

UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN
COMISIÓN NACIONAL DE ENERGÍA ATÓMICA
INSTITUTO DE TECNOLOGÍA
“Prof. Jorge A. Sabato”

Desarrollo de aleaciones experimentales de aluminio para procesos de extrusión en la industria de fabricación de envases (*)

por Matías Mussel

Director del trabajo

Ing. Andrés Pastor

Codirector del trabajo: Ing. Marcelo Celestini

(*) Trabajo de Seminario para optar al título de Ingeniero en Materiales

República Argentina

2021

Resumen

En las instalaciones de la empresa Trivium Packaging se fabricó una aleación experimental base Al-Mn-Mg cuyo objetivo es sustituir una de las actuales aleaciones utilizadas, igualando o superando sus propiedades tecnológicas y permitiendo el agregado de mayores porcentajes de scrap en la formulación. La aleación fue fabricada a partir de distintos parámetros de proceso de modo de obtener información del comportamiento mecánico de la aleación luego de atravesar distintas condiciones termomecánicas de proceso.

Se realizaron ensayos de tracción, ensayos tecnológicos y se prepararon muestras metalográficas para analizar la microestructura obtenida, tanto de la aleación experimental como de la aleación actualmente utilizada. Posteriormente se analizaron comparativamente los resultados. Como método de obtención de propiedades relacionadas con la capacidad de la aleación de ser endurecida por deformación en frío se utilizó un ajuste a partir de la ecuación de la ley de Vose utilizando software desarrollado en Python.

Se concluyó que la aleación se muestra prometedora a la hora de reemplazar a la aleación actualmente utilizada.

Abstract

An experimental Al-Mn-Mg alloy was manufactured at Trivium Packaging company facilities, in aims to replace one of their current alloys used, matching or exceeding its technological properties and allowing the addition of higher percentages of scrap in the alloy formulation. The alloy was manufactured with different process parameters in order to obtain information on the mechanical behavior of the alloy after going through different thermomechanical processes.

Tensile test and technological tests were performed, and metallographic samples were prepared to analyze the microstructure obtained, both for the experimental and currently used alloy. Subsequently, a comparative analysis was carried out. As a method to obtain properties related to the capacity of the alloy to be hardened by cold deformation, a Voce's law equation fit was applied to the tensile test results by using software developed in Python.

It was concluded that the alloy shows promise in replacing the currently used alloy.

Palabras clave: Envases de aluminio, Aluminio, Al-Mg, Al-Mn-Mg, Envase.

Keywords: Aluminium packages, Aluminium, Al-Mg, Al-Mn-Mg, Package.

Índice general

1. Objetivo	5
2. Estudio bibliográfico	6
2.1. Aleaciones de aluminio	6
2.2. Clasificación de las aleaciones de aluminio	6
2.3. Aleaciones serie AA1000 y AA3000	6
2.4. Endurecimiento por solución sólida	7
2.5. Endurecimiento por deformación	9
2.5.1. Medición del endurecimiento por deformación	10
2.6. El magnesio como elemento de aleación	11
2.7. Caracterización microestructural	11
2.8. Fabricación de envases de aluminio	11
2.9. Proceso de laminación	12
2.9.1. Laminación en caliente	12
2.9.2. Laminación en frío	13
2.10. Tratamiento térmico de homogeneización	13
3. Procedimiento experimental	15
3.1. Trabajos previos realizados por Trivium Packaging	15
3.2. Proceso de Trivium Packaging	16
3.3. Metalografía de la aleación M6	18
3.3.1. Micrografías en la rueda de colada	19
3.3.2. Micrografías en la laminación en caliente	20
3.3.3. Micrografías en la batea de temple	21
3.3.4. Micrografías en la laminación en frío	23
3.4. Composición química de la aleación M3+Mg	24
3.5. Deformación plástica en caliente y en frío	24
3.6. Tratamientos térmicos de homogeneización	25
3.7. Tratamientos térmicos post-extrusión	26
3.8. Ensayos de tracción	27
3.9. Ensayos tecnológicos	29
3.9.1. Ensayo de carga máxima o <i>top load</i>	29
3.9.2. Ensayo de explosión	30
3.10. Caracterización microestructural	30
3.11. Matriz de ensayos	31
4. Análisis de resultados	34
4.1. Ensayos de tracción	34
4.1.1. Estado de homogeneización	35
4.1.2. Estado de extrusión	37

4.1.3. Estado de envase terminado	39
4.2. Coeficiente de endurecimiento	41
4.3. Propiedades mecánicas con tratamientos simulados y de muestras de producción	48
4.3.1. Propiedades tecnológicas de muestras de producción	48
4.4. Análisis microestructural	49
4.4.1. Metalografías	50
4.4.2. Parámetros microestructurales medidos	63
5. Conclusiones	68

1. Objetivo

El objetivo de este trabajo es obtener una mejora en las propiedades mecánicas finales de los envases fabricados por Trivium Packaging sin un detrimento en las propiedades tecnológicas del material, especialmente en la capacidad de realizar una extrusión por impacto de los tejos con los que se fabrican los envases. A su vez, se busca la posibilidad de aumentar el porcentaje de *scrap* agregado al proceso y de incluir a la aleación *scrap* ajeno al proceso de fabricación de Trivium Packaging.

Para cumplir el objetivo propuesto, se buscará modificar una de las aleaciones actualmente utilizadas por Trivium Packaging con el agregado de Mg y se optimizarán consecuentemente parámetros de proceso de fabricación de los envases.

2. Estudio bibliográfico

2.1. Aleaciones de aluminio

El aluminio, al igual que todos los metales puros, tiene una baja resistencia y son pocas las aplicaciones en donde éste puede utilizarse sin que la falta de resistencia mecánica y a la fractura sea un problema; debido a esto, lo más común en las aplicaciones de ingeniería es encontrar al aluminio de forma aleada.

El aleado del aluminio permite mejorar el efecto de los mecanismos de endurecimiento existentes en el aluminio puro, como el endurecimiento por deformación en frío, o agregar nuevos mecanismos de endurecimiento, como el envejecimiento o en el endurecimiento por solución sólida. El mecanismo principal a partir del cual se aumenta la resistencia mecánica de las aleaciones de aluminio variará según la aleación en cuestión y el método de fabricación utilizado [1].

2.2. Clasificación de las aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio pueden clasificarse en dos grupos según la forma en la que alcanzan la geometría final de las piezas fabricadas: aleaciones para productos trabajados y aleaciones para piezas coladas. Dentro del grupo de aleaciones para productos trabajados, que serán las que se tratarán en este trabajo, pueden a su vez separarse en dos subgrupos de aleaciones que se diferencian por la forma en la cual la aleación alcanza su resistencia mecánica: las aleaciones endurecibles por precipitación y las aleaciones endurecibles por solución sólida y deformación en frío.

En este trabajo, se hizo foco exclusivamente en las aleaciones para productos trabajados endurecibles por solución sólida y deformación en frío, ya que son las que se utilizan principalmente en la industria de envases de aluminio, y en particular, en la empresa Trivium Packaging. Las aleaciones analizadas fueron las de las series AA1000 y AA3000, debido a que a estas series pertenecen las aleaciones utilizadas actualmente por Trivium Packaging. La aleación experimental fabricada y caracterizada en este trabajo no pertenece a ningún grupo de aleaciones normalizadas por la Aluminium Association (AA).

2.3. Aleaciones serie AA1000 y AA3000

Las aleaciones más utilizadas en la industria para la fabricación de envases de aluminio son las aleaciones serie 1000 (Aluminios de alta pureza) y serie 3000 (Aleaciones de aluminio al manganeso).

La serie 1000 de aluminios es la serie de mayor resistencia a la corrosión, formalidad, soldabilidad, conductividad térmica y eléctrica. Sin embargo, poseen muy baja resistencia mecánica y mala maquinabilidad. Ambas cosas se mejoran mediante la deformación en

frío, pero aun así la resistencia máxima alcanzada es menor que para el resto de los grupos [2].

Los aluminios serie 3000 son aleaciones donde el Mn es el principal endurecedor (de 0,3 a 1,5 % Mn). También contienen Mg y Si. De los tres endurecedores por solución sólida usados en las aleaciones de Al, el Mn es el más débil y el menos soluble; en consecuencia, la resistencia mecánica es sólo un poco superior a la de los aluminios puros ($R_{p0,2}$ hasta 250 MPa en estado de máximo endurecimiento por deformación).

2.4. Endurecimiento por solución sólida

Los elementos de aleación que se encuentran en solución sólida en el aluminio generan un aumento en la resistencia y la dureza proporcional al porcentaje de elemento de aleación agregado. Además, el agregado de múltiples elementos de aleación suele generar un efecto endurecedor y de aumento de la resistencia aún mayor que el de la suma de los elementos por separado. El efecto que ejerce un aleante en las propiedades mecánicas es más pronunciado a menores concentraciones y, conforme se aumenta el porcentaje de aleante en la aleación, el aumento de la resistencia que produce el mismo disminuye [1].

En el caso del aluminio, puede verse que el efecto endurecedor y de aumento de la resistencia asociado a un elemento aleante depende esencialmente de la diferencia de tamaño entre el soluto y el solvente (aluminio). Cuando la diferencia de tamaños es pequeña, la diferencia de valencia entre el elemento aleante y el aluminio será la variable determinante en la influencia del poder endurecedor y de aumento de la resistencia del aleante [1].

Puede concluirse de lo antedicho que, en términos de metalurgia física, los aleantes con mayor capacidad de aumento de la resistencia por solución sólida serán aquellos que tengan una mayor solubilidad (ya que podrán ser agregados en mayor proporción a la aleación sin generar precipitados) y aquellos que posean una mayor diferencia de radio atómico o, en su defecto, diferencias de valencia. Sin embargo, estas dos cualidades serán difíciles de alcanzar para un mismo elemento aleante; esto es debido a que mayores radios atómicos y diferencia de valencia entre átomos de distintos elementos generan un detrimento de la solubilidad de un elemento en otro.

La [Figura 2.1](#) muestra la solubilidad en función de la temperatura de los principales elementos de aleación del aluminio. La [Figura 2.2](#) muestra la relación entre el factor volumétrico de tamaños (que puede entenderse como una variable que correlaciona diferencias de volumen y valencia entre el elemento aleante y el aluminio) con el incremento de la resistencia por solución sólida en porcentaje atómico. Puede verse en estas figuras cómo los elementos de mayor solubilidad no son los que mayor diferencia de volumen y valencia tienen, y viceversa.

La [Figura 2.3](#) muestra la influencia en la tensión de fluencia de varios elementos aleantes en una aleación de aluminio en estado de recocido. Puede verse cómo, en términos de aumentar la dureza con pequeños porcentajes de aleante agregado, el cobre y el magnesio son los mejores aleantes.

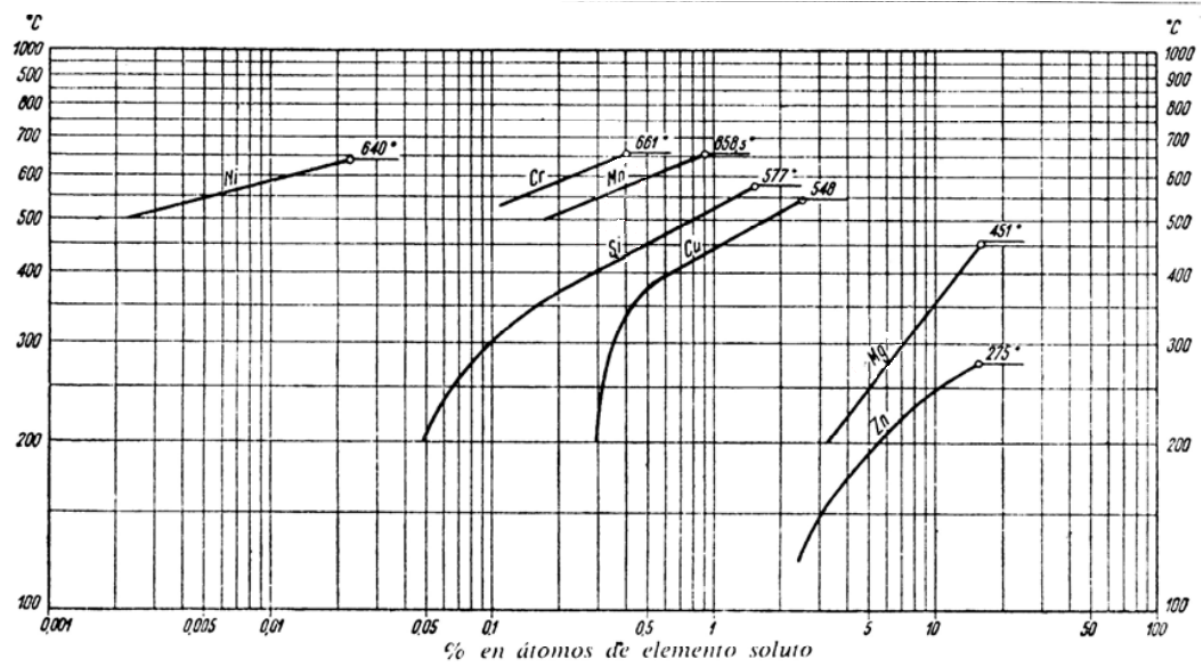


Figura 2.1. Curvas de solubilidad de elementos de aleación en aluminio [2].

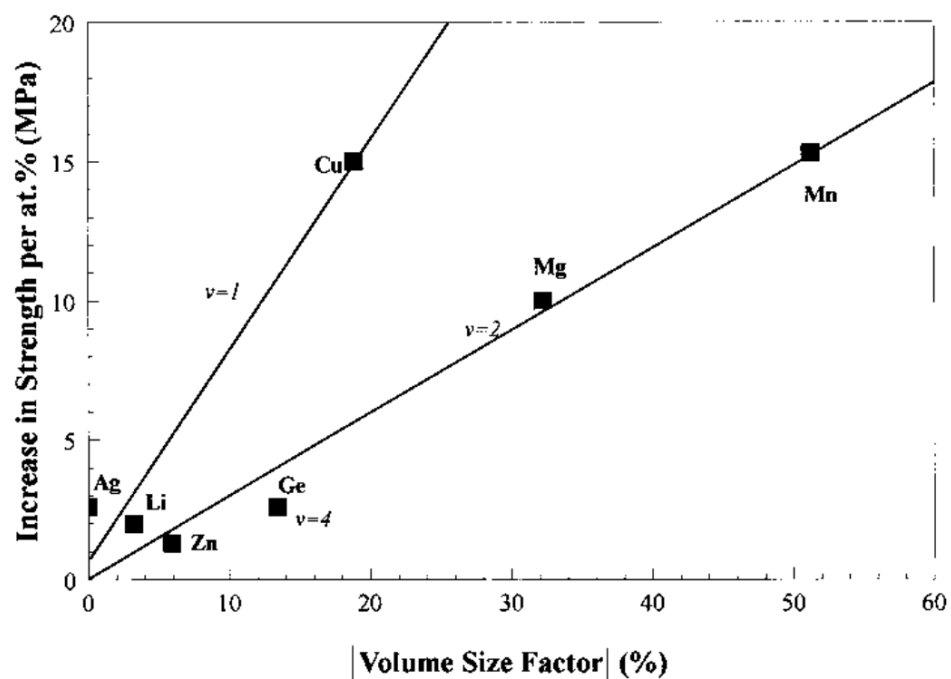


Figura 2.2. Influencia del número de valencia y de la diferencia de volumen (medida a partir del factor volumétrico de tamaños) en el aumento de resistencia por porcentaje atómico agregado [1].

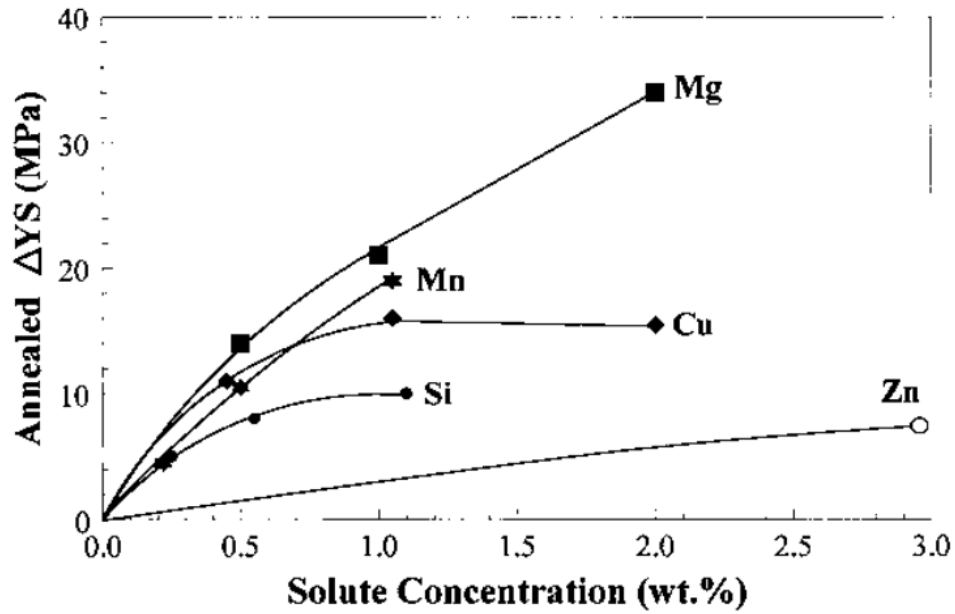


Figura 2.3. Tensión de fluencia en función del contenido y concentración de aleantes [1].

2.5. Endurecimiento por deformación

El aumento de la resistencia por deformación del aluminio ocurre, al igual que en todos los metales, debido a la disminución de la movilidad de dislocaciones que acontece en el metal luego de la deformación, producto del aumento de la densidad de dislocaciones e interacción entre las mismas. Los elementos de aleación influyen fuertemente en el aumento de resistencia por deformación. En el caso del aluminio, el efecto endurecedor de los aleantes se da debido a tres mecanismos de endurecimiento diferentes: precipitación durante la deformación, aumento de la velocidad de multiplicación de dislocaciones y reducción de la velocidad de recuperación en el aluminio [1].

Desde el punto de vista práctico, puede determinarse la capacidad de endurecimiento por deformación entre dos aluminios con similar deformación a rotura como la diferencia entre la resistencia a la tracción y la tensión de fluencia. La [Figura 2.4](#) muestra la dependencia de este valor en función de la concentración de solutos para los principales elementos de aleación utilizados en aluminios.

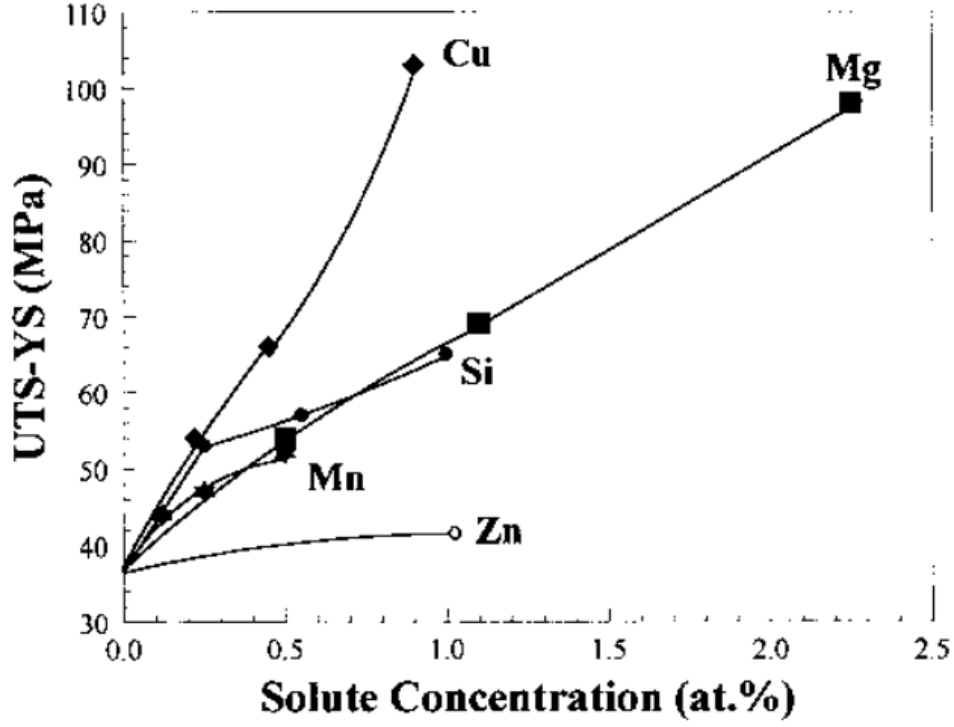


Figura 2.4. Capacidad de endurecimiento por deformación del aluminio aleado en función de la concentración del elemento aleante utilizado [1].

2.5.1. Medición del endurecimiento por deformación

Para determinar la capacidad de una aleación para ser endurecida a través de deformación en frío, una propiedad determinante es la relación entre la deformación ejercida y el aumento de resistencia mecánica adquirido por el material. Existen numerosos modelos que se utilizan para estimar esta relación para distintos modos de deformación efectuados en una pieza. El más simple de éstos es el modelo que deriva de la ley de Hollomon, el cual se muestra en la ecuación 2.1, el cual relaciona tensión y deformación plástica equivalentes a través de una ley exponencial [3].

$$\bar{\sigma} = K\bar{\epsilon}_p^n \quad (2.1)$$

Donde $\bar{\sigma}$ y $\bar{\epsilon}$ son la tensión y la deformación equivalentes, K es el coeficiente de endurecimiento y n es el exponente del endurecimiento.

De esta ecuación se han derivado diversos modelos validos para distintas condiciones de deformación, materiales y rangos de temperatura [4]. Uno de estos, muy utilizado en la estimación de esta propiedad a través de ensayos de tracción y en la estimación de endurecimiento de aluminios, es el modelo que surge de la ley de Voce, cuya ecuación (2.2) se expresa como:

$$\sigma_{VOCE} = \sigma_0.(1 - e^{-A.\epsilon_p}) \quad (2.2)$$

Donde σ_{VOCE} es la resistencia obtenida, ϵ es la deformación plástica verdadera aplicada, σ_0 es la tensión que se alcanza como asíntota vertical y A es el factor preexponencial que se relaciona de forma inversamente proporcional con el exponente del endurecimiento n de la ecuación 2.1 de Hollomon.

Se selecciona este modelo ya que permite la comparación de resultados obtenidos con desarrollos internos dentro de la corporación de Trivium donde éste es el modelo utilizado [5].

2.6. El magnesio como elemento de aleación

Como puede verse en la [Figura 2.2](#), el magnesio es uno de los elementos más solubles en aluminio y es capaz de generar un gran aumento de la resistencia por solución sólida. A su vez, la Figura 3 muestra como el Mg es un elemento que eleva sensiblemente el endurecimiento por deformación en el aluminio, en especial en altos porcentajes, donde sólo es superado por el cobre. Por otro lado, estudios muestran que el mecanismo de precipitación juega un rol importante en el endurecimiento por deformación en aleaciones tipo Al-3 %Mg [6] y otros estudios evidencian un aumento de la velocidad de formación de dislocaciones y la reducción de la velocidad de recuperación [7].

2.7. Caracterización microestructural

Las aleaciones de aluminio endurecibles por deformación en frío se caracterizan por tener dos tipos de segundas fases que se clasifican por su diferencia morfológica: fases constituyentes y dispersoides [8]. Las fases constituyentes son fases eutécticas interdendríticas formadas durante la solidificación en la colada que pueden variar su composición química según la aleación. Los dispersoides son partículas formadas durante calentamientos posteriores a la solidificación; son producto de la precipitación de compuestos, generalmente cargados en Mn, debidos a la sobresaturación de colonias dendríticas primarias de Al.

