiento posterior. Este hecho se debe a la mayor fracción de Mg y Si retenida en solución sólida en el alambre T4.

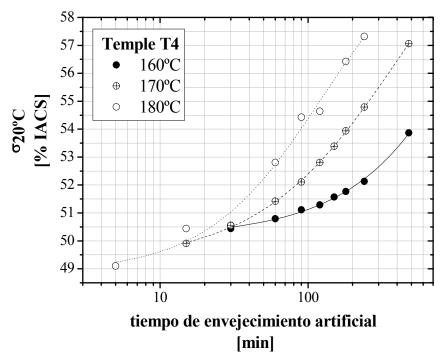
Para un mismo tratamiento de solubilizado y temple, y a un mismo tiempo de envejecimiento artificial, la conductividad eléctrica del material aumenta con la temperatura de envejecimiento. Esto evidencia la mayor precipitación de Mg<sub>2</sub>Si a mayores temperaturas y refuerza la idea de una disminución de Rm producto de un mayor engrosamiento de partículas.





Figuras 56 y 57. Evolución de Rm durante el envejecido artificial de alambres T1 y T4 obtenido por laminación.





Figuras 58 y 59. Evolución de  $\sigma_{20^{\circ}C}$  durante el envejecido artificial de alambres T1 y T4 obtenido por laminación

# 5.4.2 Comparación alambre T1, T4 y SQ a igual temperatura de envejecimiento artificial

Las Figuras 60 y 61 presentan la evolución de Rm y  $\sigma_{0,2}$  de los alambres T1, T4 y SQ a una temperatura de envejecido de 170°C. Lo más importante que se desprende de la Figura 60 es que el alambre laminado con tratamiento SQ no alcanza los valores de Rm que presentan T1 y T4. Este hecho se debe al alto grado de precipitación incoherente durante el enfriamiento del alambrón SQ (ver~5.1.2). Por otro lado, la resistencia mecánica del alambre T4 se mantiene por encima a la del T1 hasta las 8 horas de envejecido, en donde ambos alambres presentan una resistencia de 285MPa.

La mayor Rm presente en el alambre T4 está asociada al mayor endurecimiento por deformación que sufre este material durante el laminado en laboratorio (*ver 5.3*).. Por otro lado no debe descartarse el mayor grado de precipitación en este material (mayor cantidad de Mg y Si retenida en solución sólida) como posible aporte a una mayor Resistencia mecánica. Al igual que lo observado durante el envejecido natural, el tratamiento SQ presenta una mayor σ<sub>20°C</sub> respecto a los otros dos tratamientos térmicos. Como se mencionó anteriormente, esta diferencia evidencia la mayor fracción precipitada de Mg<sub>2</sub>Si durante el enfriamiento lento de la bobina SO.

En la zona de la curva de  $\sigma_{20^{\circ}\text{C}}$  correspondiente a la etapa de nucleación de  $Mg_2Si$ , a una temperatura de envejecido de  $170^{\circ}\text{C}$ , la diferencia de  $\sigma_{20^{\circ}\text{C}}$  entre T1 y T4 se mantiene constante en 1,2 %IACS. Esto indicaría que, a pesar de presentar distintos grados de precipitación antes del envejecido artificial, ambos tratamientos presentan similares tasas de nucleación de  $Mg_2Si$ . En la zona de la curva asociada al crecimiento de partículas, T4 presenta una mayor pendiente respecto a T1, es decir, presenta una tasa de crecimiento de partículas. Por lo tanto, durante el envejecido artificial, la diferencia inicial en  $\sigma_{0,2}$  entre T1 y T4 disminuye.

# 5.4.3 Alambre SQ obtenido por trefilación

La Tabla 14 muestra los valores de Rm de los alambres SQ de 1,82; 2,13; 2,46 y 3mm de diámetro obtenidos por trefilado en CEARCA S.A. sin tratamiento de envejecido artificial y con un tratamiento de 2hs a 160°C. Al igual que lo observado en los alambres laminados, los alambres trefilados tratados térmicamente presentan menor Rm respecto a aquellos sin tratar. Este hecho verifica que se trata de un material con alto grado de precipitación de Mg<sub>2</sub>Si incoherente. Durante el tratamiento de envejecido posterior sólo ocurre un engrosamiento de las

partículas precipitadas y se produce un alto grado de recuperación, lo cual conduce a una disminución de Rm del alambre. Las distintas normas de referencia especifican una resistencia mecánica mínima del alambre conductor con estos diámetros de 315 a 325MPa. Aún los valores más altos del alambre sin envejecer no cumplen con el valor especificado.