Para la caracterización microestructural de las distintas muestras de aleación experimental M3+Mg se llevaron a cabo mediciones de tamaño de grano y porcentaje de segundas fases, esencialmente fases constituyentes, en tejos en estado de laminado y post tratamiento térmico de homogeneización. El objetivo de estas mediciones fue determinar la correlación existente entre ambas y los parámetros de proceso utilizados, en particular deformación en caliente y en frío durante la laminación y temperatura del tratamiento térmico de homogeneización.

La medición de tamaño de grano y su correlación con las variables de proceso permite optimizar el proceso de fabricación para la obtención de un tamaño de grano lo más fino y homogéneo posible, así como la posibilidad de comparar el resultado metalúrgico obtenido en la planta de Trivium Packaging sede Puerto Madryn con otras plantas de fabricación de tejos.

La medición de porcentaje de segundas fases presente en la aleación permite inferir el porcentaje de elementos aleantes presentes en la fase mayoritaria de la aleación ya que, debido a que las segundas fases son fases ávidas en elementos aleantes, una disminución de éstas tendría como contraparte un aumento del porcentaje de aleantes en solución sólida. Este dato es de gran utilidad, ya que al contrastar el porcentaje de segundas fases obtenido en la aleación en el estado de homogeneización con las propiedades mecánicas finales obtenidas en el envase, puede determinarse el contenido óptimo de segundas fases necesario para la obtención de las mejores propiedades mecánicas. En particular, para la aleación M3+Mg, existe un beneficio adicional en la obtención de este dato, ya que estudios muestran que el contenido de Mg presente en solución sólida en las aleaciones de aluminio endurecibles por deformación en frío tiene un importante impacto en el coeficiente de endurecimiento por deformación del material [9].

2.8. Fabricación de envases de aluminio

La fabricación de envases de aluminio se efectúa con series de procesos diferentes según el tipo de envase y la empresa productora en cuestión. Aún así, hay procesos que

indefectiblemente serán parte del proceso de fabricación, como por ejemplo la colada, laminación, corte de las piezas a extrudar o embutir (tejos) y la extrusión o embutido correspondiente. Es por esto que en las últimas secciones de este capítulo se detallará la secuencia de procesos que son llevados a cabo particularmente por la empresa Trivium Packaging en la fabricación de sus envases. Se explicarán para ello los procesos que ejercen mayor influencia en las propiedades mecánicas finales, se expondrá de qué modo y en qué propiedades mecánicas ejercen mayor influencia y se detallarán cuáles son las variables de proceso involucradas.

2.9. Proceso de laminación

El proceso de laminación se encarga de llevar el aluminio a un espesor adecuado para el corte de los tejos y, adicionalmente, mejora la microestructura del producto. En la laminación el material experimenta fenómenos de restauración (recuperación y recrystalización) debido a la deformación que se le es aplicada y a la temperatura en la que el material se encuentra. De este modo, se modifica la estructura proveniente de la colada, típicamente dendrítica, que es inadecuada para la obtención de óptimas propiedades mecánicas del producto final. Adicionalmente, los esfuerzos de compresión durante el laminado pueden cerrar poros o fisuras. El proceso de laminación puede clasificarse según la temperatura a la que la laminación es efectuada en laminación en caliente y la laminación en frío [1]. Estos dos procesos serán desarrollados a continuación.

2.9.1. Laminación en caliente

Como punto de referencia puede considerarse que el aluminio está siendo laminado en caliente si se encuentra a temperaturas superiores a 300°C (punto que representa alrededor de dos tercios de su temperatura de fusión en K). Al deformarse a esta temperatura, el proceso se efectúa con una alta difusión en estado sólido en el aluminio; esto produce que la recuperación y recrystalización en la estructura se efectúe de forma dinámica, limitando el aumento de resistencia por deformación asociado al incremento de la densidad de dislocaciones en el material. Debido a esto, la laminación en caliente conlleva durante la deformación tensiones mucho menores, en comparación con la laminación en frío para una determinada reducción en el laminado. Esto conlleva no solo una menor energía invertida durante la laminación y una disminución de la fuerza a aplicar durante el proceso, sino también mejoras en la formabilidad, ya que disminuye las tensiones máximas alcanzadas en concentradores de tensión, lo cual disminuye el riesgo de fractura durante la laminación.

La microestructura final luego de la laminación en caliente dependerá de variables asociadas al material y variables asociadas al proceso.

Entre las variables asociadas al material pueden destacarse la composición química de la aleación, las inhomogeneidades químicas que puedan encontrarse debido a segregación durante la solidificación, la precipitación de segundas fases durante la laminación (la cual modifica las velocidades de recuperación y recrystalización así como la tendencia del laminado a generar textura cristalina) y la presencia de ciertos elementos de aleación en solución sólida que modifica la velocidad de recrystalización ya que influye en la movilidad de los bordes de grano.

Las principales variables asociadas al proceso son: la temperatura con la que el material entra a la laminadora, la cual afecta fuertemente la difusión en el material y las tensiones que se alcanzan en el mismo; la velocidad de enfriamiento, que tiene una importante influencia en las tensiones residuales y tamaño de grano finales [1]; la deformación aplicada,

que influye fuertemente en la microestructura final obtenida ya que modifica la segregación y el fibrado mecánico resultante; y la velocidad de deformación aplicada, que aumenta la temperatura que alcanza el material por el aumento del calor que es retenido por este durante la deformación [10].

2.9.2. Laminación en frío

La laminación en frío es utilizada en la fabricación de envases, latas, elementos para la construcción y en la industria automotriz ya que permite la obtención de láminas finas, con excelentes tolerancias dimensionales y buenas propiedades mecánicas producto del aumento de la resistencia debido a la deformación en frío aplicada al material. Como punto de referencia, puede considerarse laminación en frío a laminados realizados a temperaturas por debajo de 100°C.

En las aleaciones de aluminio no termotratables, como las utilizadas en la industria de los envases, la laminación en frío genera un gran endurecimiento que puede en algunos casos superar los 400 MPa. Dependiendo de la aplicación, este endurecimiento puede ser buscado para la obtención de las propiedades finales de la pieza, pero en el caso de la laminación en frío para la industria de aerosoles, se requiere disminuir la dureza del material para que el mismo tenga las propiedades adecuadas para poder ser extruído.

La laminación en frío permite entonces a la industria de los envases conseguir láminas con las correctas tolerancias dimensionales de espesor de lámina y también la aplicación de deformación en el material que formentará que en el tratamiento de homogeneización posterior la microestructura consiga una recristalización completa y homogénea.

2.10. Tratamiento térmico de homogeneización

Luego de la laminación y el corte del tejo, y previamente a la extrusión del mismo, suele llevarse a cabo un tratamiento térmico denominado tratamiento térmico de homogeneización. El objetivo del tratamiento térmico de homogeneización es mejorar la microestructura, y de este modo la extrudabilidad, ya que la estructura proveniente de la colada y laminación no es apropiada para la extrusión debido a las siguientes razones [11]:

- La estructura de colada y laminación presenta una gran deformación plástica en frío y, debido a esto, la capacidad de deformación es limitada y la tensión de fluencia del material, elevada. El tratamiento térmico de homogeneización permite que ocurran fenómenos de recuperación y recristalización en la estructura, que disminuyen la resistencia y aumentan la ductilidad de los tejos.
- Precipitados finos producto de la combinación de aleantes se forman durante la colada y laminación (por ejemplo: Al_6Mn , AlFeMn , Mg_2Si). Estos precipitados pueden generar un aumento de la tensión necesaria para la deformación a alta temperatura, generando una disminución en la extrudabilidad.
- Precipitados de fases cargadas en elementos de aleación disminuyen el contenido de aleantes presente en el aluminio, por lo que el aumento de la resistencia por deformación en frío y por solución sólida se ven sensiblemente afectados.
- Durante el laminado se genera fibrado mecánico y segregación así como inhomogeneidad del tamaño de grano producto de la desigual recristalización que ocurre en el proceso.

Además de solucionar los problemas antes mencionados, el tratamiento térmico de homogeneización puede disminuir la concentración de Mn en solución sólida debido a que genera la precipitación de dispersoides, aunque debe considerarse cada caso de forma particular, ya que efectos de reabsorción de segundas fases pueden ocurrir durante el tratamiento y fomentar el fenómeno contrario. Por otro lado, el tratamiento térmico de homogeneización es también utilizado para modificar el tamaño, número y distribución de partículas.

Durante la homogeneización, las fases constituyentes modifican su morfología y composición química, mientras que las fases dispersoides precipitan inicialmente para luego ser disueltas en la fase mayoritaria de Al. La estructura de homogeneización influye en los procesos de recristalización, textura, tamaño de grano y propiedades mecánicas obtenidas en el producto final [12].

El tratamiento térmico de homogeneización se compone de tres etapas: calentamiento, mantenimiento a temperatura y enfriamiento.

Durante el calentamiento, la principal variable a considerar es la velocidad de aumento de temperatura de los tejos, siendo importante que la temperatura de la carga del horno sea lo suficientemente pareja como para evitar diferencias en el tiempo necesario para alcanzar la temperatura de mantenimiento en distintas regiones del horno, ya que estas diferencias podrían conllevar una diferencia en el tratamiento térmico y por lo tanto en las propiedades mecánicas del tejo que no serían aceptables en las posteriores etapas del proceso. En el mantenimiento a temperatura, las variables a considerar son la temperatura de mantenimiento y el tiempo de mantenimiento.

En el caso de la temperatura de mantenimiento, el límite superior para la misma es la temperatura de fusión de la fase de menor punto de fusión que se encuentre en el tejo, ya que la fusión localizada puede causar la formación de poros, segregación, ampollado o roturas.

Finalmente, en el enfriamiento la variable a controlar es la velocidad de enfriamiento; en líneas generales, mayores velocidades de enfriamiento son beneficiosas ya que permiten mejorar la productividad y las propiedades mecánicas finales luego de la extrusión, debido esto a que se reduce la precipitación de compuestos ricos en elementos de aleación y se mantiene entonces un mayor porcentaje de aleantes en solución sólida [8].

3. Procedimiento experimental

3.1. Trabajos previos realizados por Trivium Packaging

Trivium Packaging realizó estudios previos con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas de una de las aleaciones que utilizan actualmente a través de la modificación de la composición química de una de sus aleaciones, denominada internamente aleación M3. La aleación M3 tiene la composición química que se muestra en la [Tabla 3.1](#) y puede clasificarse como una aleación EN AW3102. La misma alcanza propiedades mecánicas inferiores a la aleación M6, que será el punto de comparación de este trabajo y cuyas composición y propiedades mecánicas se detallarán más adelante en este trabajo.

Tabla 3.1. Contenido de aleantes especificado para las aleaciones utilizadas en la norma EN 573-3. La aleación M3 es la base de la aleación desarrollada durante este trabajo y la aleación M6 es la utilizada como punto de comparación a lo largo del análisis.

Aleación				
		1070	M3	M6
Composición del material	Unidad	Especificación	Especificación	Especificación
Al	%	99,7 mín.	99,3 mín.	98,5 mín.
Si	%	0,2 máx.	0,04 - 0,09	0,15 - 0,20
Fe	%	0,12 - 0,25	0,17 - 0,24	0,35 - 0,40
Mn	%	0,03 máx.	0,27 - 0,33	0,50 - 0,60
Mg	%	0,03 máx.	0,01 máx.	0,01 máx.
Cu	%	0,03 máx.	0,02 máx.	0,02 máx.
Ti	%	0,03 máx.	0,005 - 0,030	0,005 - 0,030
Zn	%	0,07 máx.	0,03 máx.	0,03 máx.
Cr	%	0,03 máx.	0,03 máx.	0,05 máx.
V	%	0,02 máx.	0,02 máx.	0,02 máx.

En los estudios realizados se fabricaron tres aleaciones experimentales partiendo de la aleación M3, a la que se le agregó un elemento aleante adicional. Los elementos elegidos fueron Cr, Zr y Mg. Los estudios efectuados mostraron que las tres aleaciones experimentales lograban superar las propiedades mecánicas de la aleación M3. Con estos resultados, la decisión de utilizar el Mg como aleante en lugar de los otros dos seleccionados se debió, principalmente, a dos razones: por un lado, el agregado de Mg puede efectuarse a partir de material *scrap* proveniente de residuos reciclados ajenos a la producción de Trivium Packaging; por otro lado, la tendencia general y el estado del arte de la industria de la fabricación de envases de aluminio en el mundo está tendiendo a aumentar el porcentaje de Mg como aleante.

3.2. Proceso de Trivium Packaging

La empresa productora de envases con la que se trabajó, Trivium Packaging, es la principal productora de envases de aluminio en Argentina y América Latina. Produce envases para diversos productos entre los que se encuentran: latas de comida, latas de comida para mascotas, latas para pescados envasados, latas para productos en polvo, envases de bebida de múltiples geometrías, latas de aerosol y latas de pinturas o recubrimientos.

Los envases de aerosol de aluminio son producidos a partir de aleaciones de la serie 1000 y 3000, cumpliendo con los requisitos de la norma EN 573-3 [13]. Las aleaciones más comúnmente utilizadas son EN AW1070A, EN AW3102 y EN AW3207. La [Tabla 3.1](#) muestra el contenido de aleantes especificado en la norma EN 573-3. La empresa comercializa también tejos para extrusión como producto intermedio.



Figura 3.1. Etapas de producción de un envase fabricado por Trivium Packaging. Desde el tejo (izquierda), pasando por las etapas intermedias de extrusión, cepillado, esmaltado, impresión y formado final, Finalmente hay un envase ensayado a explosión (derecha).

El proceso de fabricación de envases de Trivium Packaging puede ser dividido en tres etapas, dos de las cuales se realizan en la Planta Trivium Packaging sede Puerto Madryn y la última etapa en la Planta Trivium Packaging sede Parque Industrial Pilar.

La primera etapa de fabricación es un proceso continuo de fabricación de bobina. En este proceso, se lleva a cabo la fabricación de láminas de aluminio de espesores de entre 4,3 mm y 7,2 mm. La [Figura 3.2](#) muestra un esquema de los pasos de la primera etapa de proceso, enumerados a continuación:

1. Llenado del horno de fundición con aluminio electrolítico líquido.

2. Llenado del horno de fundición con recortes de aluminio del proceso de corte y estampado.
3. Llenado del horno de fundición con lingotes de aluminio de latas de bebidas y restos de latas de aerosol.
4. Agregado de los elementos aleantes al horno, según la aleación que se vaya a colar.
5. Colada continua de una lámina de aluminio mediante rueda de colada.
6. Laminado en caliente de lámina de aluminio.
7. Enfriamiento en tanque de temple.
8. Laminado en frío de lámina de aluminio.
9. Enrollado de la lámina.

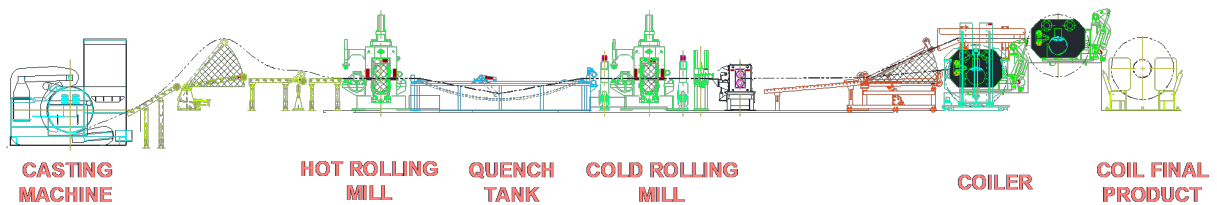


Figura 3.2. Pasos y equipamiento empleado durante la primera etapa del proceso: colada y laminado.

La segunda etapa del proceso es donde se fabrican los tejos a partir de la lámina. A estos tejos ya cortados se les realiza el tratamiento térmico de homogeneización y se los empaqueta para ser enviados a la planta de Trivium Packaging en el parque industrial de Pilar. Los pasos de la segunda etapa del proceso son:

1. Desbobinado de chapa de aluminio.
2. Corte y modelado de los tejos en prensa.
3. Tratamiento térmico de homogeneización de los tejos.
4. Enfriamiento de los tejos.
5. Tratamiento superficial (tamboreo o granallado).
6. Fraccionamiento y envasado final.

Finalmente, en la planta de Trivium Packaging, sede Parque Industrial Pilar, se lleva a cabo la tercera etapa del proceso de fabricación en la cual se elaboran los envases a partir de los tejos. Los pasos de la tercera etapa del proceso son:

1. Lubricación de los tejos.
2. Extrusión por impacto.
3. Cortado del borde del envase.
4. Cepillado del envase.
5. Lavado y desengrasado del envase.
6. Aplicación de barniz interior y curado en horno de polimerización.
7. Aplicación del esmalte base y curado en horno.
8. Aplicación de las matrices de decoración y curado en horno.
9. Aplicación de capa protectora y curado en horno.
10. Dar forma al cuello y perfil del envase.

3.3. Metalografía de la aleación M6

A continuación, se muestran metalografías de la aleación M6 en diferentes etapas de proceso: luego de la rueda de colada y antes de la laminación en caliente, luego de la laminación en caliente y antes de pasar por la batea de temple, luego de la batea de temple y luego de la laminación en frío.

La obtención de muestras metalográficas en estos estadíos del proceso es muy costosa, ya que requiere el frenado de toda la línea de producción, la efectuación del corte de la lámina en el estado metalográfico que se desea y el reinicio del proceso de colada y laminación continua. Debido a esto, no se cuenta con la evaluación metalográfica de la aleación M3+Mg en los estadíos previos a la laminación en frío.

3.3.1. Micrografías en la rueda de colada

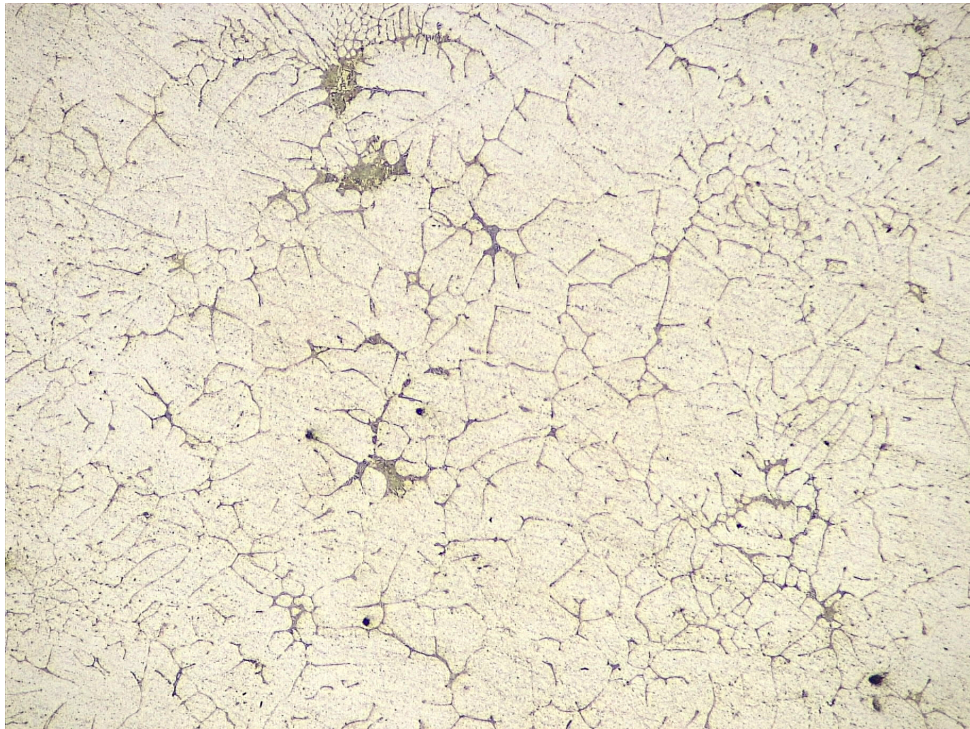


Figura 3.3. Metalografía de M6 luego de la rueda de colada y antes de la laminación en caliente. Aumento 100X.

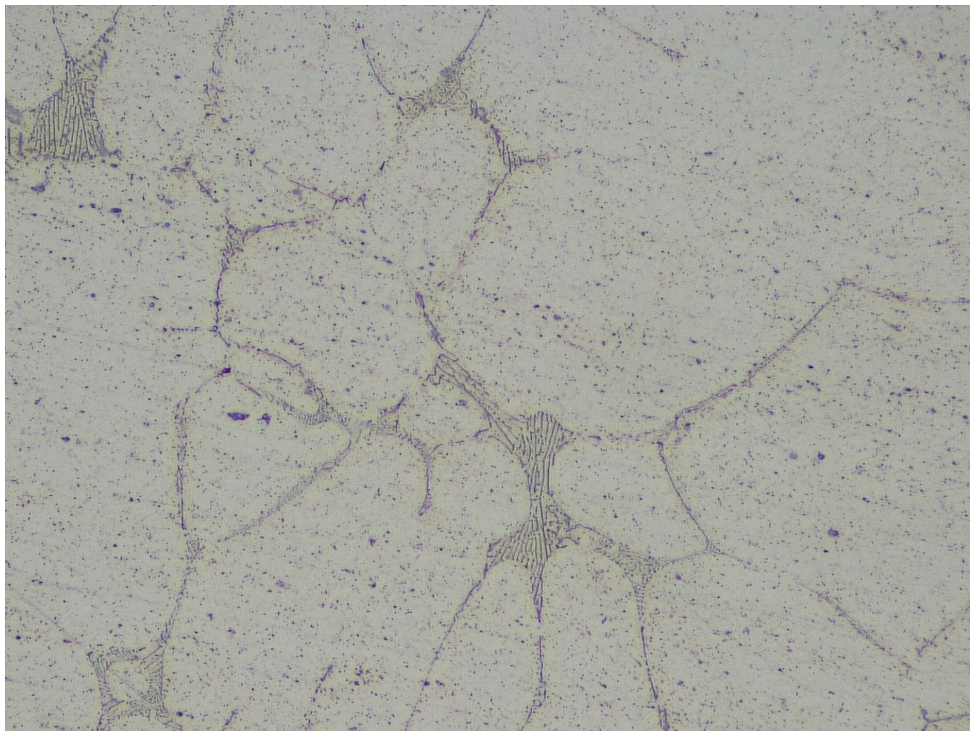


Figura 3.4. Metalografía de M6 luego de la rueda de colada y antes de la laminación en caliente. Aumento 500X.

Las metalografías muestran una estructura de crecimiento dendrítico, con granos grandes y de distinto tamaño entre ellos, con una gran cantidad de fase eutéctica intergranular

(fase constituyente). Se ven también fases precipitadas de forma dispersa de forma intra-granular.

3.3.2. Micrografías en la laminación en caliente

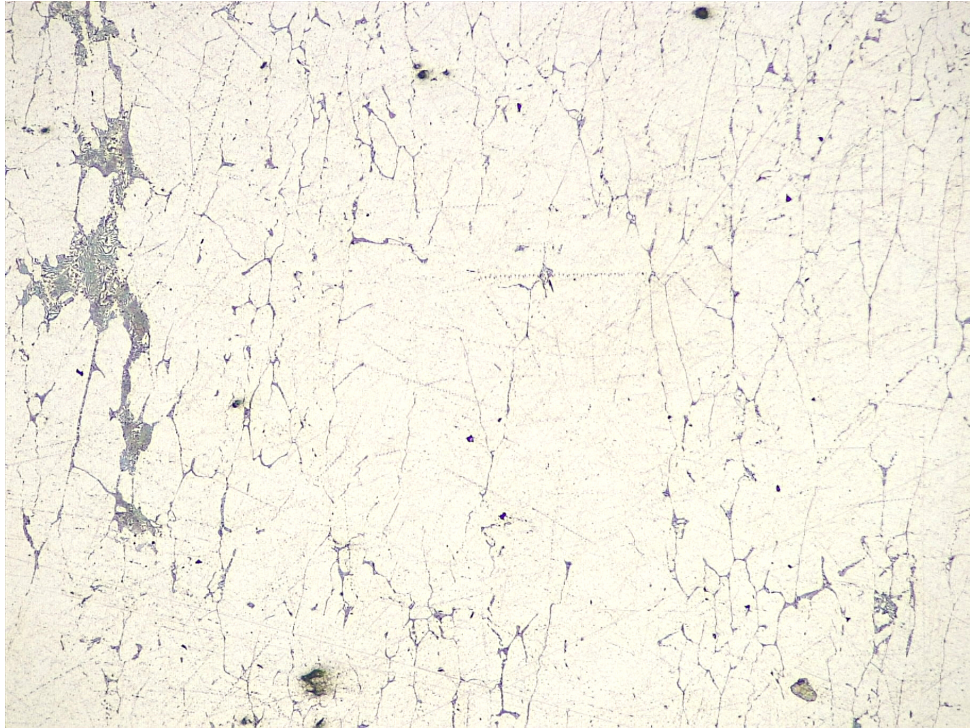


Figura 3.5. Metalografía de M6 luego de la laminación en caliente y antes de la batea de temple. Aumento 100X.

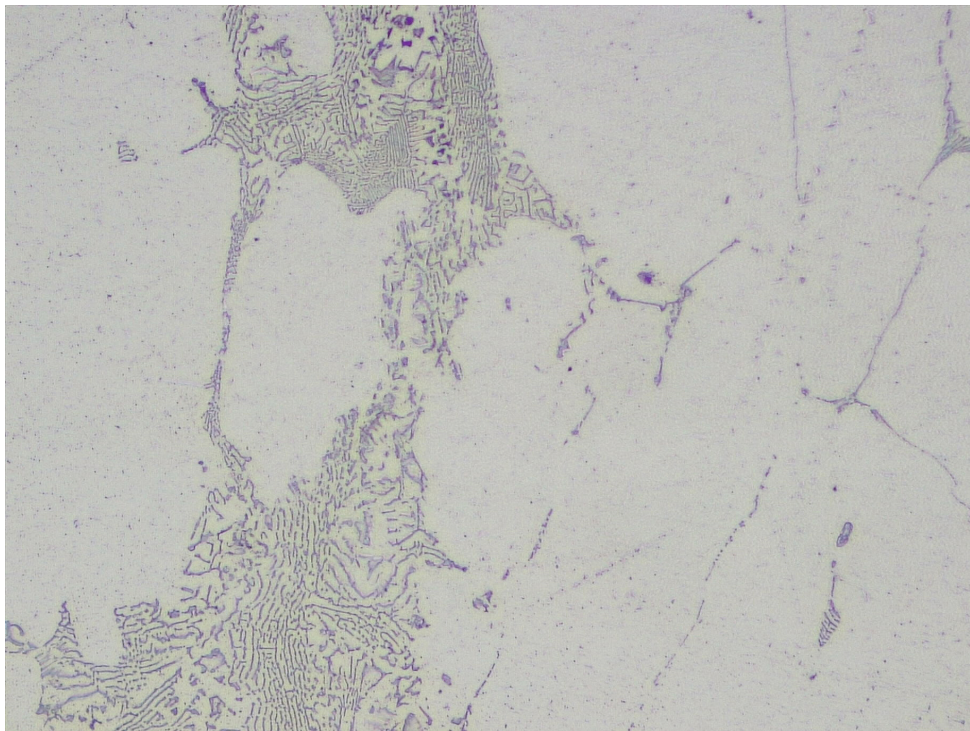


Figura 3.6. Metalografía de M6 luego de la laminación en caliente y antes de la batea de temple. Aumento 500X.

Las metalografías muestran una estructura de granos grandes y fase eutéctica intergranular (fase constituyente) y concentrada en ciertas zonas, se evidencia fibrado mecánico. Se ve una disminución de la proporción de fases precipitadas de forma intragranular en la estructura.

3.3.3. Micrografías en la batea de temple

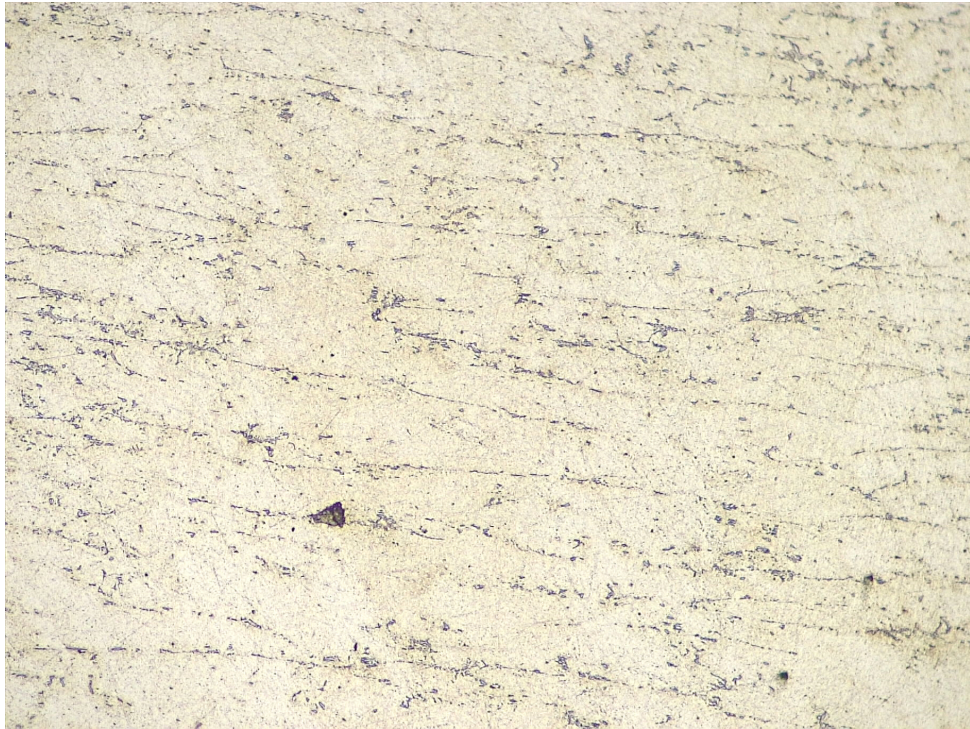


Figura 3.7. Metalografía de M6 luego de la batea de temple y antes de la laminación en frío. Aumento 100X.

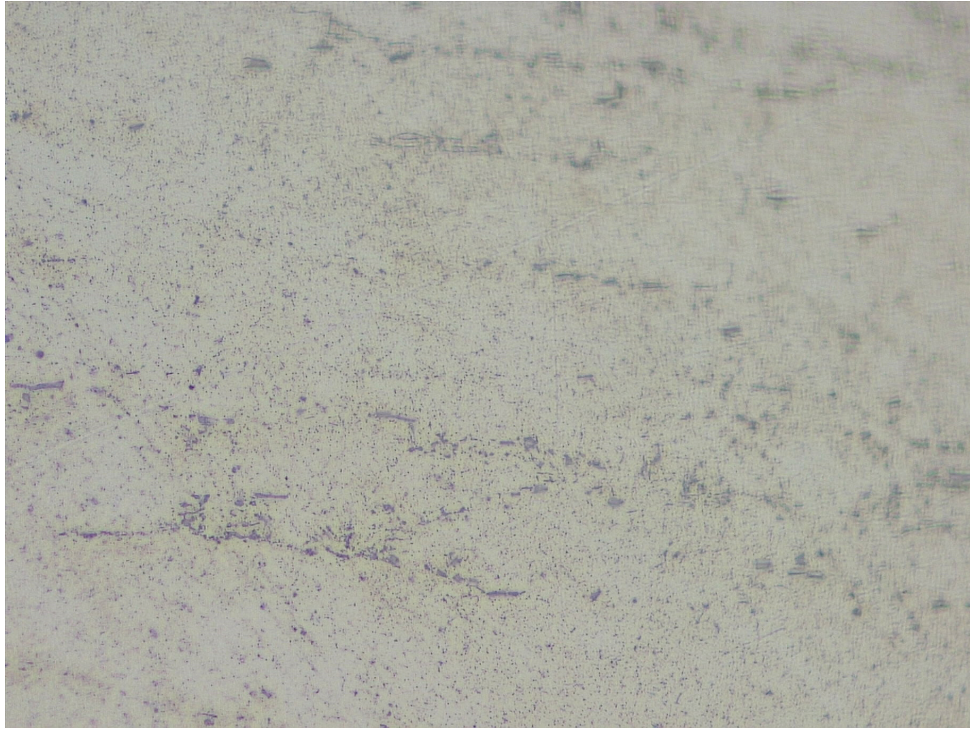


Figura 3.8. Metalografía de M6 luego de la batea de temple y antes de la laminación en frío. Aumento 500X.

Las metalografías muestran una estructura más homogénea que la vista en los estadíos anteriores, con la fase eutéctica distribuida en la estructura. La precipitación de fases de forma intergranular indica la estructura deformada de los granos. Se evidencia un aumento del número de fases dispersoides respecto de los estadíos anteriores.

3.3.4. Micrografías en la laminación en frío

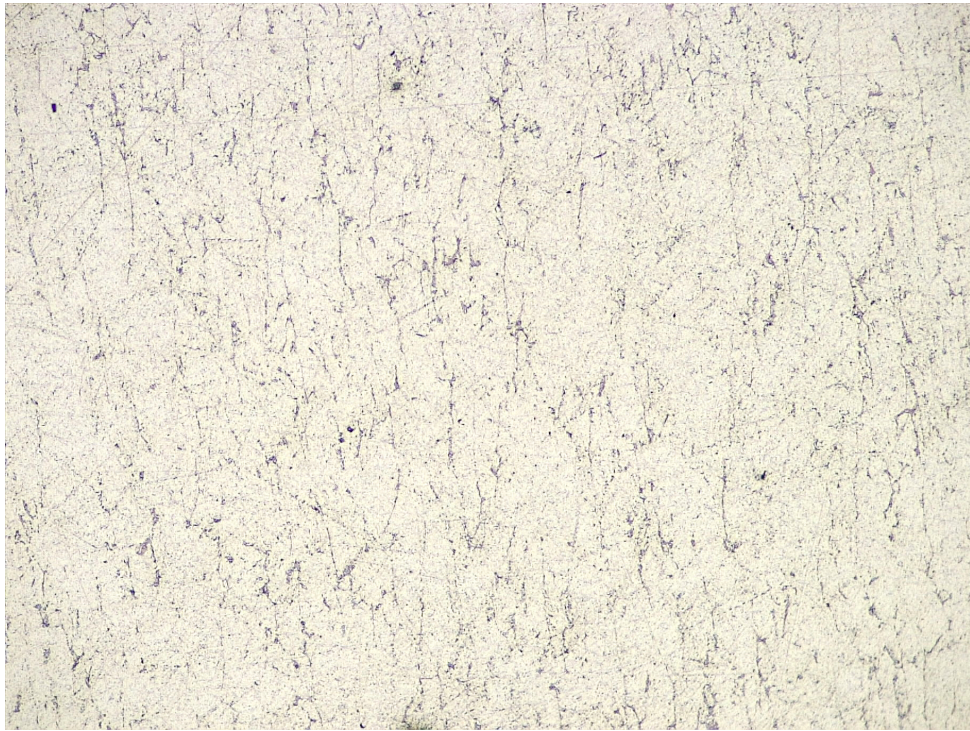


Figura 3.9. Metalografía de M6 luego de la laminación en frío. Aumento 100X.

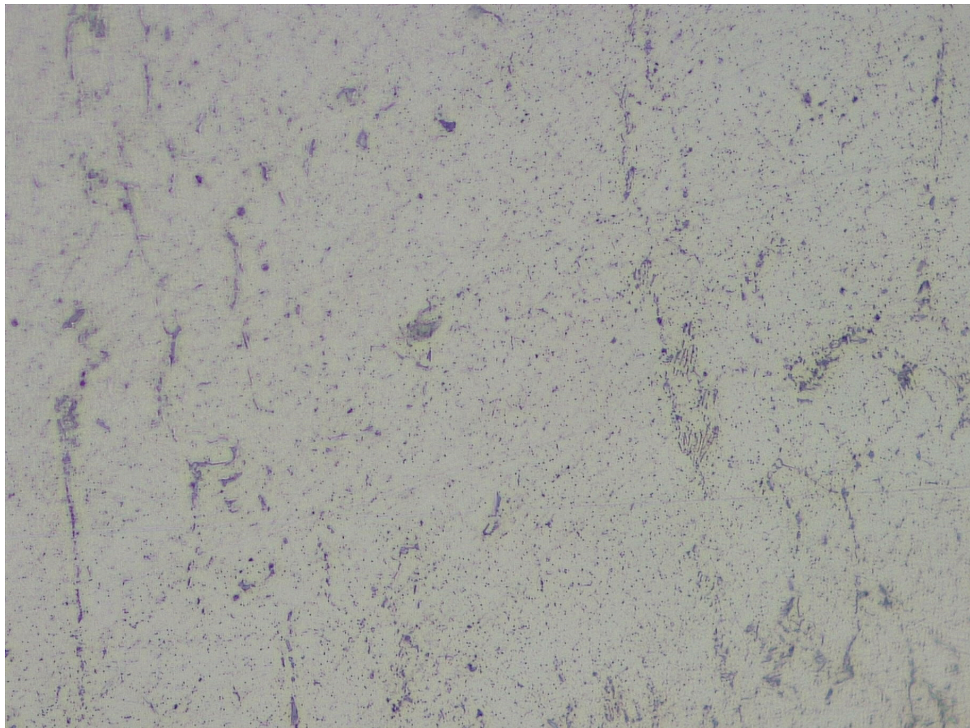


Figura 3.10. Metalografía de M6 luego de la laminación en frío. Aumento 500X.

Las metalografías muestran una estructura con fase eutéctica intergranular distribuida en toda la estructura. Se evidencia fibrado mecánico en la dirección de la laminación y un grano más chico que en todas las etapas anteriores. Se ve una proporción de fases dispersiodes similar a la obtenida luego de la batea de temple.

3.4. Composición química de la aleación M3+Mg

Para la obtención de la aleación experimental M3+Mg se realizó una colada de 25Tn en las instalaciones de Trivium Packaging, Planta Puerto Madryn. La aleación experimental fabricada busca aprovechar el agregado de magnesio a la formulación de modo de cumplir dos objetivos: por un lado, mejorar las propiedades mecánicas y tecnológicas de la aleación, gracias al poder endurecedor que ejerce este aleante al encontrarse en solución sólida en el aluminio; y por otro lado, aumentar el porcentaje de *scrap* incorporado durante la fabricación de la aleación, agregando no solo *scrap* proveniente de residuos generados por Trivium Packaging, sino también *scrap* de terceros.

La composición química de la aleación M3+Mg obtenida se detalla en la [Tabla 3.2](#).

Tabla 3.2. Composición química de la colada experimental M3+Mg.

M3+Mg	Composición Química
Elemento	%Peso
Si	0,13
Fe	0,30
Mn	0,25
Mg	0,20
Ti	0,03
Otros	<0,03

La aleación experimental M3+Mg fue comparada con la aleación M6. La aleación M6 actualmente utilizada posee la composición química nominal indicada en la segunda columna de la [Tabla 3.3](#). La tercera columna exhibe el valor medio obtenido en las mediciones de la aleación M6 durante el año 2021.

Tabla 3.3. Composición química de la aleación M6.

M6	Composición nominal según especificación	Valor medio del 2021
Elemento	%Peso	%Peso
Si	0,15 - 0,20	0,172
Fe	0,35 - 0,40	0,376
Mn	0,55 - 0,60	0,569
Ti	0,02 - 0,04	0,031
Mg	0,03 máx.	0,001

3.5. Deformación plástica en caliente y en frío

Para la colada experimental M3+Mg se obtuvieron 12 condiciones de laminado distintas, almacenadas en bobinas, las cuales se detallan en la [Tabla 3.4](#). Para la elección de los porcentajes de deformación en cada bobina, tanto en la etapa de deformación en caliente como en frío, se buscó obtener el mayor rango posible de variación en función de las capacidades de la laminadora para los diversos espesores en consideración.

El motivo de evaluar diversas condiciones de deformación en frío y caliente es analizar la influencia de estos parámetros en las propiedades mecánicas finales del envase.

Tabla 3.4. Nomenclatura y características de deformación de las bobinas 1 a 12.

M3+Mg	Espesor final	Deformación en caliente	Deformación en frío
Nomenclatura	mm	%	%
B1	7	56,8	26,3
B2		59,1	22,2
B3		63,6	12,5
B4	5,3	63,6	33,8
B5		67,3	26,4
B6		68,2	24,3
B7	5,1	63,6	36,3
B8		65,9	32,0
B9		68,6	26,1
B10	4,8	63,6	40,0
B11		68,2	31,4
B12		70,5	26,2

En cuanto a la aleación M6, los parámetros de proceso utilizados actualmente en la producción, y en particular el porcentaje de deformación en frío y en caliente, varían en función del producto para el cual el material será destinado. En este estudio se consideró una aleación M6 con los parámetros de proceso indicados en la [Tabla 3.5](#) de modo de estandarizar la aleación de referencia.

Tabla 3.5. Deformación en caliente y frío de la aleación M6.

	Deformación en caliente	Deformación en frío
	%	%
M6	65,9	32,0

3.6. Tratamientos térmicos de homogeneización

Luego de la fabricación de la lámina, se cortaron tejos del mismo modo que se efectúa en la fabricación de los envases actuales. Estos tejos fueron tratados térmicamente a cinco temperaturas distintas. Las temperaturas de tratamiento fueron definidas en base a los rangos indicados en la literatura técnica, aceptables para esta familia de aleaciones.

Los tratamientos térmicos simulados fueron realizados en Laboratorios LABTESA S.A., ya que trabajar en laboratorio permite un mejor control que el alcanzable en los hornos de tratamiento térmico a mayor escala. Se efectuó un control exhaustivo de (a) velocidad de calentamiento, (b) tiempo de mantenimiento a temperatura y (c) velocidad de enfriamiento. Estos parámetros fueron definidos en función de los tratamientos térmicos de homogeneización a los que son sometidos los tejos en la Planta de Puerto Madryn. Dado que estos presentan una variabilidad asociada al volumen de material y a la tecnología de los hornos, se tomaron como referencia las condiciones más desfavorables.

En el caso de la aleación M6, tomada como referencia en la comparación, la muestra no fue tratada en laboratorio, sino que se obtuvo del proceso normal de fabricación. Para la misma se empleó un tratamiento de homogeneización de 505°C.

Tabla 3.6. Parámetros de los 5 tratamientos térmicos de homogeneización realizados.

Parámetros	Temperatura de homogeneización	Velocidad de calentamiento	Tiempo de mantenimiento	Velocidad de enfriamiento
Nomenclatura	°C	°C/min	min	°C/min
T1	470	2,6	80	4,5
T2	505	2,6	80	4,5
T3	530	2,6	80	4,5
T4	555	2,6	80	4,5
T5	580	2,6	80	4,5

3.7. Tratamientos térmicos post-extrusión

Se realizó la extrusión de los tejos de M3+Mg, de las diferentes bobinas seleccionadas, en las correspondientes prensas de Trivium (Planta Parque Industrial Pilar). Estos envases, obtenidos a partir de la aleación experimental, poseen la misma deformación en frío que tendrían en el proceso de fabricación real.

Debido a la imposibilidad de someter las muestras obtenidas luego de la extrusión al proceso real completo que atravesarían hasta obtener los envases, se optó por simular las etapas posteriores a la extrusión en laboratorio, en todo aquello que concierne a los ciclos térmicos. Si bien el proceso llevado a cabo por Trivium no prevé tratamientos térmicos posteriores a la extrusión, el conjunto de procesos que se suceden luego de esta etapa (lavado, barnizado, esmaltado, litografía y lacado) somete a los envases a un efecto térmico que genera cambios apreciables en las propiedades mecánicas y tecnológicas finales obtenidas.

Luego de la extrusión es fundamental preservar los niveles de resistencia mecánica obtenidos en la deformación en frío que produce esta etapa, dado que luego no es posible realizar otro proceso que mejore dicha propiedad. Por este motivo, cualquier efecto térmico posterior que modifique la microestructura del envase obtenida luego de la extrusión debe ser evaluado a fin de comprender completamente los procesos por los que atraviesa la aleación. Según lo reportado en la literatura y en pruebas realizadas internamente en aleaciones M6, las etapas post-extrusión producen una caída en la resistencia a la tracción y un consecuente aumento de la ductilidad. Esto se debe a que en dichas etapas se presentan temperaturas lo suficientemente elevadas (cercanas a los 250°C) como para promover fenómenos de recuperación y, en algunos casos, de recristalización parcial o completa. Esto se debe a que las temperaturas de recuperación y recristalización disminuyen a medida que el porcentaje de deformación en frío aumenta. La etapa de extrusión genera porcentajes de deformación en frío muy elevados, por lo tanto las temperaturas críticas para el inicio de estos procesos pueden ser bajas.

Se resolvió simular los efectos térmicos a los que se someten los envases luego de la extrusión en hornos de laboratorio. Esta simulación de ciclo térmico fue efectuada en dos etapas de calentamiento a temperatura, mantenimiento y enfriamiento controlado. Las mismas se detallan a continuación en la [Tabla 3.7](#). El tratamiento térmico 1 simula las condiciones más adversas de ciclos térmicos en la etapa de barnizado, mientras que el tratamiento térmico 2 hace lo mismo para las etapas luego del barnizado.

Tabla 3.7. Parámetros de los tratamientos térmicos post-extrusion simulados.

Tratamiento térmico		Temperatura	Velocidad de calentamiento	Tiempo de mantenimiento	Enfriamiento
Número	Nomenclatura	°C	°C/min	min	°C/min
1	TT1	250	50	5	50
2	TT2	170	35	3	17

3.8. Ensayos de tracción

Para realizar los ensayos de tracción se extrajeron probetas de ensayo tanto de láminas tratadas térmicamente a las 5 temperaturas de tratamiento térmico de homogeneización, como de tejos extruidos y extraídos antes del proceso de terminación del envase y de envases ya terminados. Las probetas de láminas fueron fabricadas bajo la norma ASTM E8/E8M [14]. En el caso de las probetas de ensayo fabricadas a partir de piezas extruidas o envases terminados, se fabricaron probetas a escala de las encontradas en la norma, ya que la geometría (espesor y tamaño) de los envases no estaba considerada en la misma. Las medidas de las probetas de lámina y de extrusión se muestran en la [Figura 3.11](#) y la [Figura 3.12](#) respectivamente. La [Figura 3.14](#) muestra probetas extraídas de un envase donde puede verse el sentido de extracción de la misma, que es el mismo que el utilizado en los ensayos de envases o tejos extruidos a lo largo de todo este trabajo. Las probetas de láminas se extraen en dirección longitudinal y transversal.