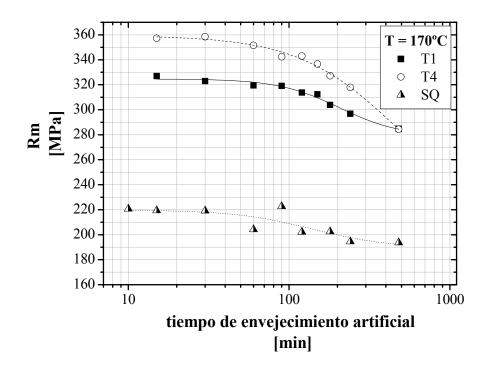
El alambre laminado SQ de 2,69mm de diámetro, presenta una Rm de 251 MPa antes del envejecido artificial. Este valor es aún superior al que presenta el alambre de 1,82mm (243MPa) obtenido por trefilado del alambrón, lo cual verifica el mayor endurecimiento del material en el proceso de laminación en laboratorio. Teniendo en cuenta que el alambre AA6201 T1 trefilado a 3mm de diámetro presenta una Rm cercana a 300MPa antes del envejecido artificial, se verifica también que el alambre SQ trefilado no alcanza las propiedades del alambre solubilizado en línea.

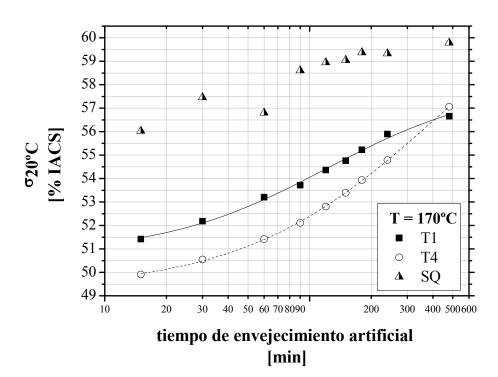
	Rm	[MPa]
Φ (mm)	S/ Envejecer	Envejecido (2hs a 160°C)
1,82	243	220
2,13	235	210
2,46	222	204
3,0	215	200

Tabla 14. Rm de alambre SQ obtenido por trefila.

#### 6. Conclusiones

- Mediante las distintas técnicas experimentales empleadas, se pudieron caracterizar y comparar las propiedades de alambrón de aleación de aluminio AA6201 producido con temples T1 y T4
- 2) Debido a la estructura libre de deformación en frío, el alambrón T4 presenta una mayor trefilabilidad respecto al alambrón T1. A su vez, también se verificó el mayor potencial de endurecimiento por precipitación presente en el primero.
- 3) Para reducir el número de variables que aportan a las fluctuaciones en la evolución de las propiedades mecánicas del alambrón durante el envejecido natural, se recomienda mantener la temperatura de estiba cercana a un valor constante. En principio, llevar a cabo un relevamiento de las temperaturas en las zonas más representativas de la estiba podría resultar conveniente a fin de caracterizar y cuantificar el gradiente térmico en dicho sector. A su vez, se recomienda llevar a cabo este monitoreo durante todo el año afín de caracterizar la deriva térmica según el período estacional.





Figuras 60 y 61. Evolución de Rm y σ<sub>20°C</sub> de alambre laminado T1, T4 y SQ durante el envejecido artificial a 170°C

- 4) A pesar de no resultar conveniente en función de los tiempos de producción, teniendo en cuenta la deriva en la resistencia mecánica producto de la temperatura de almacenamiento, se recomienda llevar a cabo el ensayo de certificación de esta propiedad no antes del día 10 de envejecido.
- 5) El mayor potencial de endurecimiento por deformación que presenta el alambrón T4 en el proceso de laminación en laboratorio, hace que en los pasos intermedios del proceso este material presente una ductilidad menor o igual a la que presenta el alambrón T1. Si este hecho se corrobora en el proceso de trefilado llevado a cabo por los clientes, podría evidenciarse que la mayor trefilabilidad de T4 sólo sería una ventaja al inicio del proceso
- 6) El alto grado de endurecimiento por deformación en frío proporcionado por la laminación en laboratorio parece demostrar que este procesamiento no es representativo del trefilado del alambrón llevado a cabo por los clientes. Sin embargo, un análisis pormenorizado de las propiedades obtenidas mediante ambos procesos es objeto actual de estudio, y no se debe descartarse la posibilidad de hallar un factor que correlacione ambas propiedades.
- 7) Los alambres laminados T4 presentan las mayores propiedades mecánicas durante el envejecido artificial producto del mayor grado de endurecimiento durante este procesamiento. Al igual que lo dicho en 5) es necesario llevar a cabo una verificación de este comportamiento con alambres T1 y T4 de similar composición química obtenidos por trefilado.
- 8) El alambre con tratamiento alternativo SQ no alcanza las propiedades mecánicas de los temples T1 y T4. A pesar de ello, las propiedades obtenidas en este tratamiento resultan de la condición más desfavorable de procesamiento en donde se elimina completamente la etapa de quenching. Se recomienda analizar condiciones de enfriamiento intermedias, en donde se reduzca la severidad de temple pero no se elimine completamente esta etapa (por ejemplo disminuyendo el caudal de agua, o empleando aire para enfriar el alambrón). De esta manera, se podría retener una mayor cantidad de Mg y Si en solución sólida y, a su vez, mantener cierto grado de recuperación del material que otorgue una mayor trefilabilidad respecto al alambrón T1.

# 7. Trabajos a Futuro

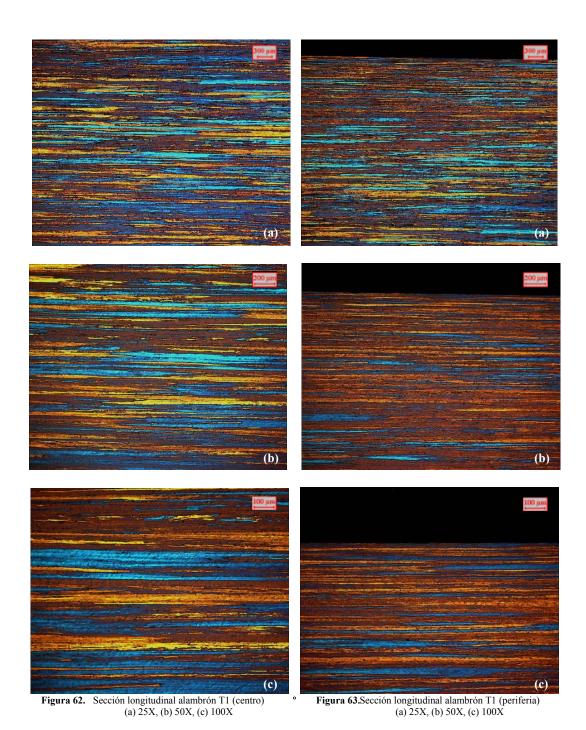
- Como se mencionó anteriormente, a fin de cuantificar y caracterizar las condiciones de almacenamiento de las bobinas producidas, se recomienda llevar a cabo un monitoreo de la temperatura ambiente en los puntos más representativos de los sectores de estiba de DPSE 1 y DPSE 2, durante al menos un período de un año. En función de estas mediciones se podrá determinar si las condiciones térmicas a la que son expuestas las bobinas durante la etapa de almacenamiento pueden llegar a ser relevantes durante el envejecido natural del alambrón durante esta etapa.
- Procesar mediante trefilado bobinas de alambrón AA6201 de igual composición química con temples T1 y T4. Comparar la evolución de las propiedades mecánicas durante el proceso de trefilado y verificar sí las diferencias en el comportamiento del material observado durante la laminación en laboratorio se mantienen durante el trefilado.
- Obtener una bobina de alambrón AA6201 con una severidad de temple intermedio entre T1 y SQ, de manera de analizar la posibilidad de que este material llegue a las propiedades mecánicas mínimas especificadas.