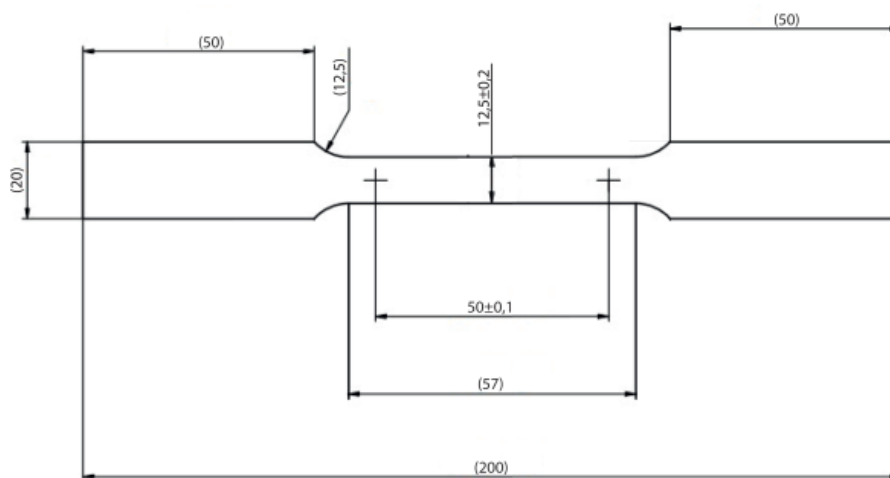


Figura 3.11. Medidas de la probeta de tracción de la lámina en estado de homogeneización.

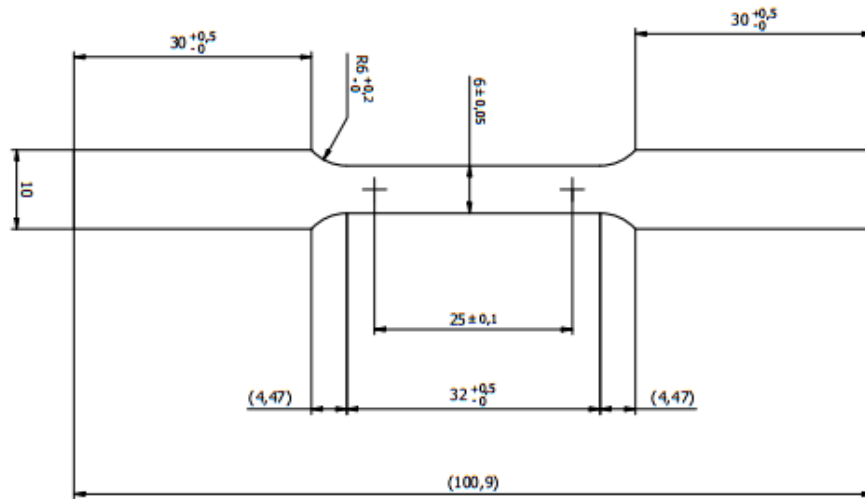


Figura 3.12. Medidas de la probeta de tracción de muestras en estado de extrusión y envases finales.



Figura 3.13. Probetas de tracción de las láminas.



Figura 3.14. Probeta de tracción extraída a partir de un envase final extruido. Puede verse la dirección de extracción de la probeta.

Las máquinas de ensayo utilizadas fueron las que se encuentran en las plantas de Trivium Packaging en Puerto Madryn y en el Parque Industrial Pilar. Se dispone de una máquina de ensayos Instron 23-50 de 50kN en Puerto Madryn y una Instron 23-5S de 5kN en Pilar.

3.9. Ensayos tecnológicos

Para la caracterización mecánica de los envases terminados, Trivium Packaging realiza dos ensayos tecnológicos ampliamente utilizados en la industria de los envases de aluminio, los cuales no sólo sirven como parámetro interno de la empresa para evaluar la performance de los envases, sino que los resultados obtenidos son también solicitados por los clientes de Trivium Packaging para decidir si el producto ofrecido ofrece las prestaciones requeridas. Los mismos se describen brevemente a continuación.

3.9.1. Ensayo de carga máxima o *top load*

El ensayo de carga máxima o, a partir de ahora, *top load*, es un ensayo de compresión en el cual se comprime el envase terminado y se evalúa la carga máxima que el mismo resiste antes de alcanzar la fluencia o deflectarse una cierta distancia. Permite evaluar cómo se comportará el envase en las etapas de llenado, transporte y almacenamiento. El ensayo es muy utilizado en la industria de envases de bebidas, productos de higiene personal o fluídos en general.

3.9.2. Ensayo de explosión

El ensayo de explosión o *Burst Testing Method* es un ensayo en el cual se somete al envase a presión interna hasta alcanzar la falla, instante en el que se mide la carga máxima alcanzada. Las variantes de este tipo de ensayos son muchas y dependen de la industria en la cual se realicen. En el caso particular de Trivium Packaging, el ensayo se realiza de la siguiente manera: se someten los envases a un aumento constante de presión interna a baja velocidad hasta que la válvula de seguridad en la base de los envases se accione y se mide la presión a la que esto ocurre; luego, se aumenta la velocidad del incremento de la presión interna, de modo de acelerar el ensayo, y la misma se eleva hasta que el envase estalle y se mide la presión máxima resistida por el mismo.

3.10. Caracterización microestructural

Se realizó la caracterización microestructural de la aleación experimental M3+Mg para las bobinas B4, B7, B8 y B9 en las diferentes condiciones de tratamiento térmico de homogeneización (recocido). También se evaluó la condición previa al tratamiento de homogeneización, luego de la deformación en frío, a fines comparativos. En cada una de estas muestras se realizó la caracterización microestructural en las direcciones normal, transversal y longitudinal respecto a la dirección de laminación (dirección de fibrado mecánico), tal como se muestra en la [Figura 3.15](#).

Para todas las muestras se realizó la medición de tamaño de grano y cuantificación de segundas fases, según las normas ASTM E112-13 [\[15\]](#) y ASTM E562 [\[16\]](#).

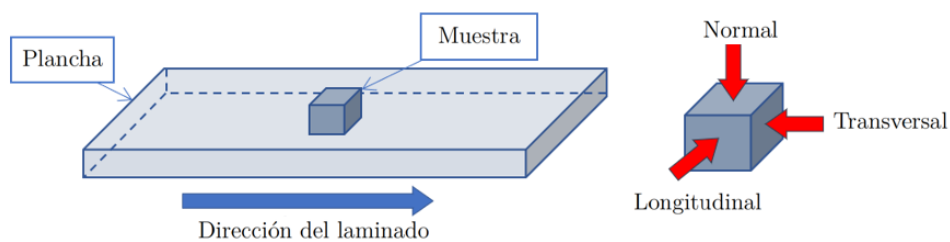


Figura 3.15. Esquema de la extracción de las muestras metalográficas a partir del tejo.

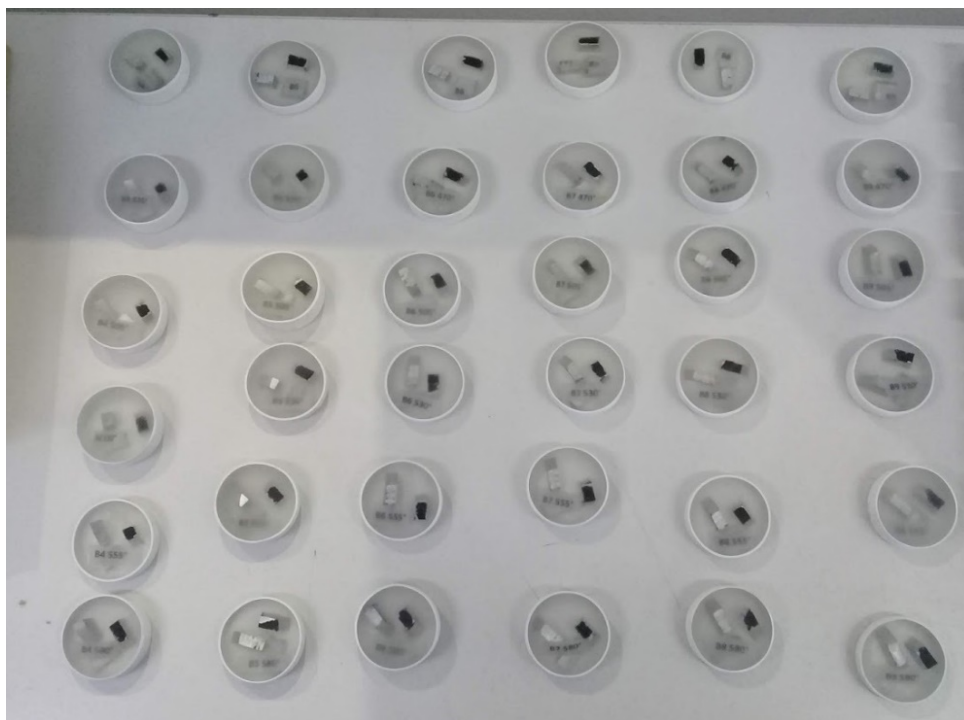


Figura 3.16. Probetas de ensayo de tejos de aleación M3+Mg.

3.11. Matriz de ensayos

A partir de la aleación M3+Mg se variaron diversos parámetros del proceso de modo de obtener un amplio espectro de propiedades mecánicas y microestructurales. En particular, para cada bobina, se modificó (a) deformación en caliente, (b) deformación en frío y (c) temperatura del tratamiento térmico de homogeneización. Cada combinación de deformación en caliente y en frío es indicada con el nombre de Bobina a lo largo de este trabajo y adquirirá la nomenclatura “B” junto con un número del 1 al 12 que distingue la deformación en caliente y en frío de la muestra durante la fabricación. Estas condiciones son mostradas en la [Tabla 3.4](#) y la [Tabla 3.5](#)

En relación a los tratamientos de homogeneización, cada variante de temperatura de tratamiento térmico utilizada se denominará con el número de bobina que le corresponda, seguido del valor de temperatura en grados Celsius. Por ejemplo, la bobina B8, que ha sufrido una deformación en caliente de 65,9 % y una deformación en frío de 32,0 %, en conjunto con una temperatura de tratamiento de homogeneización de 530°C se denominará: B8-530.

Además de la evaluación de la aleación luego del tratamiento de homogeneización, también se analizarán dos estados adicionales: (a) extrusión (a la salida de la prensa) y (b) envase terminado. Debe aclararse que el estado de envase terminado es el que se obtiene simulando los ciclos térmicos posteriores a la extrusión en un laboratorio, tal como se mencionó anteriormente.

Se realizaron ensayos de tracción de cada una de las etapas y se analizaron de forma comparativa los valores de resistencia a la tracción, la tensión de fluencia y el alargamiento a rotura del material. Luego de estos ensayos, se seleccionaron las muestras con mejores características respecto a sus propiedades mecánicas y se fabricaron envases con los parámetros de proceso con las muestras seleccionadas.

Los envases obtenidos de esta prueba de producción, denominados muestras de producción, fueron sometidos a ensayos de tracción y ensayos *top-load*, idénticos a los utilizados

hoy en día como método de control de calidad para la aleación M6.

La combinación de 12 condiciones de deformación durante el laminado y 5 temperaturas de tratamiento de homogeneización lleva a un total de 60 combinaciones de condiciones termomecánicas posibles para la aleación M3+Mg. Debido al tiempo y recursos que hubiera demandado analizar de forma exhaustiva las propiedades mecánicas, tecnológicas y microestructurales de cada una de las muestras de aleación M3+Mg se decidió focalizar los ensayos en aquellas bobinas que resultaban convenientes para trabajar, ya sea porque representaban buenos puntos de comparación con la aleación M6 y/o porque resultaban ventajosas desde un punto de vista operativo. Además, conforme se obtuvieron resultados parciales de las propiedades mecánicas de las Bobinas seleccionadas, se definió enfocar los ensayos en aquellas muestras que presentaban mayor potencial de estudio.

En particular, se llevó adelante la extrusión de los tejos de las bobinas B7 a B9 inclusive y se planea continuar los ensayos con las bobinas B4 a B6 inclusive. La elección de estas bobinas se basó en que los espesores de las mismas (5,1 y 5,3 mm) son los más utilizados en las líneas habituales de producción. Luego se realizaron tratamientos térmicos post extrusión simulados a estas bobinas, dando lugar a ensayar la aleación experimental M3+Mg en 3 condiciones de proceso: (1) estado de tratamiento térmico de homogeneización (HOM), (2) estado post extrusión (EXT) y (3) estado de envase terminado a partir de ciclos térmicos simulados (TERM).

El método de obtención de las bobinas EXT (y por lo tanto las posteriores TERM) se basó en aprovechar la diferencia de extrudabilidad entre probetas de M6 y de la aleación experimental M3+Mg. Debido a que para los mismos parámetros de proceso en la extrusión la aleación M3+Mg mostraba una menor deformación final, lo que se implementó fue la extrusión de tejos de M6 en conjunto con tejos de M3+Mg en la condición buscada. Se pudo discriminar cuáles de las piezas extruidas pertenecía a la aleación M3+Mg debido a la diferencia de altura entre envases que se generaba como consecuencia de la diferencia de deformabilidad.

Posteriormente se llevaron a cabo los tratamientos térmicos simulados que representan las etapas posteriores a la extrusión. Se realizaron ensayos de tracción de envases extruidos y tratados sólo con el primer tratamiento térmico (TT1) y también con ambos (TT1+TT2), de modo que pueda verse el efecto térmico de 3 etapas: (1) extrusión, (2) extrusión y tratamiento térmico 1 (TT1) y (3) extrusión y tratamiento térmico 1 y 2 (TT1+TT2). Aun así, cuando se hable de muestras en estado terminado (TERM), este se referirá a ensayos realizados a probetas con tratamiento TT1+TT2 a menos que se explicita lo contrario.

Para la obtención de cada punto experimental se consideró el promedio del conjunto de ensayos de tracción realizados en probetas con determinada deformación y tratamiento térmico de homogeneización. El número de probetas utilizadas es variable pero el mismo oscila entre 5 y 10 probetas por punto experimental. Se denominará muestra al conjunto de probetas ensayadas para la obtención de cada valor de propiedad mecánica asociado a una condición termomecánica determinada.

La [Figura 3.17](#) muestra un esquema de la matriz de ensayos completa con su nomenclatura asociada, señalando aquellas bobinas que fueron seleccionadas para efectuar el proceso de extrusión sin terminación final (B4 a B9, azul) y las muestras que fueron luego seleccionadas para atravesar el proceso real de extrusión y fabricación del envase (gris).

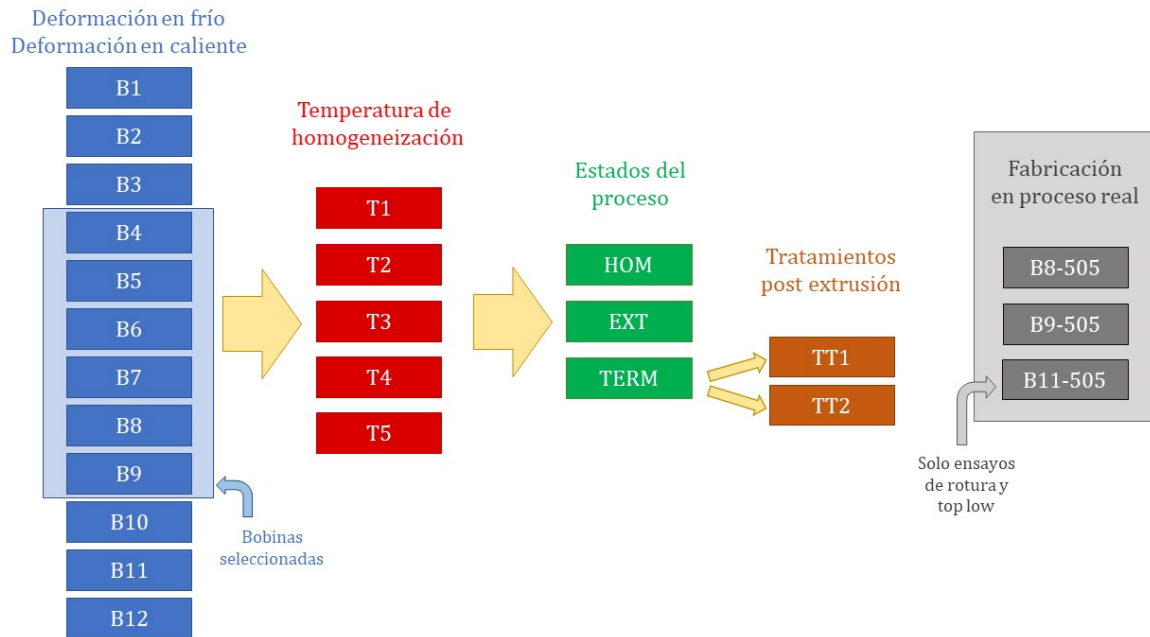


Figura 3.17. Esquema de la matriz de ensayos y de su notación asociada.

A partir de los resultados obtenidos en los ensayos de tracción, se definió cuáles se mostraban más prometedoras para obtener las mejores propiedades finales en los envases. Se ponderó en la decisión la factibilidad de realizar el tratamiento térmico de homogeneización en los hornos de Trivium Packaging en Puerto Madryn. Las muestras seleccionadas para ser extruidas fueron las B8-505, B9-505 y B11-505, las mismas se colocaron en la prensa extrusora luego de ser tratadas térmicamente en los hornos de Trivium en Puerto Madryn a 505°C. Para el caso de la bobina B11-505, hasta la fecha solo se han efectuado los ensayos de presión de rotura y *top load*.

Las muestras de B9-505-HOM fueron las primeras en ser extruidas. Debido a la mayor dureza que éstas tenían respecto de la aleación M6 actualmente utilizada, la rugosidad superficial obtenida en el tejo por el proceso de tamboreo fue menor a la obtenida en los tejidos de M6. Esta diferencia se manifestó durante la extrusión generando problemas de lubricación y por consiguiente el rayado e inutilización de las muestras de B9-505-HOM. El problema fue solucionado con el agregado de un 30 % extra de lubricante en polvo y permitió la correcta extrusión de las muestras de B8-505-HOM.

Los resultados de los ensayos mecánicos y tecnológicos obtenidos para los envases obtenidos a partir de las muestras de B8-505 se exponen de forma comparativa con las propiedades de la aleación M6 en la sección siguiente.

En cuanto a la caracterización microestructural, se realizó la medición de tamaño de grano y cuantificación de segundas fases, en las bobinas 4 a la 9. En cada una de estas bobinas se evaluaron los cinco tratamientos de homogeneización y la condición sin tratamiento térmico (deformada en frío).

4. Análisis de resultados

4.1. Ensayos de tracción

La aleación tomada como referencia a lo largo de este trabajo es la aleación M6 actualmente utilizada en Trivium Packaging para la fabricación de la mayoría de sus productos. La aleación cumple con los parámetros de composición química expuestos en la norma EN AW3207 y, debido al extensivo uso que se le ha dado, se tiene preciso conocimiento de sus propiedades mecánicas y tecnológicas. En la [Tabla 4.1](#) se detallan las propiedades mecánicas promedio medidas a 8 probetas de aleación M6 el año 2021 en los 3 estados de proceso que fueron seleccionados para comparar con la aleación experimental M3+Mg.

Tabla 4.1. Propiedades mecánicas de la aleación M6 utilizada

Condición	Resistencia a la tracción	Tensión de fluencia	Alargamiento a rotura
	MPa	MPa	%
Homogeneización	91	48	37,0
Extrusión	205	167	2,5
Terminado	162	146	2,1

Se midieron mediante ensayos de tracción: la resistencia a la tracción, la tensión de fluencia y el alargamiento a rotura de muestras de la aleación experimental M3+Mg en estado de tratamiento de homogeneización, luego de la extrusión y de envases terminados. Luego se compararon los resultados obtenidos con las propiedades mecánicas de la aleación M6.

A continuación, se muestran los resultados de propiedades mecánicas obtenidos en las muestras de las Bobinas B7, B8 y B9 en cada una de las aleaciones ([Figura 4.1](#) a [Figura 4.9](#)). Se señala en el eje de ordenadas el valor de la propiedad obtenido en la aleación M6 para el proceso actualmente utilizado [Tabla 4.1](#). Se destaca para los subsiguientes análisis de resultados que, de entre las tres bobinas analizadas, B7 tiene la mayor deformación en frío durante el laminado y la menor deformación en caliente, B9 tiene la mayor deformación en caliente y menor en frío, y B8 sufrió una deformación en caliente y frío intermedia entre ambas.

4.1.1. Estado de homogeneización

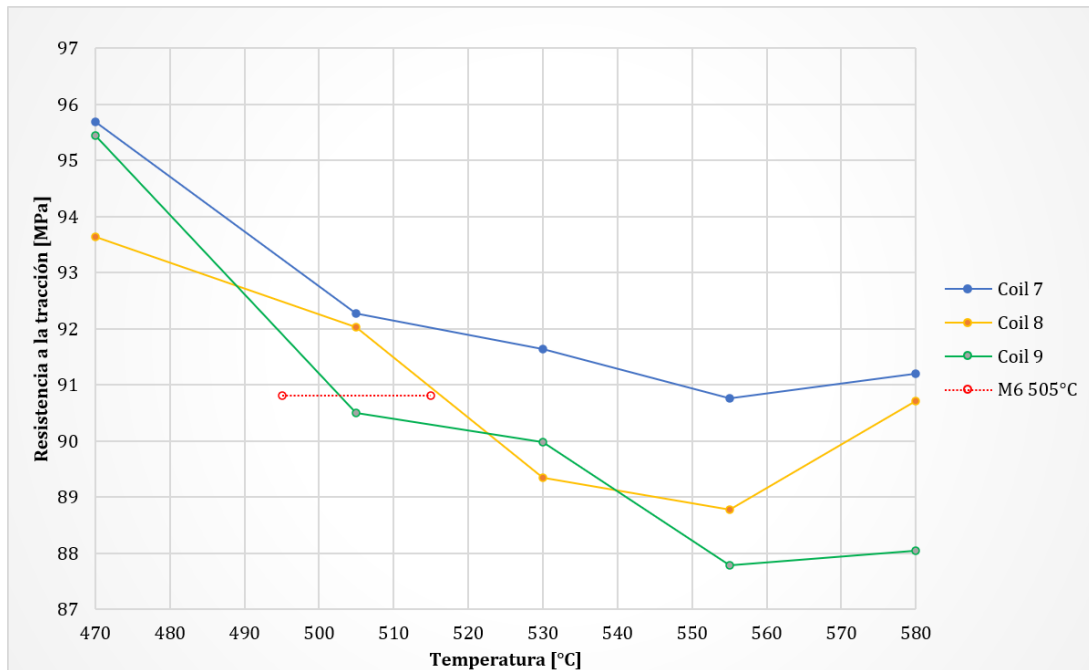


Figura 4.1. Resistencia a la tracción en función de la temperatura para el estado de homogeneización.

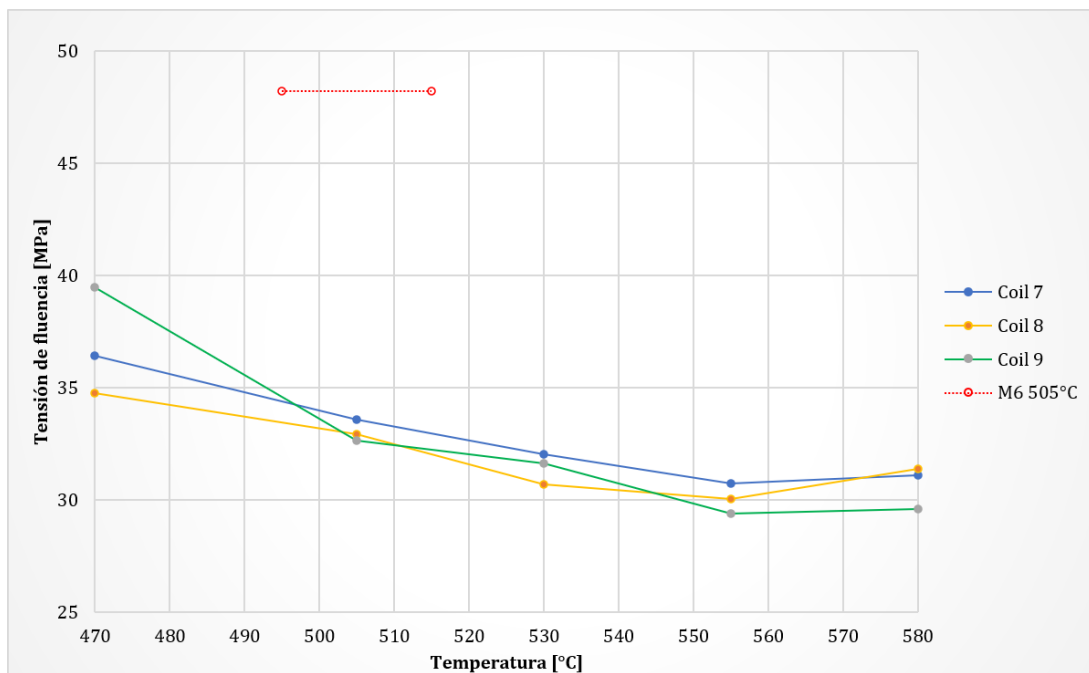


Figura 4.2. Tensión de fluencia en función de la temperatura para el estado de homogeneización.