### 8. Referencias

- A. Preckel, M. Varayud, MV. Canullo, "Producción de alambrón eléctrico serie 6000 en Aluar", 2008
- [2] M. Machado, "Caracterización del alambrón de aluminio puro para uso eléctrico producido en las líneas Properzi 1, Properzi 2 y SECIM", 2009
- [3] "Continous Properzi Operations Manual", Continous Spa, 1999.
- [4] M. Varayud, "Tratamiento del metal líquido para la fabricación de Aluminio grado eléctrico".
- [5] Santos Newton Silva, "Simulación Física y Numérica del Proceso de colada continua rotativa".
- [6] G. F. Van der Voort, "Metallography: principles and practice" McGraw Hill, 1984.
- [7] Operating manual Resistomat 2304, Burster Präzisionmeßtechnik GmBH & Co kg, 1998.
- [8] R. Ircibar, C. Pampillo, H. Chia, "Metallurgical aspects of aluminium alloys for electrical applications", Aluminium transformation technology and applications, American Society for metals, 1978.
- [9] L. Motillo, "Evolución de la microestructura y propiedades de la aleación AA6061 con distintas condiciones de homogeneizado", 2009.

- [10] C. Panseri, F. Gatto, T. Federighi, "Interaction between solute magnesium atoms and vacancies in aluminium", Acta Metallurgica, vol 6, marzo 1958
- [11] D. A. Porter, K. E. Easterling "Phase transformation in metals and alloys", 2<sup>nd</sup> ed., Nelson Thornes, 2000.
- [12] C. Panseri, T. Federighi, "A resistomatic study of preprecipitation in an aluminium-1,4% Mg<sub>2</sub>Si alloy", pp. 99-107, Vol. 4, 1966.
- [13] G. E. Dieter "Mechanical metallurgy", 3rd ed., John Wiley & Sons, 2001.
- [14] Y. Lee "Rod and bar Rolling, theory and aplications", 2004
- [15] J. Alvarez, M. Varayud, "Mapa de propiedades de alambre conductor eléctrico CERCA", 2009.
- [16] J, W. Martin, "Precipitation Hardening", 2nd ed., Butterworth – Heinemann, 1998.
- [17] M. M Iraizoz, "Caracterización del proceso de fabricación de alambre conductor eléctrico de aleación de aluminio AA6101", 2005.

# 9. Anexo I



50

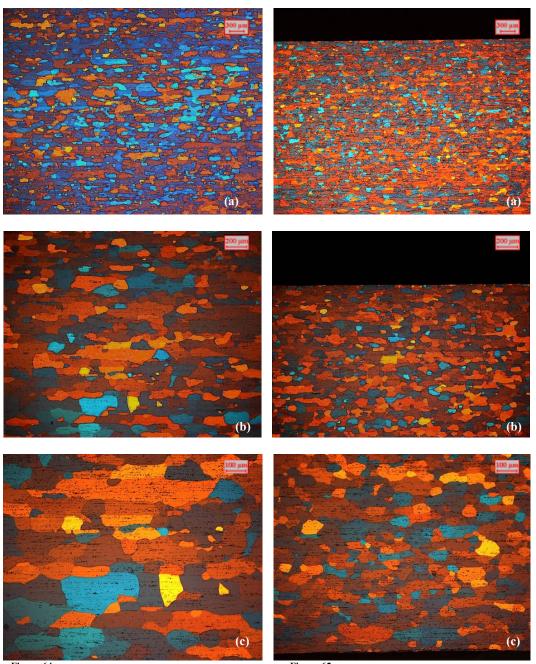
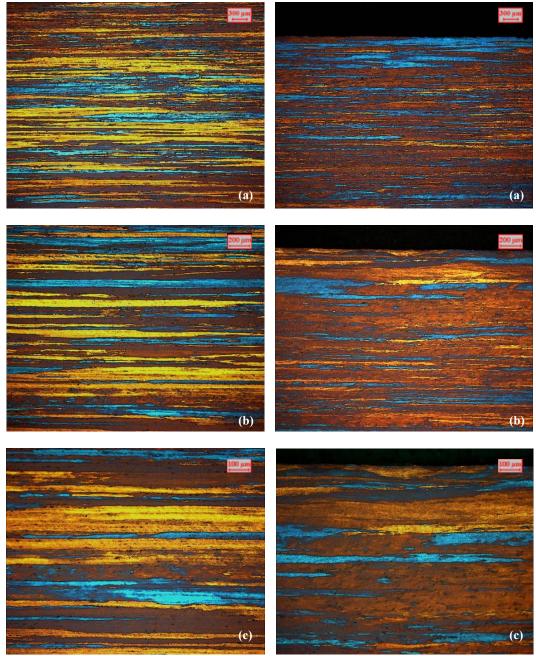


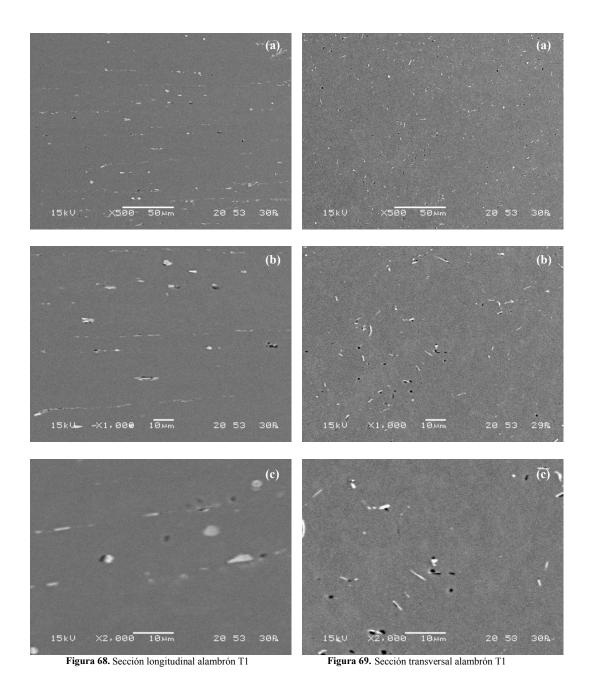
Figura 64-Sección longitudinal alambrón T4 (centro) (a) 25X, (b) 50X, (c) 100X