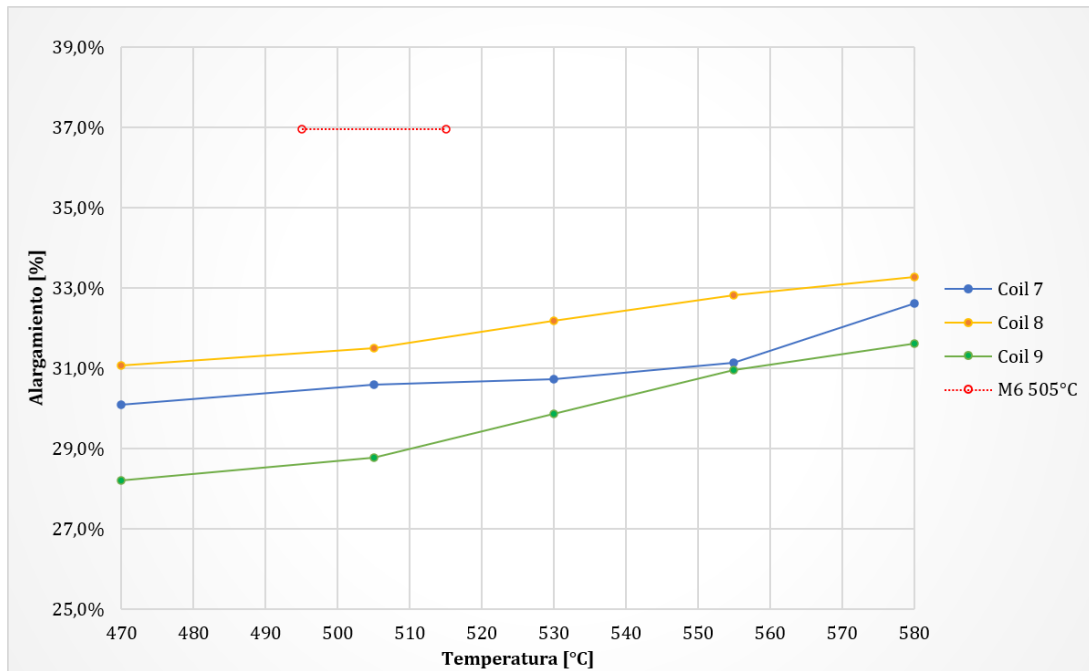


Figura 4.3. Alargamiento a rotura en función de la temperatura para el estado de homogeneización.

En el estado de homogeneización de las muestras M3+Mg, la tensión de fluencia y el alargamiento a rotura son sensiblemente inferiores para todo el rango de temperaturas analizadas. La resistencia a la tracción muestra valores similares para la temperatura de 505°C (que es la misma temperatura utilizada en la referencia de la aleación M6). Para temperaturas de tratamiento inferiores la resistencia a la tracción aumenta y para temperaturas superiores, disminuye. La bobina 7, asociada a la mayor deformación en frío, exhibe la mayor resistencia a la tracción en este estado, mientras que la bobina 9, la peor. Este comportamiento es coherente con el hecho de que la resistencia de esta aleación aumenta por deformación en frío.

4.1.2. Estado de extrusión

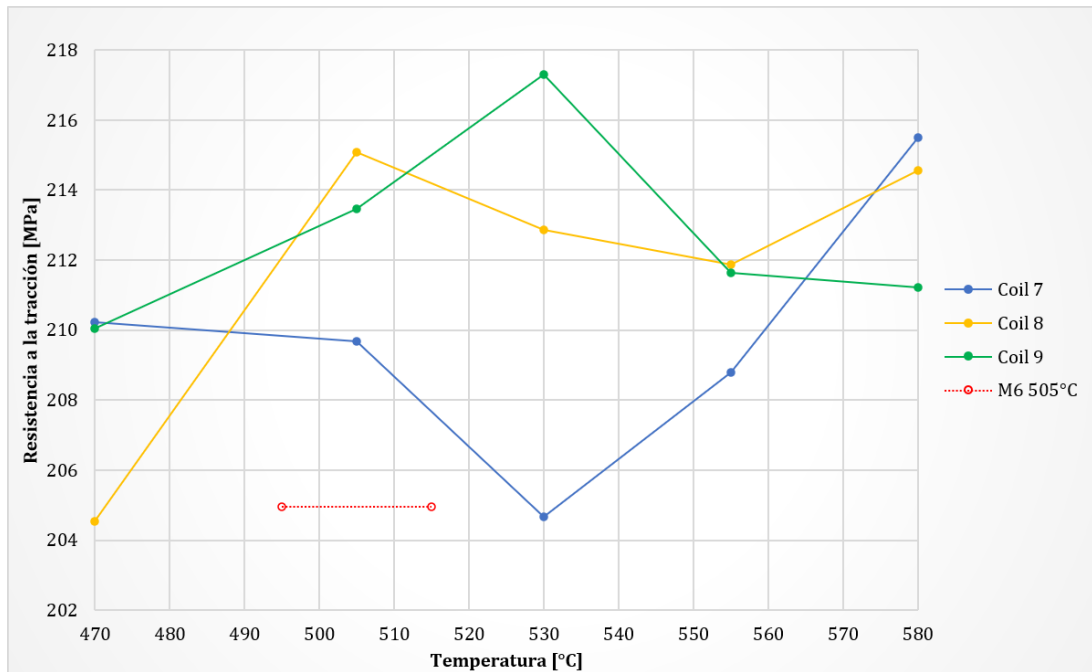


Figura 4.4. Resistencia a la tracción en función de la temperatura para el estado de extrusión.

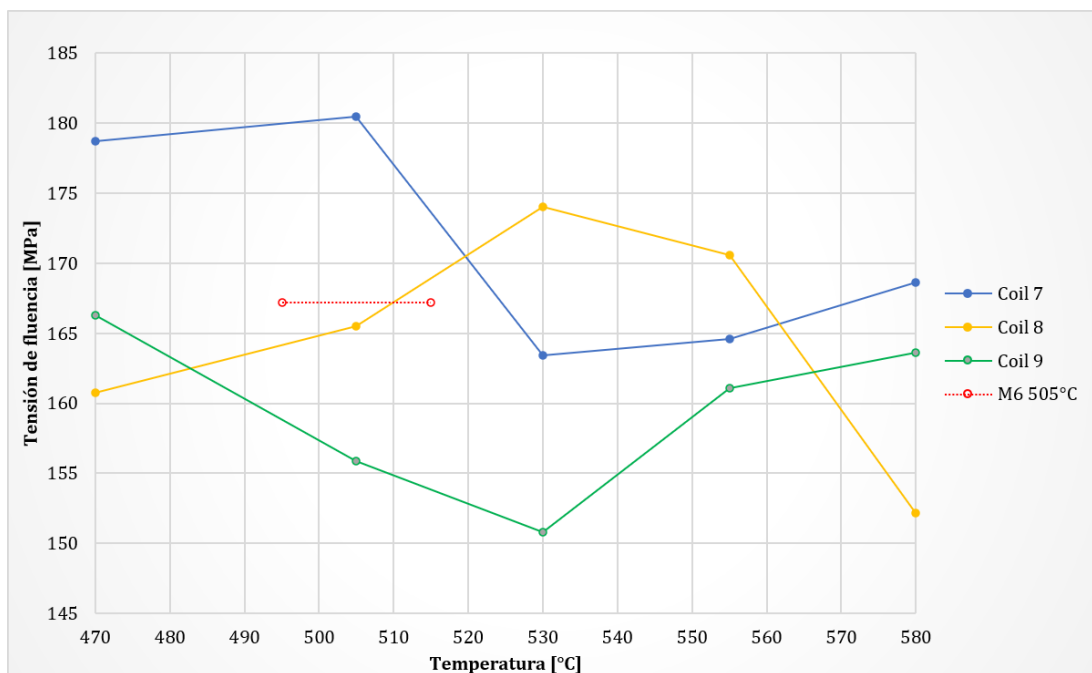


Figura 4.5. Tensión de fluencia en función de la temperatura para el estado de extrusión.

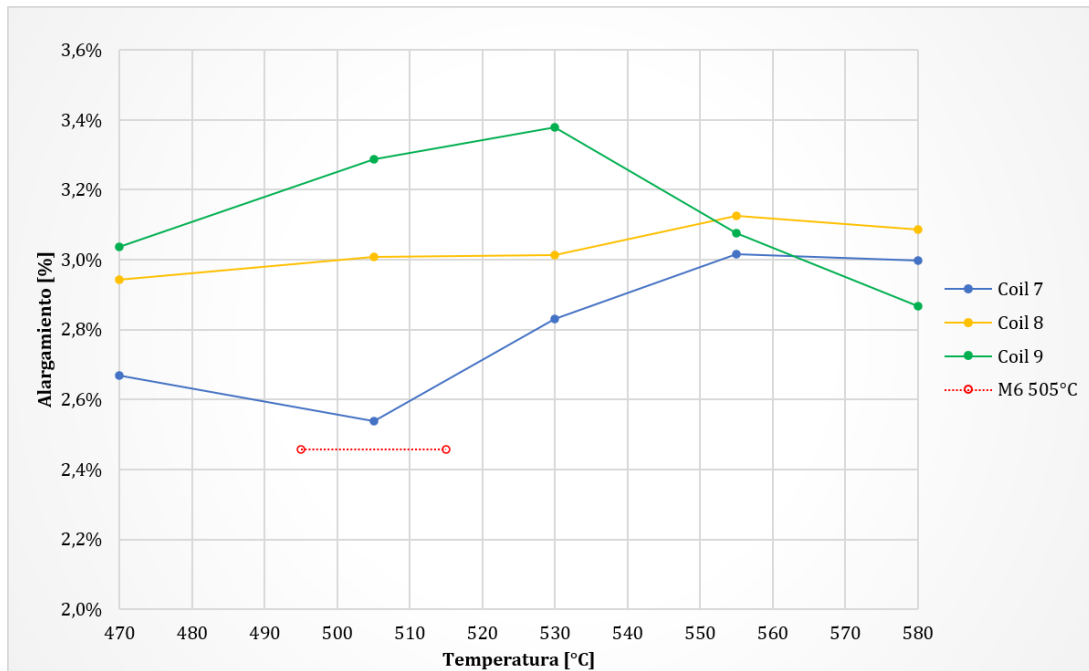


Figura 4.6. Alargamiento a rotura en función de la temperatura para el estado de extrusión.

La resistencia a la tracción obtenida luego de la extrusión alcanza valores superiores para M3+Mg a la aleación M6 para casi todas las condiciones de tratamiento térmico. En particular, la bobina 9 alcanza un valor de resistencia a la tracción de 217 MPa en la muestra B9-530, lo que implica un aumento del 6 % respecto de la aleación M6. Adicionalmente, la aleación M3+Mg muestra una mejoría en el alargamiento a rotura luego de la extrusión. Este resultado plantea la posibilidad de que la aleación M3+Mg pueda lograr aún mayores valores de resistencia que los actualmente alcanzados a partir de una mayor deformación y por consiguiente endurecimiento por deformación en frío.

La tensión de fluencia no muestra una tendencia clara entre las muestras de M3+Mg ni una diferencia marcada en comparación a la obtenida en la aleación M6.

4.1.3. Estado de envase terminado

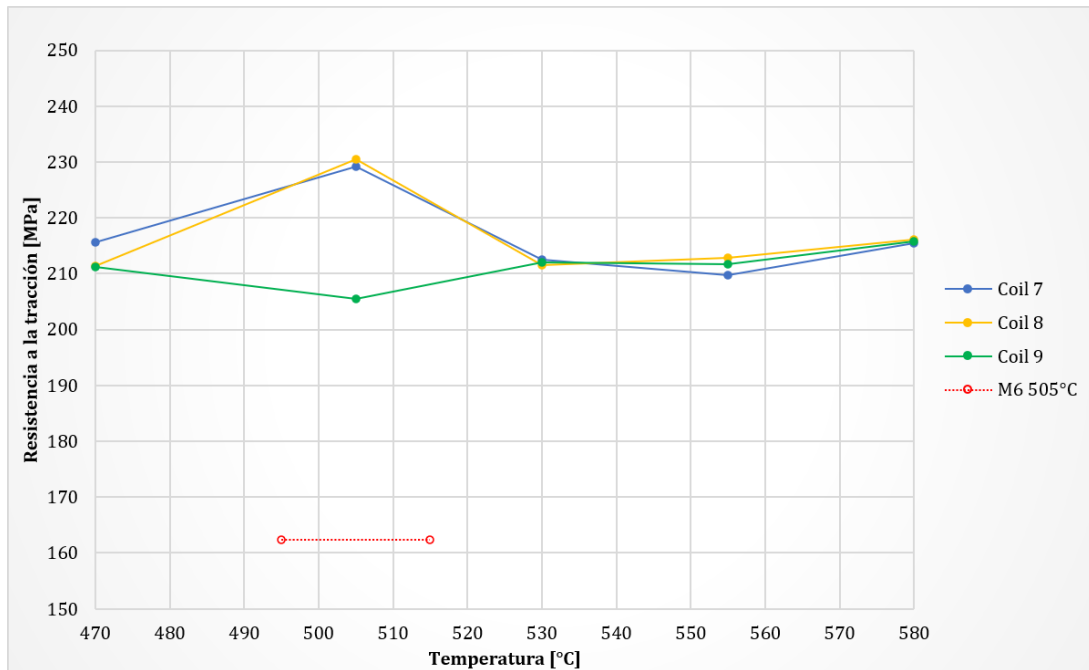


Figura 4.7. Resistencia a la tracción en función de la temperatura para el estado de envase terminado.

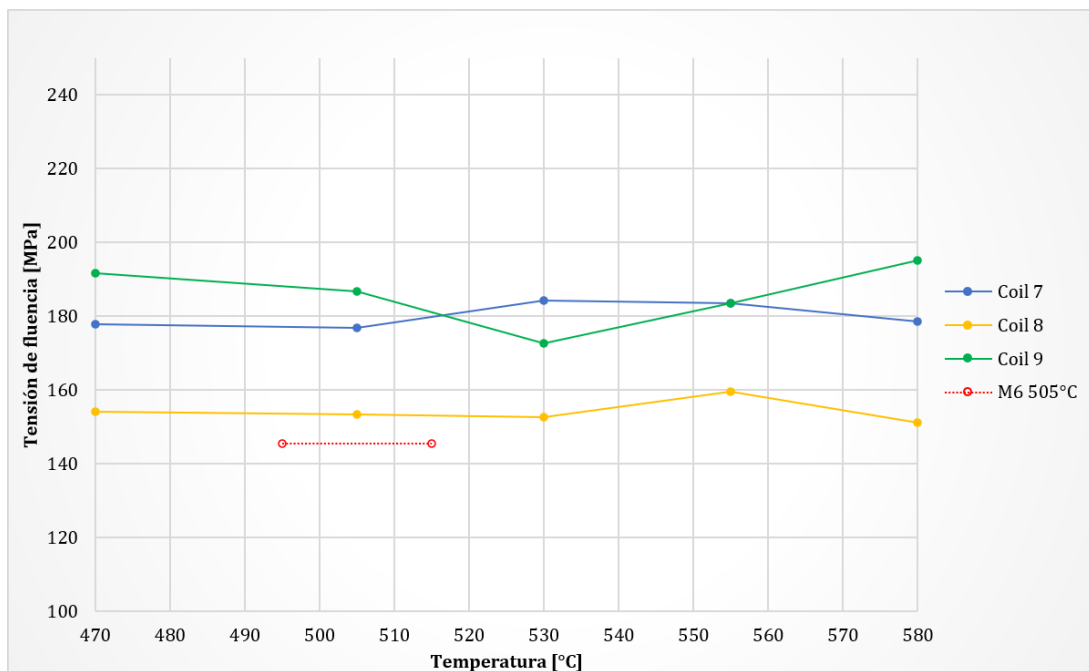


Figura 4.8. Tensión de fluencia en función de la temperatura para el estado de envase terminado.

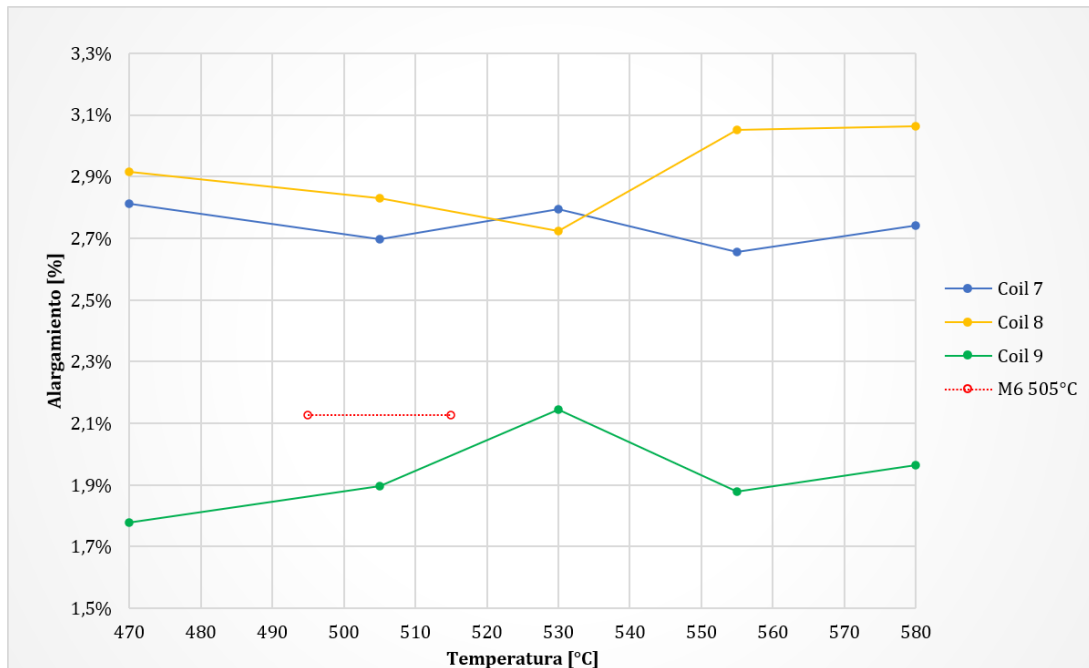


Figura 4.9. Alargamiento a rotura en función de la temperatura para el estado de envase terminado.

Los ensayos de tracción del estado de envase terminado, donde se recuerda que corresponden a la extrusión en conjunto con tratamientos térmicos post extrusión simulados en un laboratorio, muestran resultados interesantes. Por un lado, la resistencia a la tracción alcanzada por todas las bobinas y para toda temperatura es muy superior a la obtenida en la aleación M6, alcanzando valores de 231 MPa para la muestra B8-505, que corresponde a un aumento del 12 % de la resistencia a la tracción respecto de M6. A su vez, tanto la bobina 8 como la 9 alcanzan valores superiores de alargamiento a rotura y tensión de fluencia para toda temperatura de tratamiento, lo que evidencia que no sólo se alcanza una mejoría en la resistencia a la tracción de la aleación, sino en todas las propiedades mecánicas relevadas, que resultan superiores a las de la aleación M6.

Debe destacarse a su vez una diferencia sustancial en el comportamiento de la aleación M3+Mg en contraposición con el de la aleación M6: mientras que el ciclo térmico posterior a la extrusión disminuye la resistencia a la tracción de la aleación M6, la aleación M3+Mg muestra un aumento de la misma en respuesta al tratamiento térmico al que se la somete. Esto puede deberse a la presencia de elementos endurecedores por precipitación en el aluminio como Mn y Si, aunque estudios específicos deberían realizarse para confirmar la razón de este comportamiento. En términos prácticos, la respuesta de la aleación M3+Mg al ciclo térmico post extrusión (y por lo tanto al proceso de fabricación de envases) muestra potencial para alcanzar mayores valores de resistencia mecánica en los envases fabricados a través de este mecanismo.

Una ventaja que supone el hecho de que las mayores resistencias en estado de envase terminado se alcancen para las muestras tratadas a 505°C es que ésta es la temperatura a la cual se trata térmicamente la aleación M6 actual y, por lo tanto, conocimiento del comportamiento de los hornos de tratamiento térmico y de las inhomogeneidades térmicas asociadas al gran volumen de estos es algo que ya posee el personal de Trívium encargado de los tratamientos térmicos de homogeneización.

4.2. Coeficiente de endurecimiento

Como método de estimación del coeficiente de endurecimiento se ajustaron los datos de las curvas de tracción de las probetas en estado de homogeneización de la aleación M3+Mg y de M6 a la ecuación de la ley de Voce:

$$\sigma_{VOCE} = \sigma_0 \cdot (1 - e^{-A \cdot \epsilon_p}) \quad (4.1)$$

Para realizar la estimación, se requirió limitar los datos de cada curva de tracción a los puntos posteriores a la tensión de fluencia (ya que el modelo requiere que la deformación se encuentre en régimen plástico) y también a puntos simultáneamente anteriores a alcanzar la resistencia a la tracción (ya que se desconocían los valores instantáneos que alcanzaba la sección resistente pasado este último punto).

El criterio para la obtención de la tensión de fluencia escogido fue utilizar como inicio de la deformación plástica el 5 % de la deformación total.

Para la obtención del valor del punto en el que se alcanzó la resistencia a la tracción en cada ensayo, se realizó un alisado de la curva de tracción debido a que los datos suministrados por la máquina de ensayos mostraban mucho ruido. A continuación, para los datos resultantes, se aproximó el valor de la sección resistente como el valor inicial de la sección transversal medida, el cual fue medido para cada probeta tal como indica la norma.

Todos los procedimientos de alisado de datos, selección de datos y ajuste del modelo se realizaron a partir de programas desarrollados en Python.

La [Figura 4.10](#) muestra las curvas de tracción correspondientes a los ensayos de probetas de aleación M6 tratada térmicamente a 505°C y la [Figura 4.11](#), [Figura 4.12](#) y la [Figura 4.13](#) muestran las curvas de tracción correspondientes a cada bobina con los cinco tratamientos térmicos realizados. Luego, desde la [Figura 4.14](#) a la [Figura 4.17](#) se muestra una visión ampliada de los ajustes resultantes de los datos obtenidos.

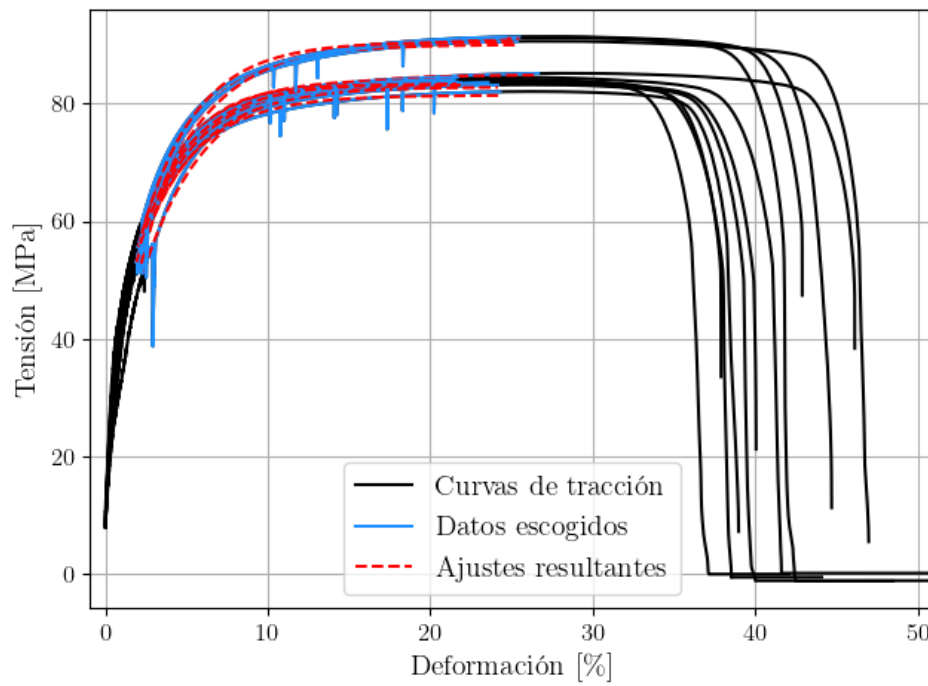


Figura 4.10. Ensayos de tracción de aleación M6 con tratamiento térmico de homogeneización de 505°C (negro). Se ven también los puntos experimentales utilizados (azul) en el ajuste y el ajuste obtenido (rojo).

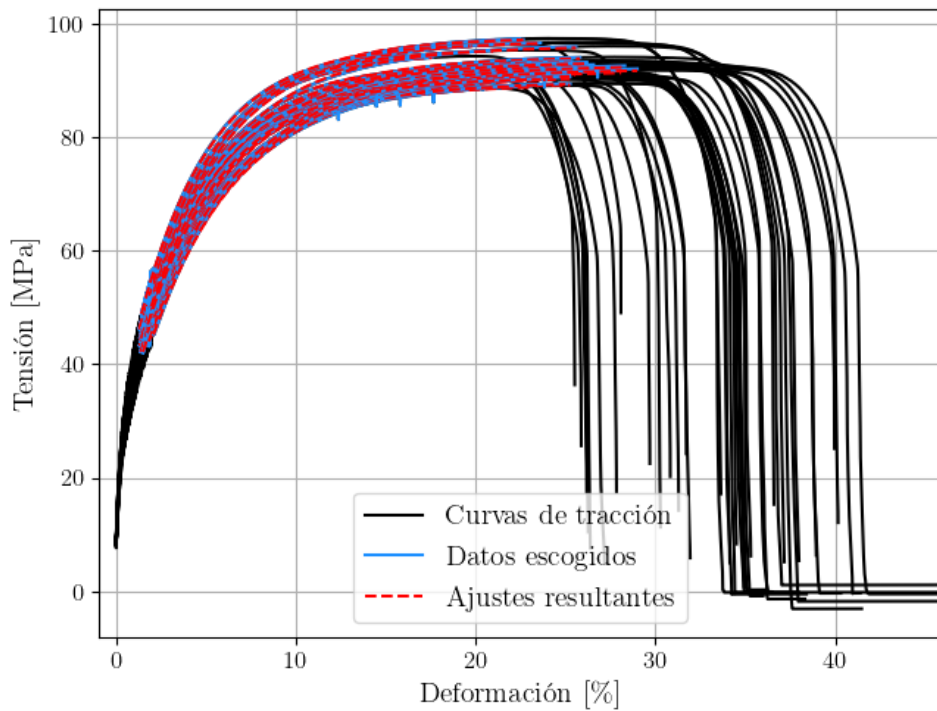


Figura 4.11. Ensayos de tracción de B7 con los cinco tratamientos térmicos posibles (negro). Se ven también los puntos experimentales utilizados en el ajuste (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

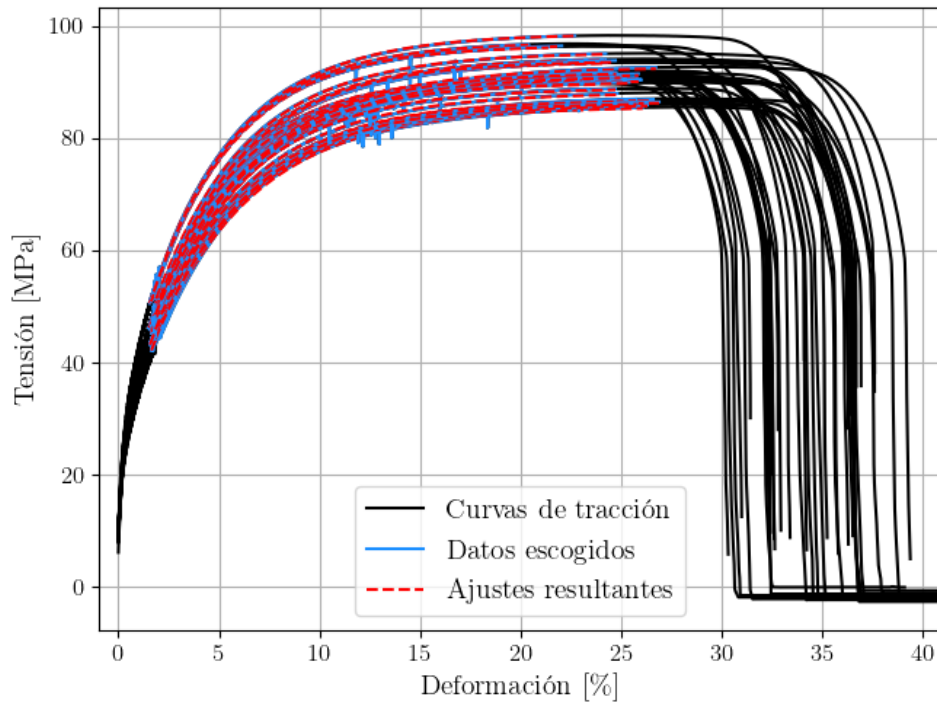


Figura 4.12. Ensayos de tracción de B8 con los cinco tratamientos térmicos posibles (negro). Se ven también los puntos experimentales utilizados en el ajuste (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

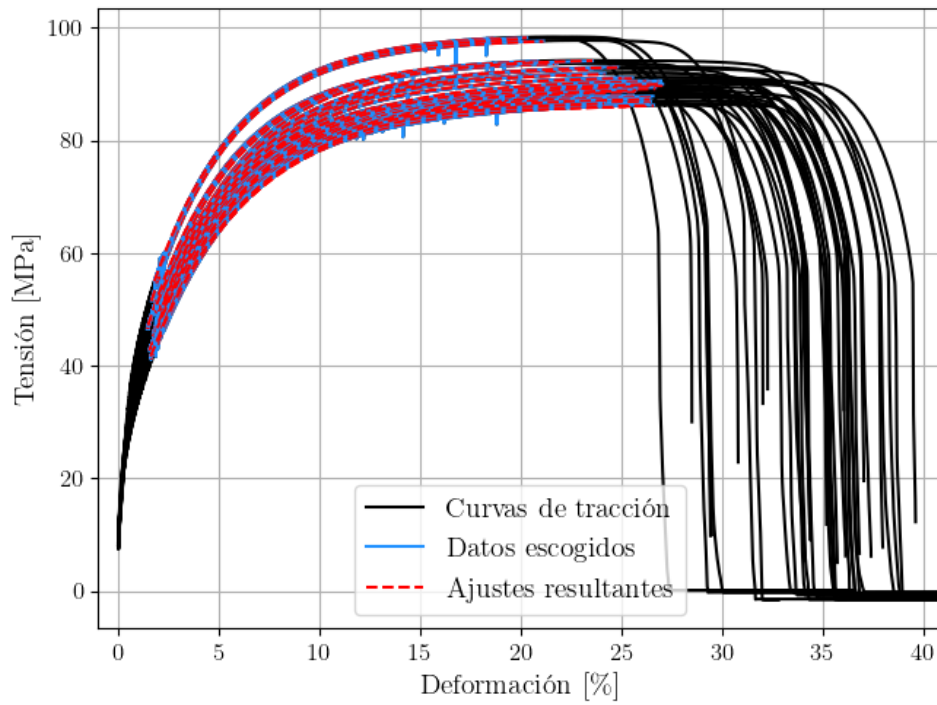


Figura 4.13. Ensayos de tracción de B9 con los cinco tratamientos térmicos posibles (negro). Se ven también los puntos experimentales utilizados en el ajuste (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

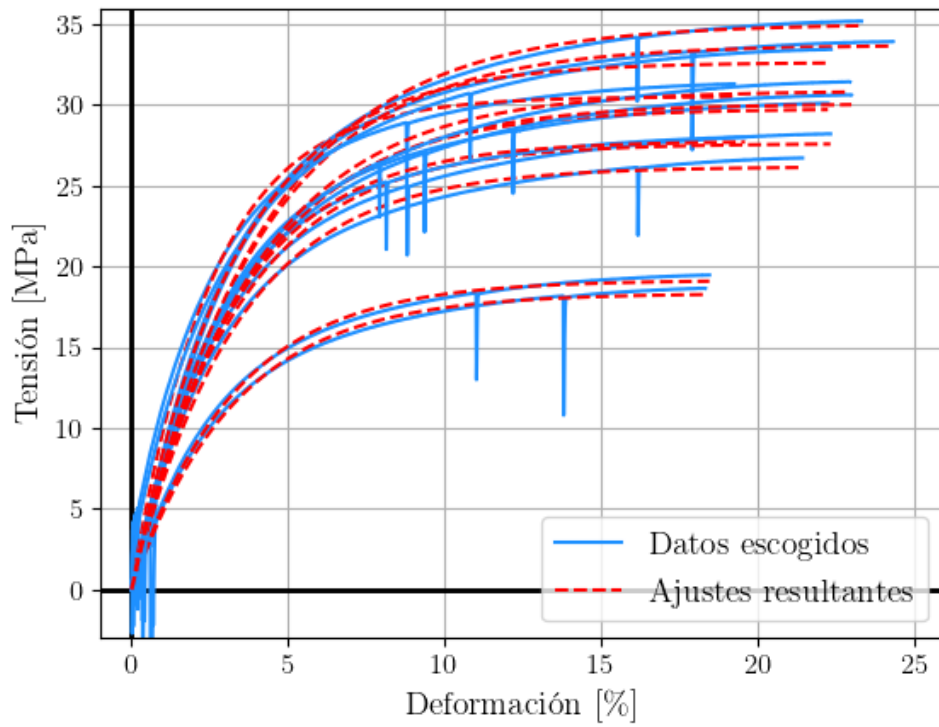


Figura 4.14. Vista ampliada de los puntos experimentales utilizados en el ajuste para la aleación M6 (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

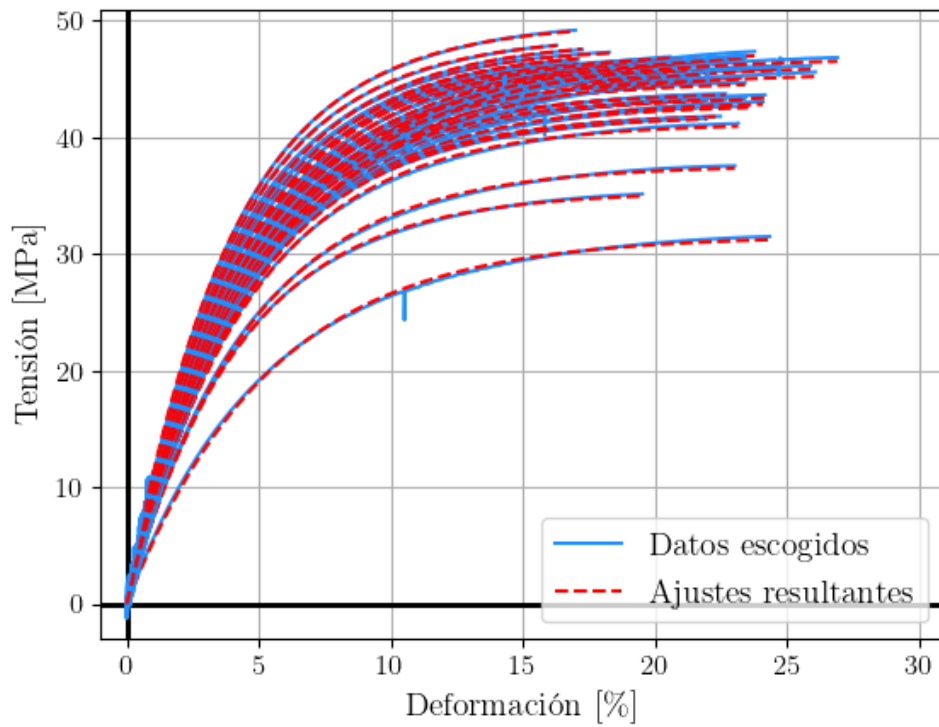


Figura 4.15. Vista ampliada de los puntos experimentales utilizados en el ajuste para B7 (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

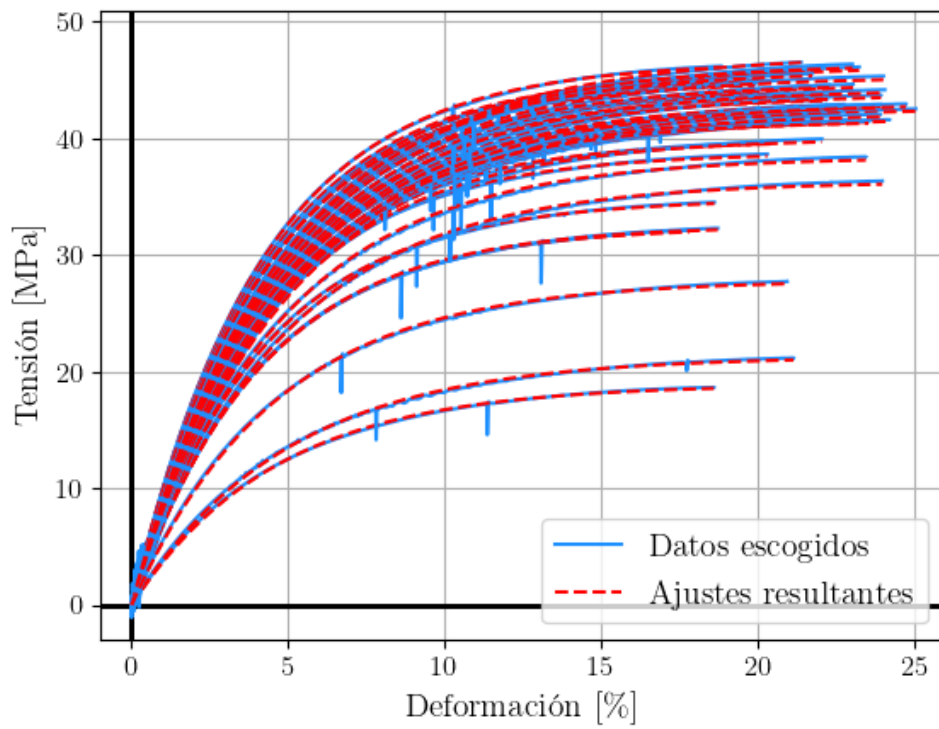


Figura 4.16. Vista ampliada de los puntos experimentales utilizados en el ajuste para B8 (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

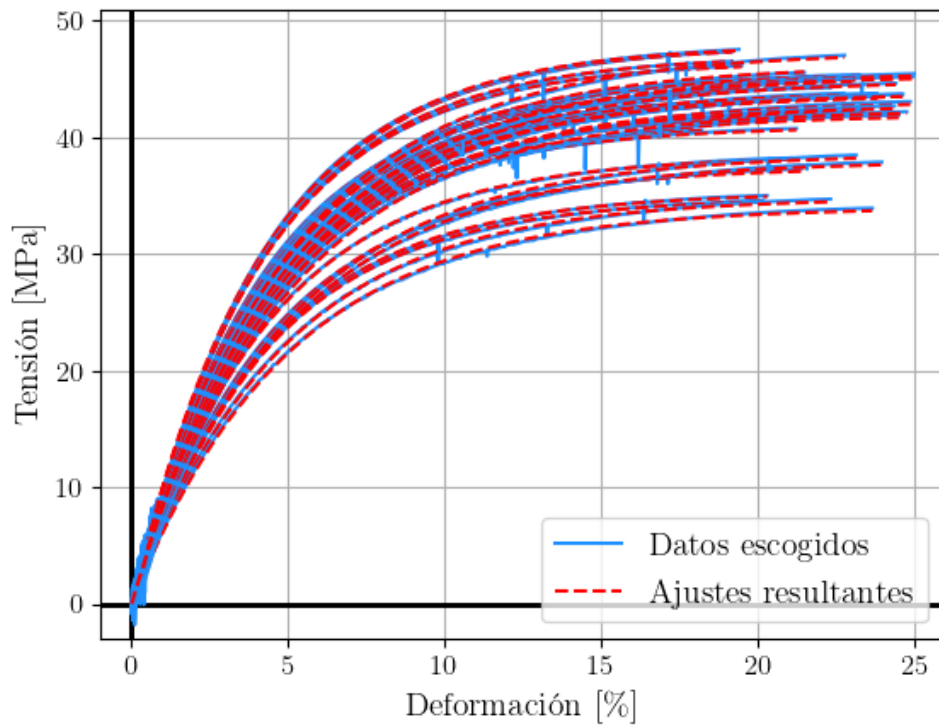


Figura 4.17. Vista ampliada de los puntos experimentales utilizados en el ajuste para B9 (azul) y el ajuste obtenido (rojo).

Para cada bobina y cada tratamiento térmico, los valores promedio obtenidos para los dos parámetros de ajuste de la ecuación de la ley de Voce (4.1) se muestran en la Tabla 4.2. La Figura 4.18 y la Figura 4.19 muestran los gráficos que se obtienen de cada parámetro en función de la temperatura en cada aleación.

El valor de σ_0 es sensiblemente menor para la aleación M6. Siendo que este parámetro representa la asíntota horizontal que alcanza la ecuación, puede interpretarse este resultado como una menor resistencia a la tracción alcanzable por la aleación M6 a través del mecanismo de endurecimiento por deformación en frío.

El valor de A , que se recuerda que es inversamente proporcional al coeficiente de endurecimiento que proporciona la ecuación de Hollomon (2.1), muestra ser menor para la aleación experimental M3+Mg para toda condición termomecánica, lo que implica que esta aleación posee un mayor coeficiente de endurecimiento por deformación que la aleación M6. Además, puede verse cómo la tendencia del parámetro A es decreciente, para todas las bobinas, conforme aumenta la temperatura de tratamiento térmico de homogeneización hasta los 555°C.

Tabla 4.2. Valores promedio obtenidos para cada uno de los parámetros de la ecuación de la ley de Voce

Aleación	Temperatura	σ_0	A
	°C	MPa	-
M6	505	28,48	0,29
B7	470	45,58	0,24
B7	505	44,62	0,23
B7	530	45,36	0,22
B7	555	46,33	0,20
B7	580	42,98	0,21
B8	470	42,96	0,24
B8	505	37,44	0,23
B8	530	39,23	0,21
B8	555	42,86	0,21
B8	580	42,81	0,21
B9	470	45,34	0,24
B9	505	40,75	0,22
B9	530	43,20	0,21
B9	555	41,49	0,20
B9	580	43,14	0,20

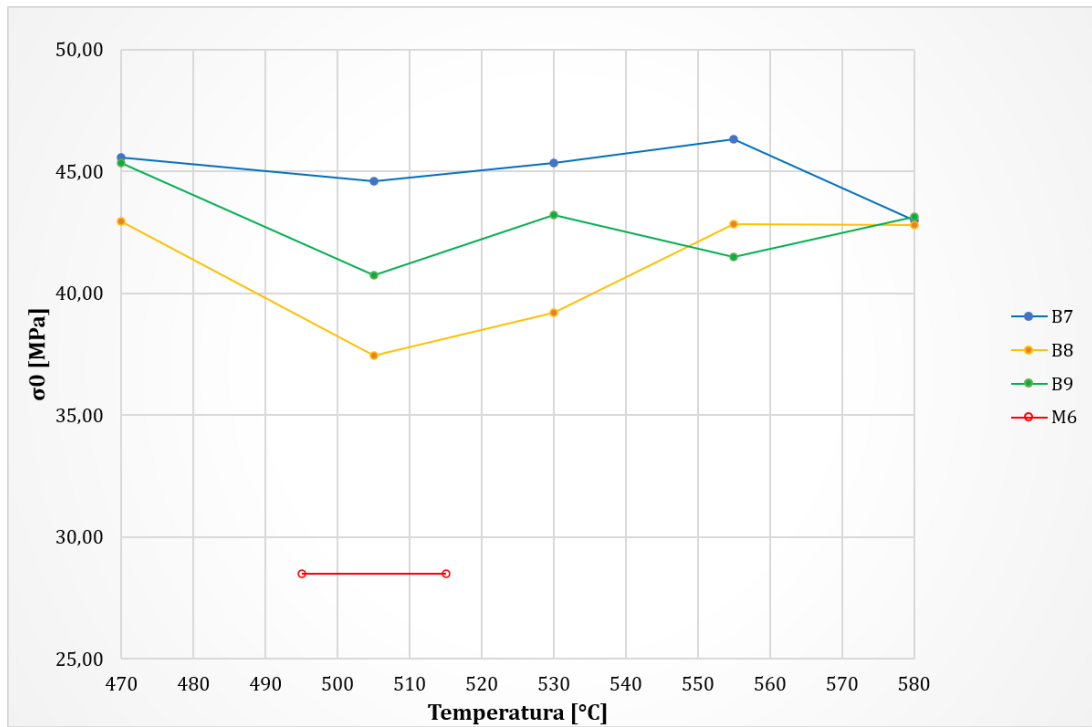


Figura 4.18. Parámetro σ_0 en función de la temperatura para cada aleación analizada.

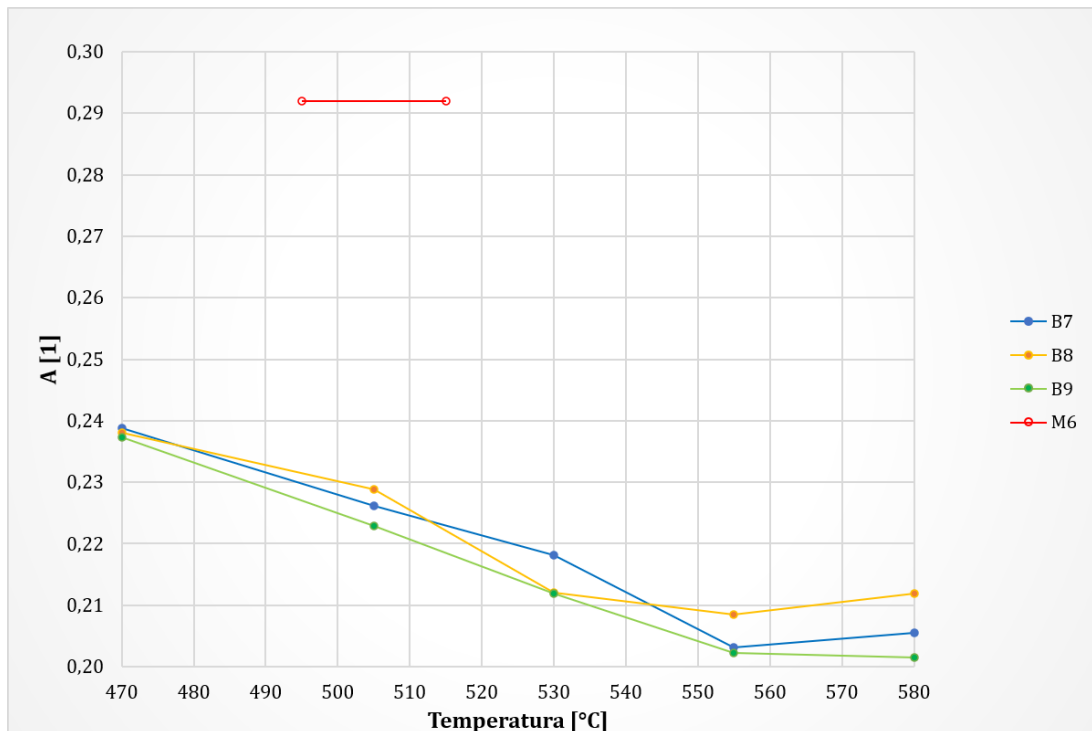


Figura 4.19. Parámetro A en función de la temperatura para cada aleación analizada.