**Figura 65**Sección longitudinal alambrón T4 (periferia) (a) 25X, (b) 50X, (c) 100X



**Figura 66.** Sección longitudinal alambrón SQ (centro) (a) 25X, (b) 50X, (c) 100X

**Figura 67** Sección longitudinal alambrón SQ (periferia) (a) 25X, (b) 50X, (c) 100X



53

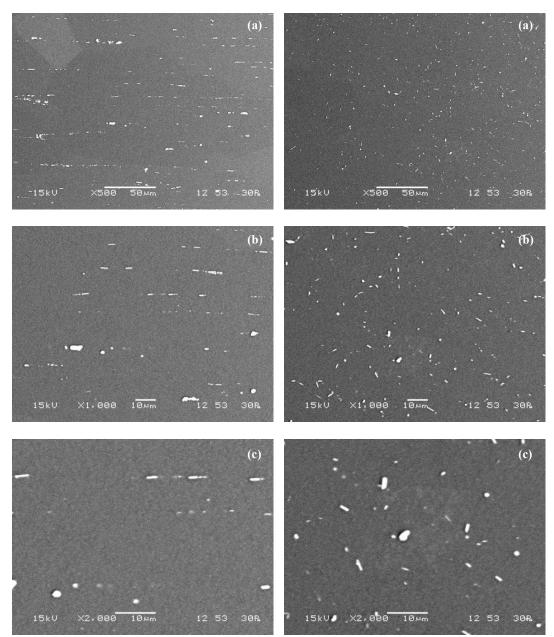


Figura 70. Sección longitudinal alambrón T4

Figura 71. Sección transversal alambrón T4

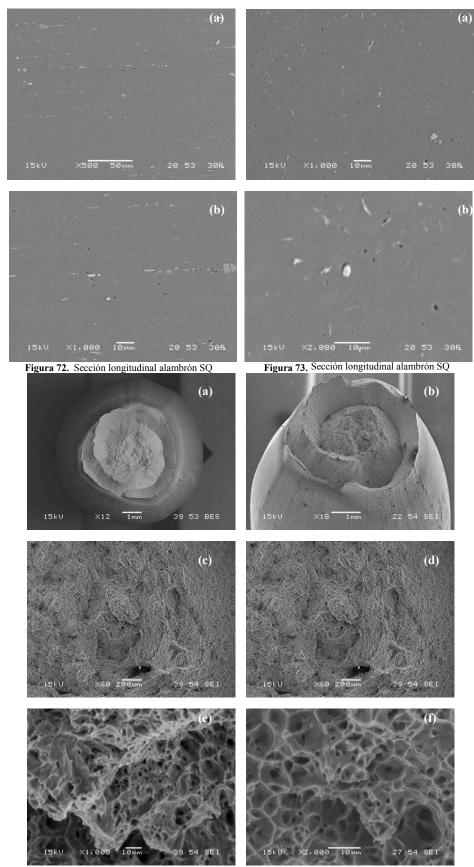


Figura 74. Superficie de fractura alambrón SQ (15 dias de envejecido natural a 22°C)

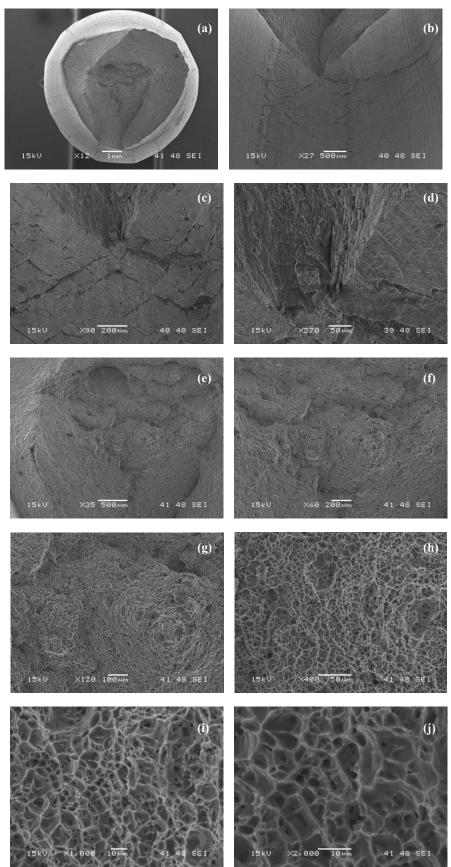


Figura 75. Superficie de fractura alambrón T1 (15 días de envejecido natural a 22°C)

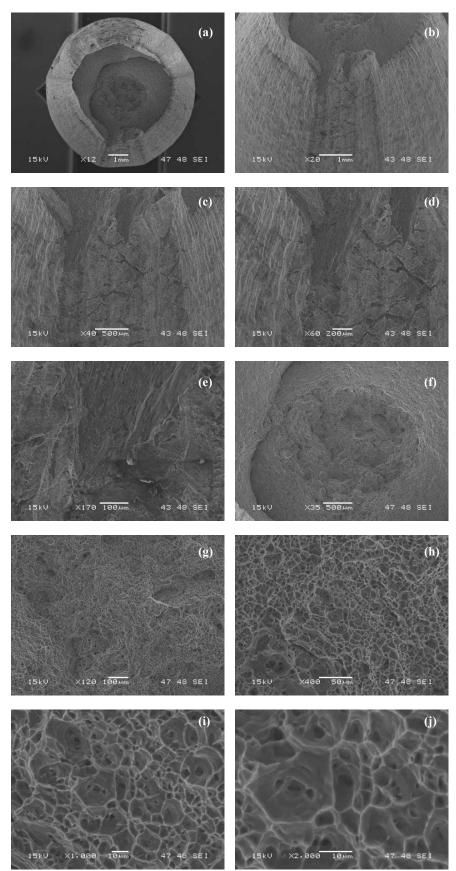
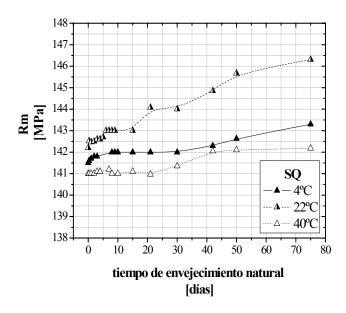
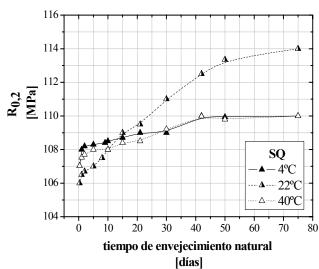