4.3. Propiedades mecánicas con tratamientos simulados y de muestras de producción

Los ensayos de tracción entre las probetas de la aleación B8-505-TERM y las probetas de envases reales fabricados a partir de la aleación B8 tratada a 505°C mostraron importantes diferencias (Tabla 4.3 y Tabla 4.4).

Tabla 4.3. Propiedades mecánicas de la bobina B8-505 con tratamientos térmicos post extrusión simulados.

B8-505-TERM	Resistencia a la tracción	Tensión de fluencia	Alargamiento a rotura
	[MPa]	[MPa]	[%]
TT1	218	177	3.0
TT1+TT2	231	153	2,8

Tabla 4.4. Propiedades mecánicas de la bobina B8-505 con ciclo térmico post extrusión real.

B8 505°C	Resistencia a la tracción	Tensión de fluencia	Alargamiento a rotura
	[MPa]	[MPa]	[%]
Barnizado	174	133	2,4
Terminado	162	117	2,7

Las probetas B8-505-TERM mostraron valores muy superiores de resistencia a la tracción respecto de lo obtenido en la fabricación real del envase a partir de láminas con la misma deformación. Además, las probetas de B8-505-TERM mostraron un aumento en la resistencia a la tracción respecto al estado extruído de las mismas, tendencia opuesta a la que se obtiene en la fabricación real de los envases en todas las aleaciones ensayadas hasta el momento. Esto evidencia que el tratamiento térmico post-extrusión aplicado con el objetivo de simular los ciclos térmicos aplicados a los envases luego de la extrusión no es representativo del ciclo térmico real. Por otro lado, el resultado permite extraer una conclusión alentadora: la aleación M3+Mg podría alcanzar, potencialmente, valores de resistencia a la tracción sensiblemente superiores a los obtenidos hasta la fecha.

4.3.1. Propiedades tecnológicas de muestras de producción

Se analizaron las propiedades tecnológicas de los envases extruidos a partir de las bobinas seleccionadas y se compararon los resultados obtenidos con los de la bobina 6. La Tabla 4.5 muestra el promedio de los resultados obtenidos en los ensayos de *top load* y presión máxima de rotura de probetas de aleación M3+Mg de la muestra B8-505 y B11-505, así como los resultados para la aleación M6 con los parámetros actuales de proceso ($T = 505^{\circ}\text{C}$).

La Figura 4.20 y la Figura 4.21 muestran los valores obtenidos en el ensayo *top load* y la presión de rotura de forma comparativa entre los envases de B8-505 y B11-505. Puede verse cómo la aleación M3+Mg muestra valores superadores a la M6 en ambas aleaciones y en ambos ensayos.

Tabla 4.5. Comparación de ensayos de carga axial y *top load* de la aleación M6 con la B8-505 y B11-505.

	Carga Axial	Diferencia % con M6	Rotura	Diferencia % con M6
	N	%	Bar	%
M6	1122	N/A	22,5	N/A
B8-505	1209	8	22,8	2
B11-505	1255	12	23,3	4

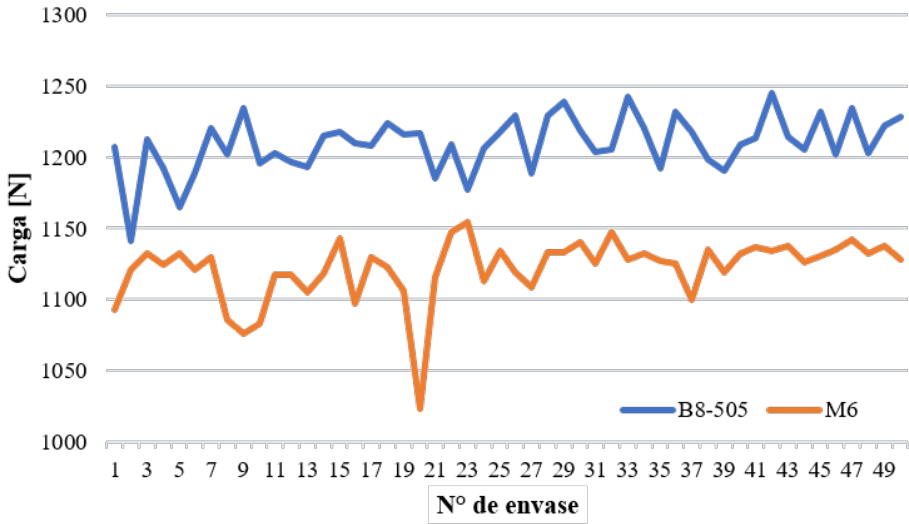


Figura 4.20. Resultados del ensayo *top load* de M6 (naranja) y B8-505 (azul).

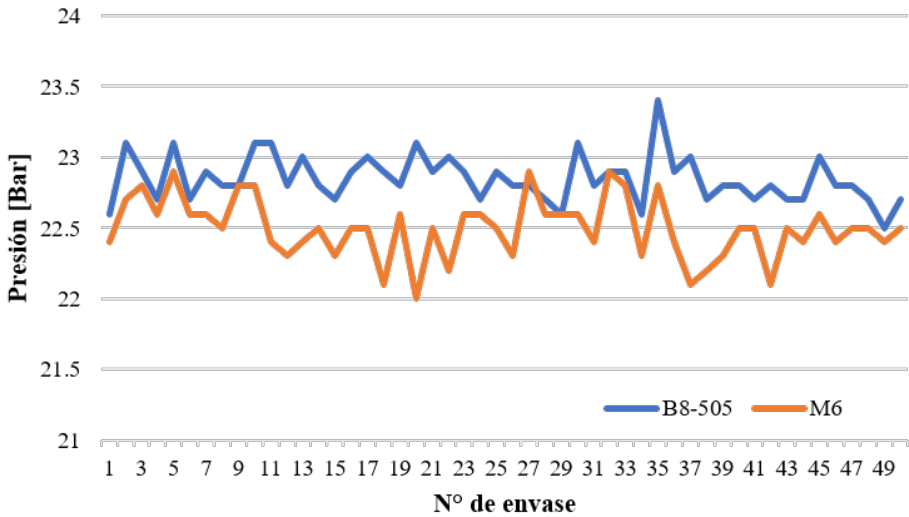


Figura 4.21. Resultados de presión de rotura de M6 (naranja) y B8-505 (azul).

4.4. Análisis microestructural

Los ensayos metalográficos realizados permitieron evaluar la microestructura de la aleación M3+Mg en las diferentes condiciones termomecánicas. Para el estado de homogeneización, se midió el porcentaje de segundas fases (dirección normal, transversal y

longitudinal) y el tamaño de grano (dirección normal) para cada condición de deformación y tratamiento térmico.

4.4.1. Metalografías

A continuación se muestran las micrografías obtenidas para cada condición termomecánica (sin tratamiento térmico de homogeneización y con tratamiento térmico de homogeneización a 470°C, 505°C, 530°C, 555°C y 580°C) y para cada orientación de la lámina (normal, longitudinal y transversal).

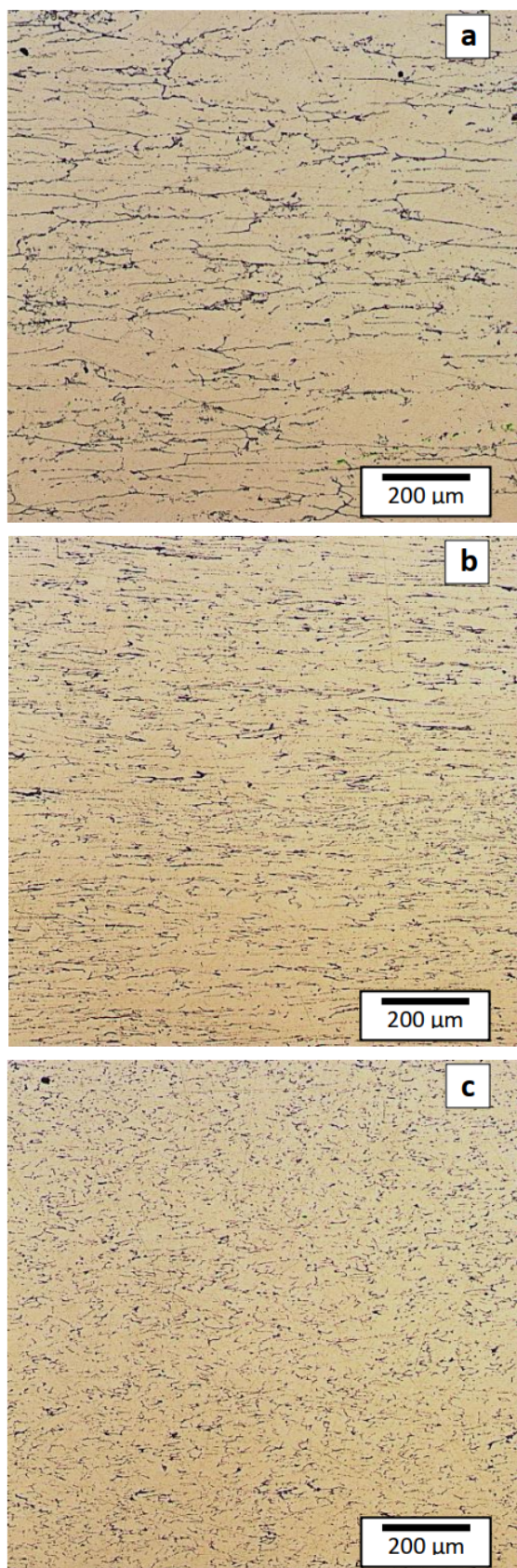


Figura 4.22. Micrografías de B4 sin tratamiento térmico de homogeneización. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

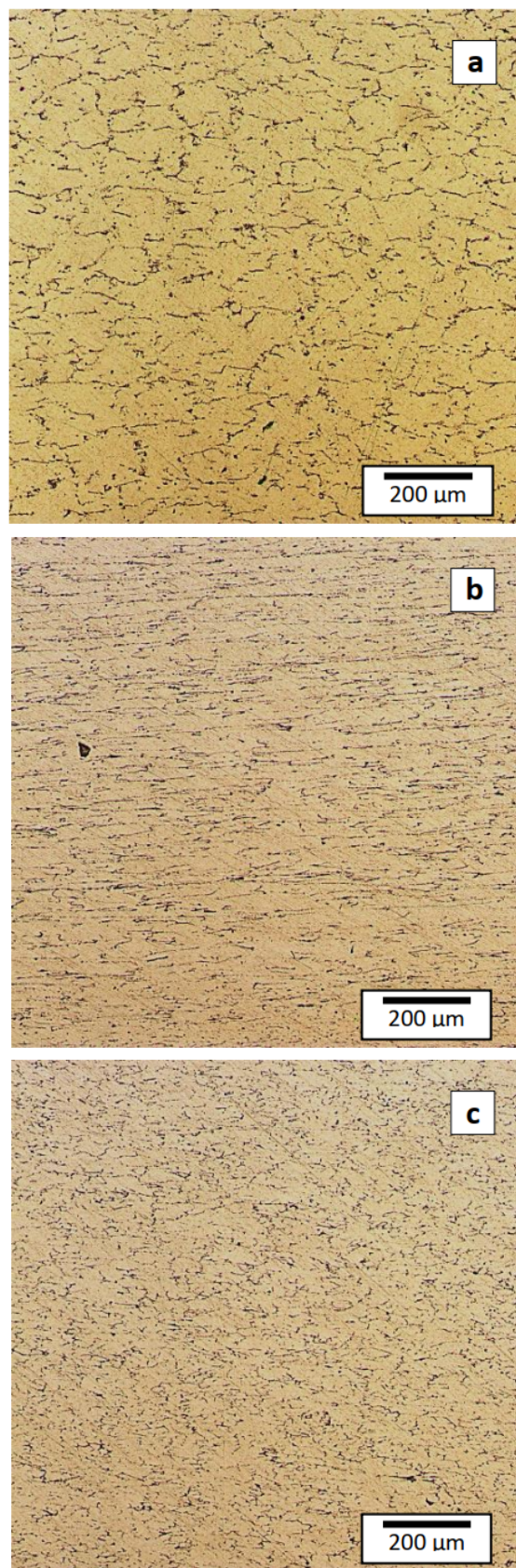


Figura 4.23. Micrografías de B4 con tratamiento térmico de homogeneización a 470°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

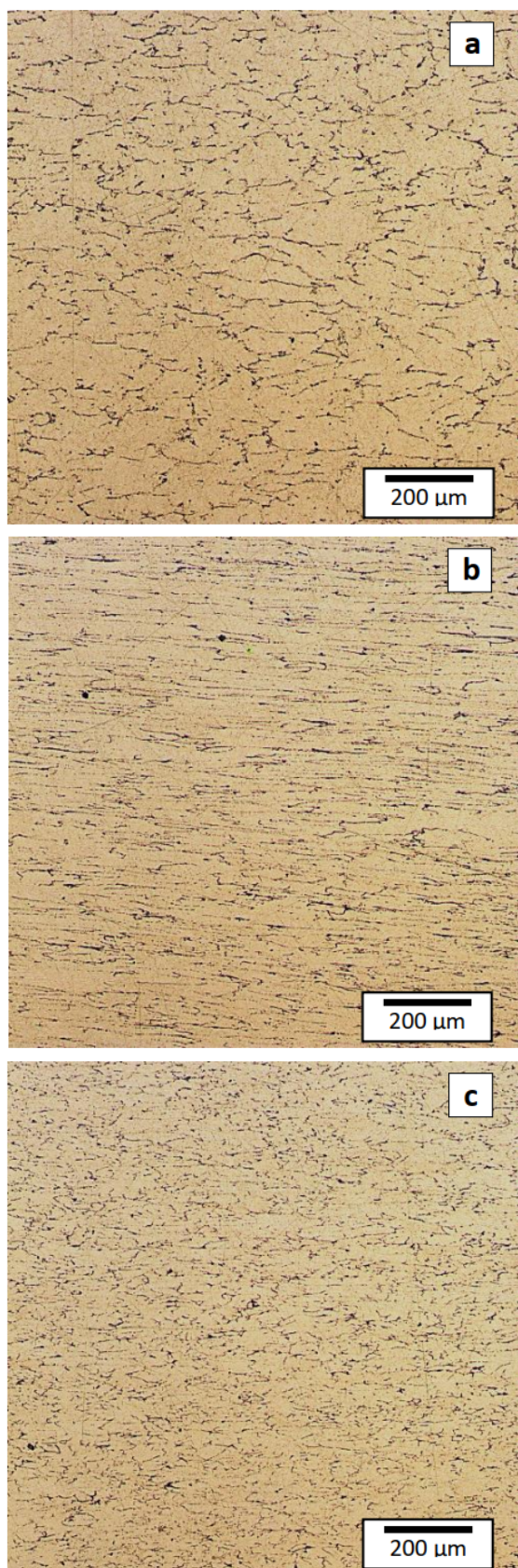


Figura 4.24. Micrografías de B4 con tratamiento térmico de homogeneización a 505°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

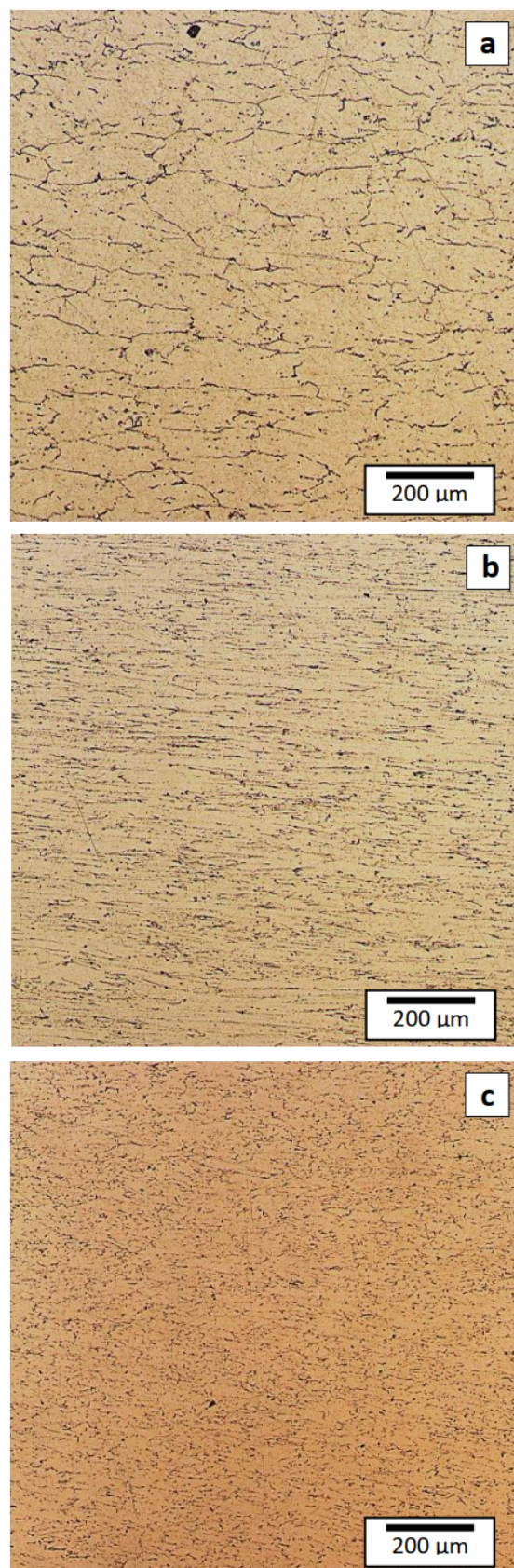


Figura 4.25. Micrografías de B4 con tratamiento térmico de homogeneización a 530°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

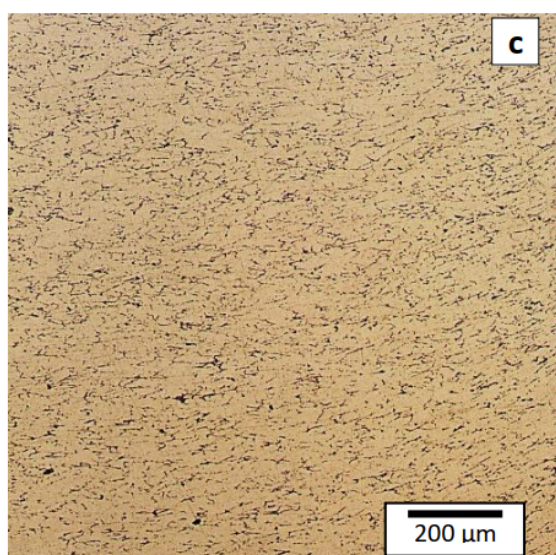
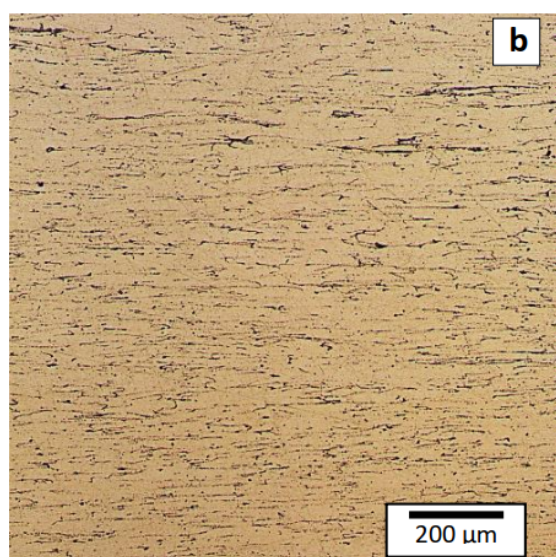
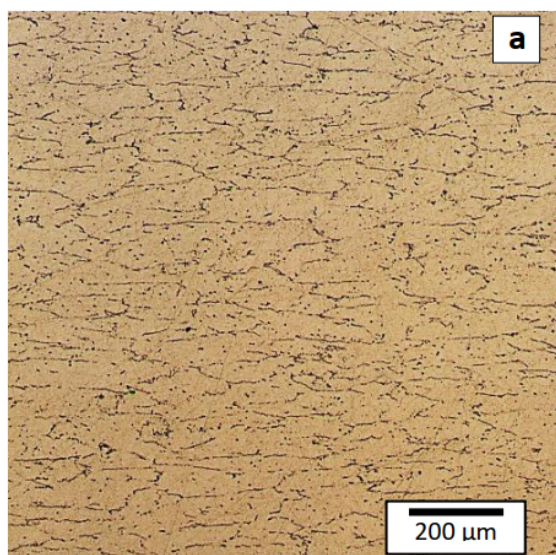


Figura 4.26. Micrografías de B4 con tratamiento térmico de homogeneización a 555°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

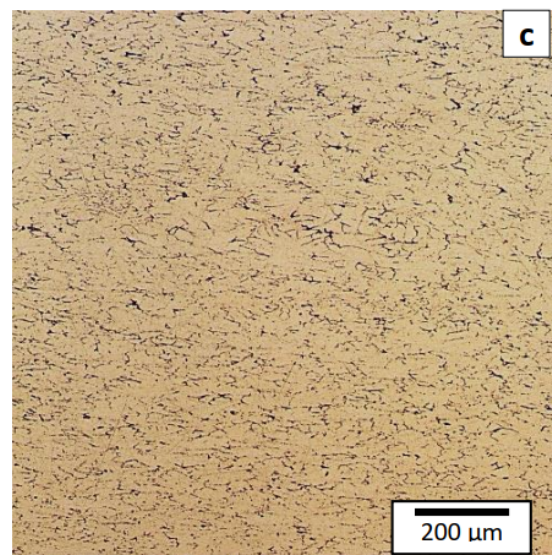
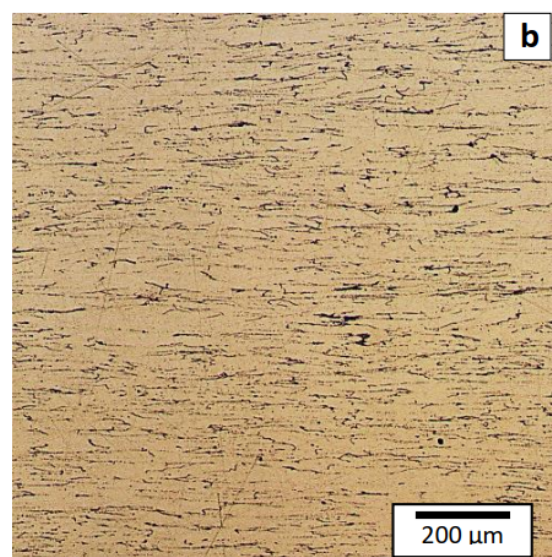
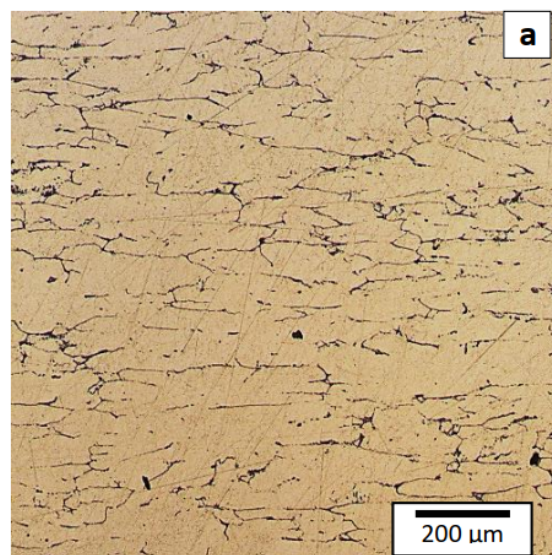