Figura 76. Superficie de fractura alambrón T4 (15 días de envejecido natural a 22°C

# 10. Anexo II





Figuras 77 y 78. Evolución de Rm y  $R_{0,2}$  de SQ en función de la temperatura de almacenamiento.

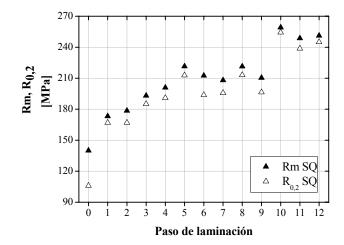
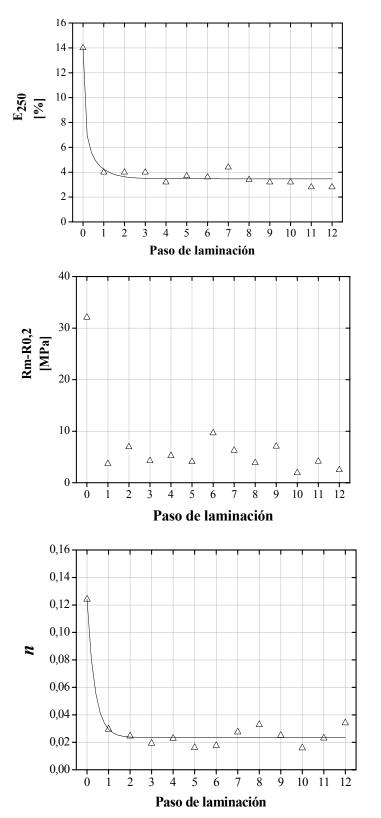
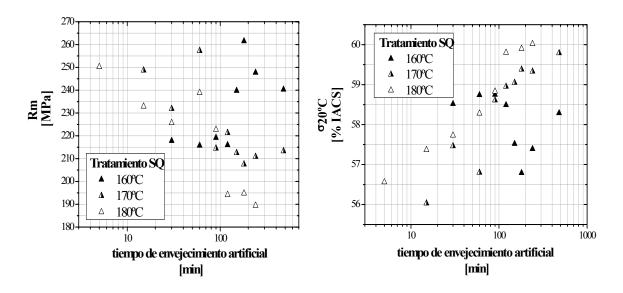


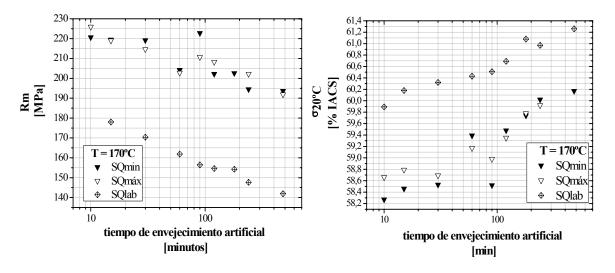
Figura 79. Evolución de Rm y  $R_{0,2}$  de SQ durante la laminación en laboratorio.



**Figuras 80, 81 y 82.** Evolución  $E_{250}$ , Rm- $R_{0,2}$  y n durante la laminación en laboratorio del alambrón SQ



 $\textbf{Figuras 83 y 84} \text{ .} \ Evolución de \ Rm \ y \ \sigma_{20^{\circ}C} \ durante \ el \ envejecido \ artificial \ de \ alambre \ SQ \ obtenido \ por \ laminación.$ 



 $\textbf{Figuras 85 y 86.} \ Evolución \ de \ Rm \ y \ \sigma_{20^{\circ}C} \ durante \ el \ envejecido \ tificial \ a \ 170^{\circ}C \ de \ los \ alambres \ SQmáx, \ SQmin, \ y \ SQlab.$