Figura 4.27. Micrografías de B4 con tratamiento térmico de homogeneización a 580°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

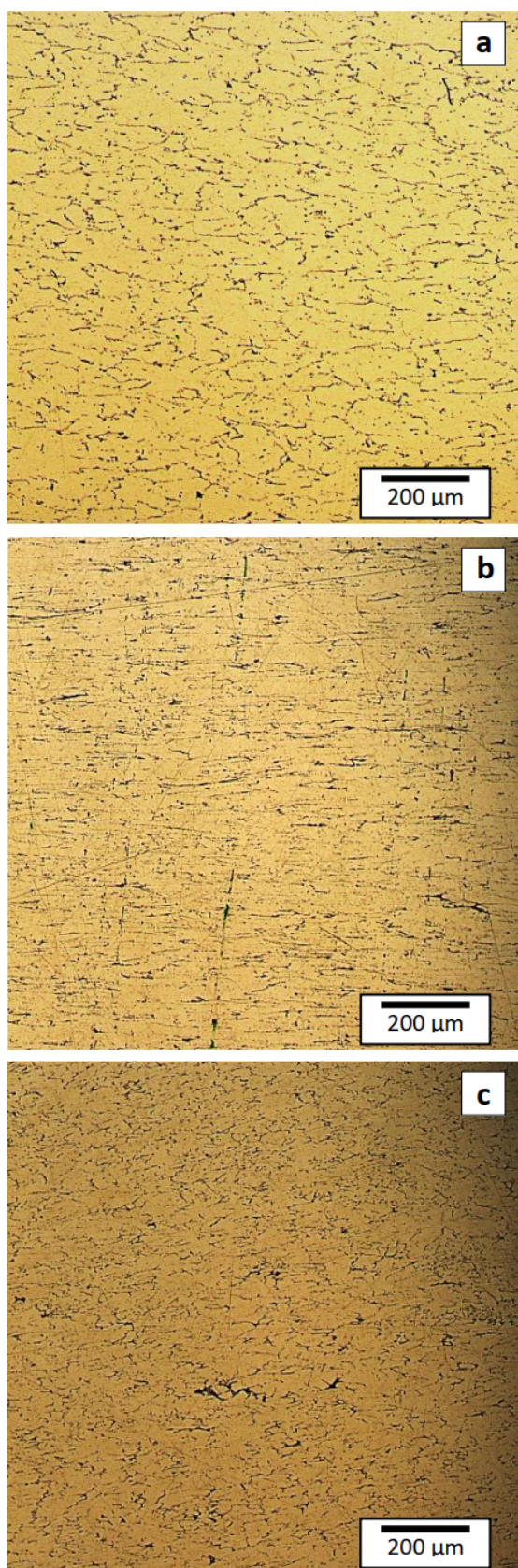


Figura 4.28. Micrografías de B7 sin tratamiento térmico de homogeneización. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

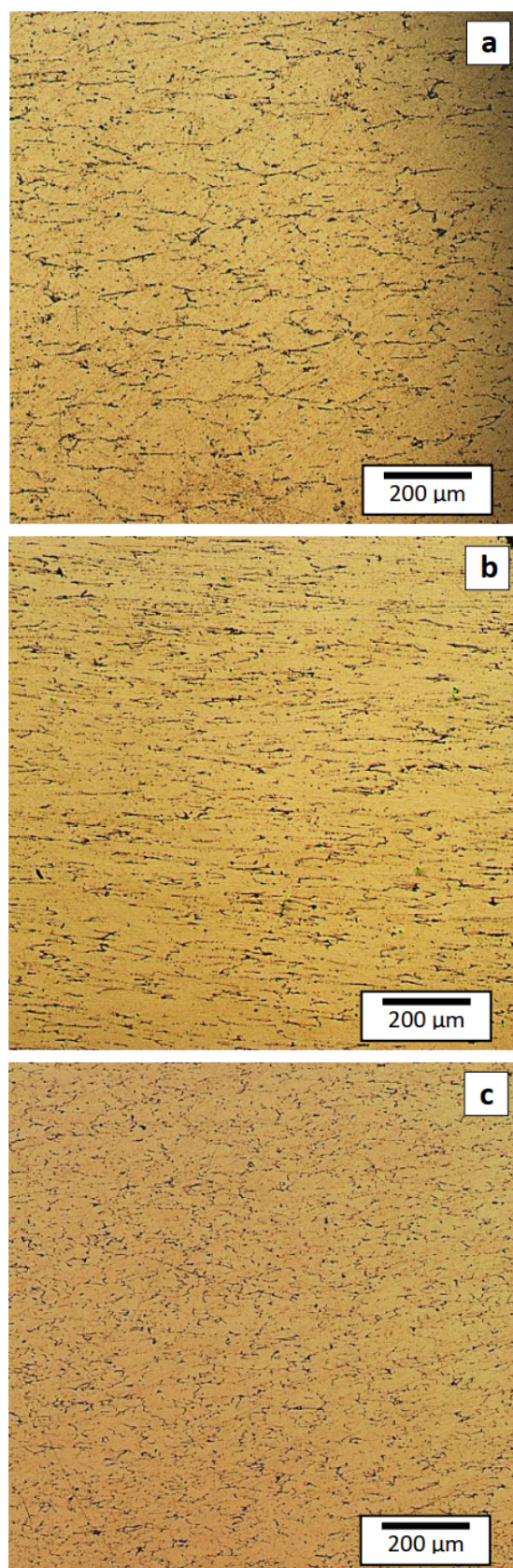


Figura 4.29. Micrografías de B7 con tratamiento térmico de homogeneización a 470°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

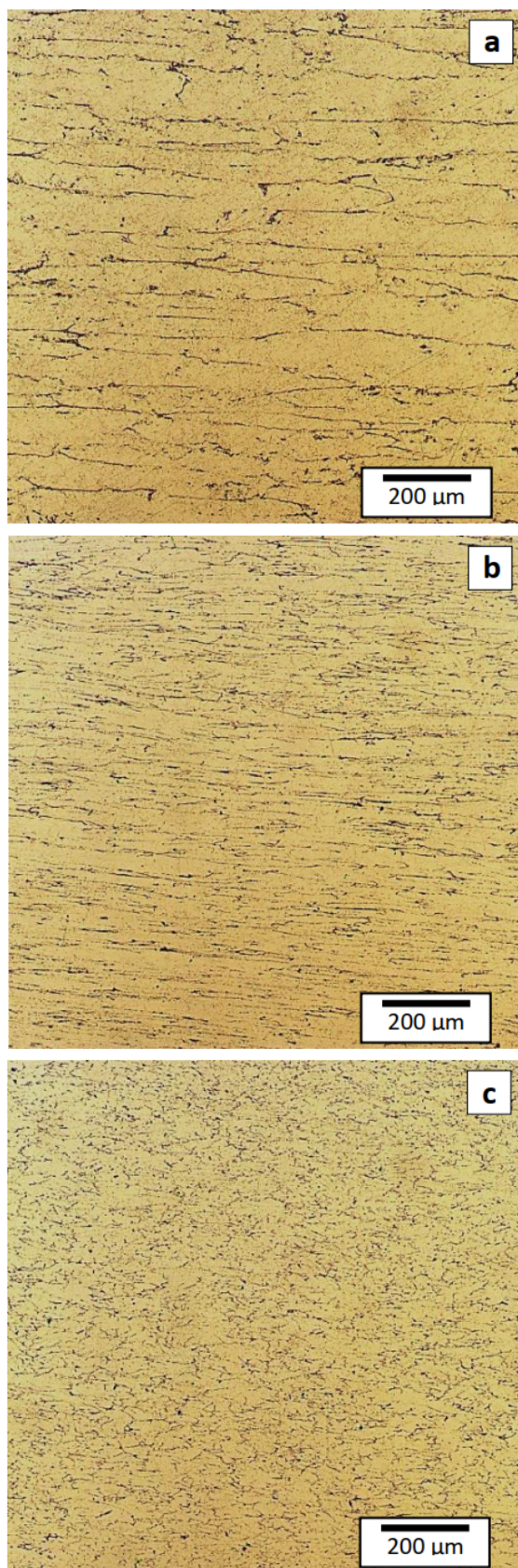


Figura 4.30. Micrografías de B7 con tratamiento térmico de homogeneización a 505°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

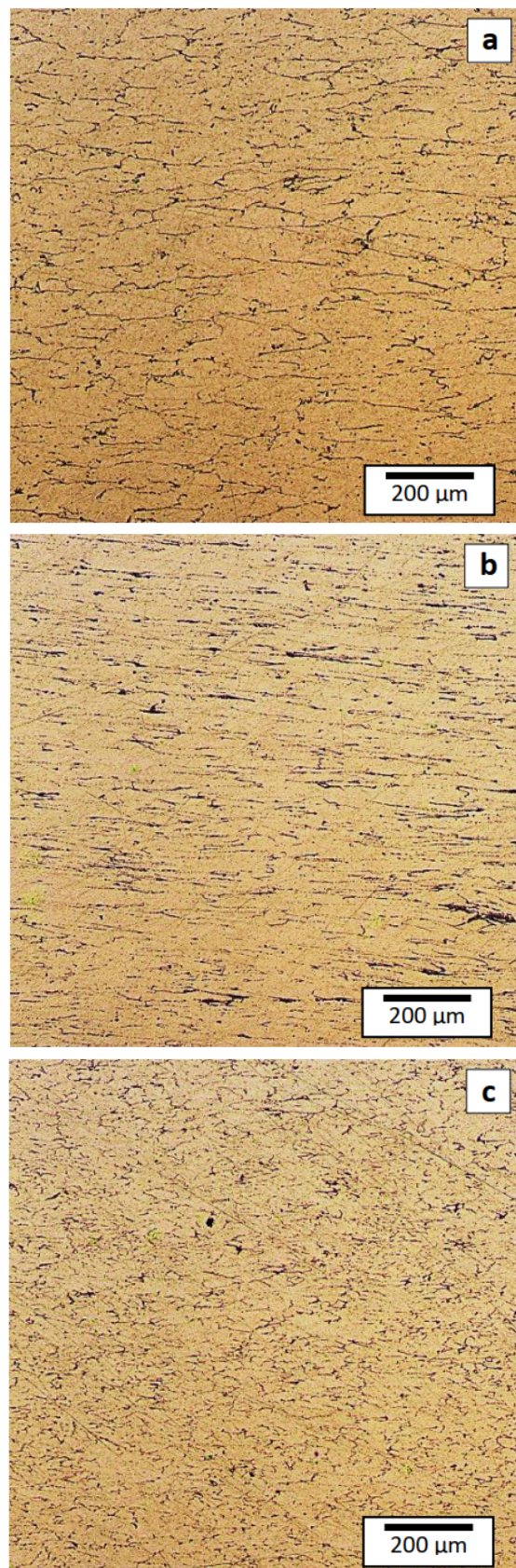


Figura 4.31. Micrografías de B7 con tratamiento térmico de homogeneización a 530°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

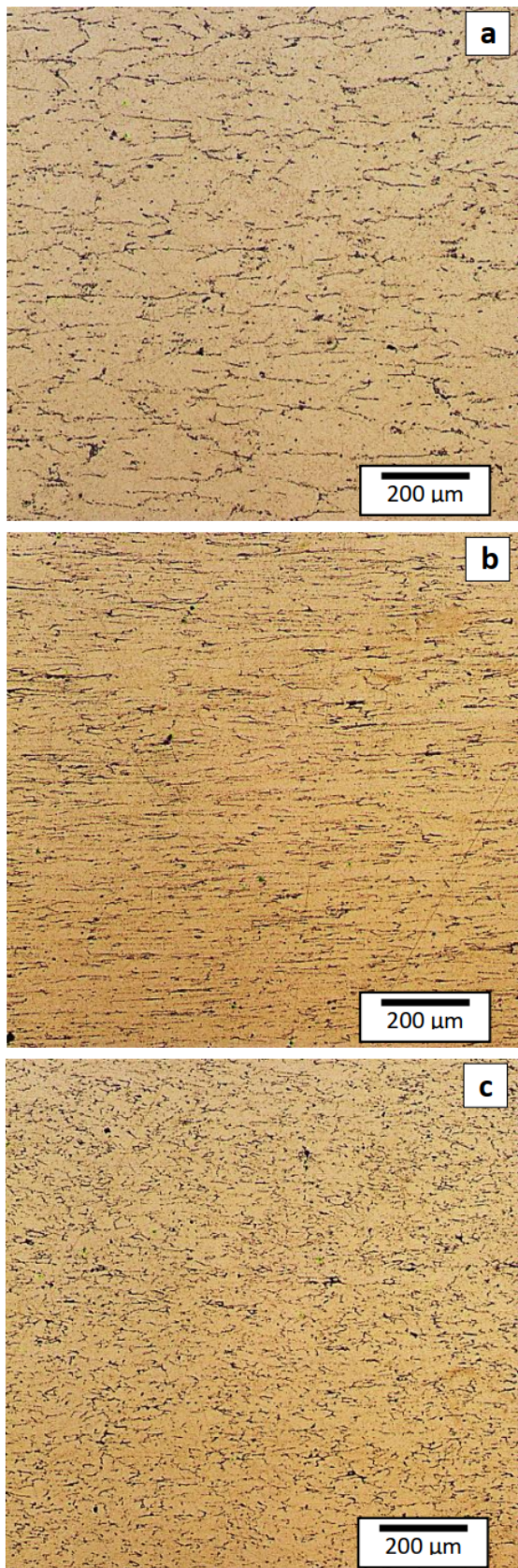


Figura 4.32. Micrografías de B7 con tratamiento térmico de homogeneización a 555°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

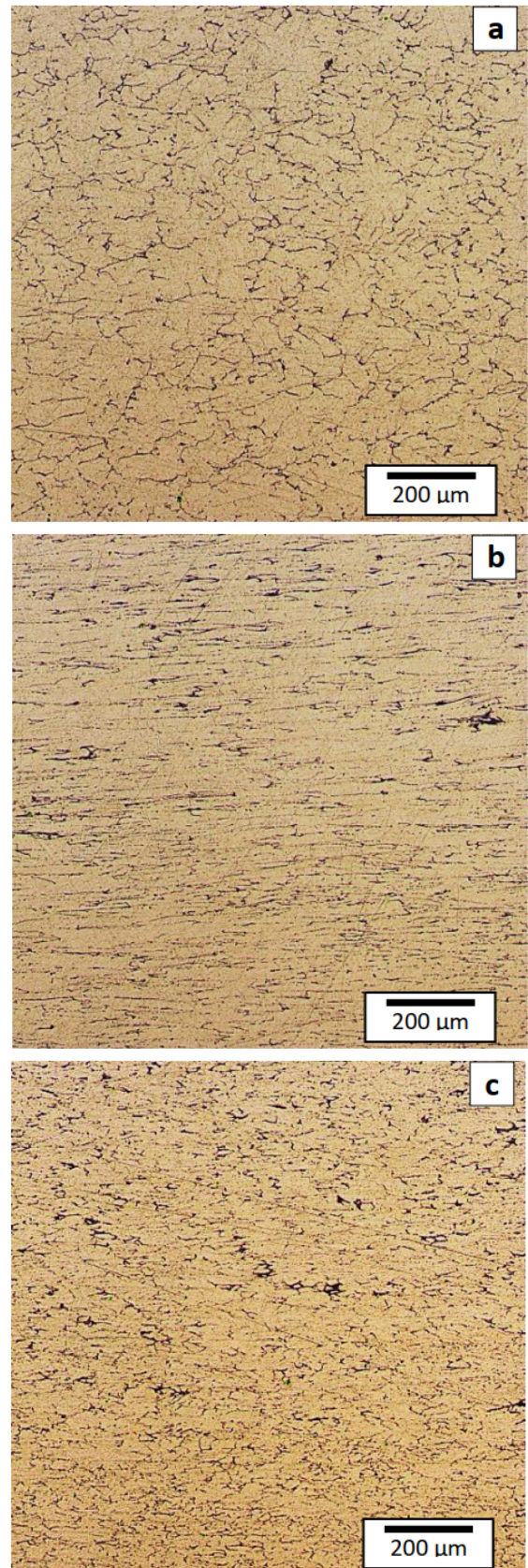


Figura 4.33. Micrografías de B7 con tratamiento térmico de homogeneización a 580°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

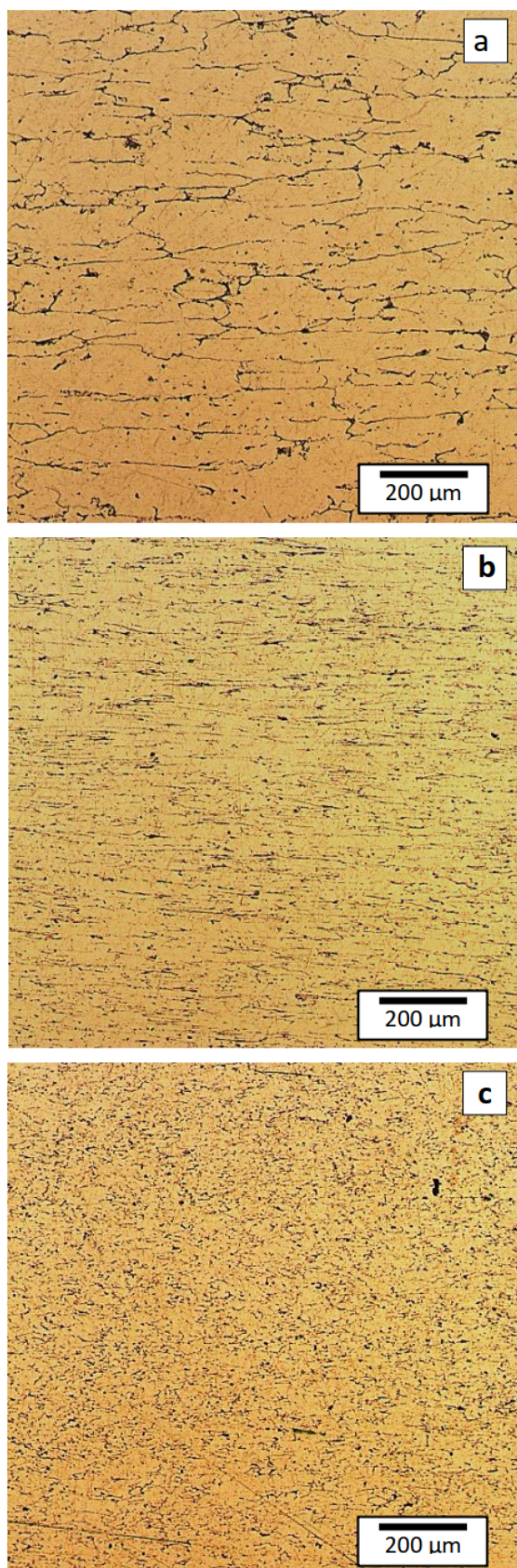


Figura 4.34. Micrografías de B8 sin tratamiento térmico de homogeneización. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

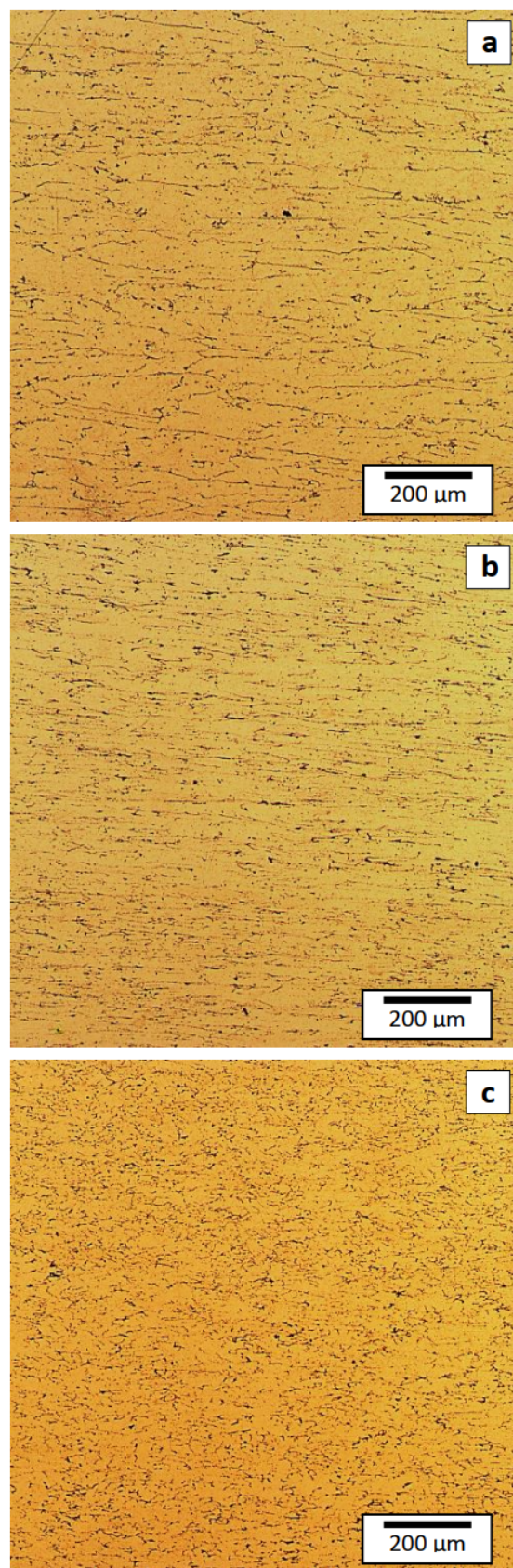


Figura 4.35. Micrografías de B8 con tratamiento térmico de homogeneización a 470°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

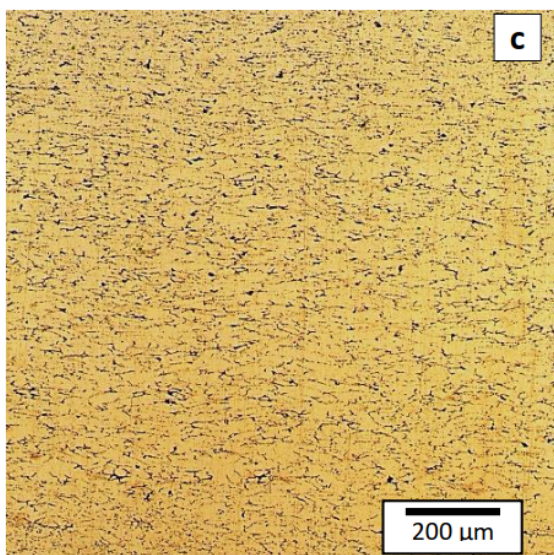
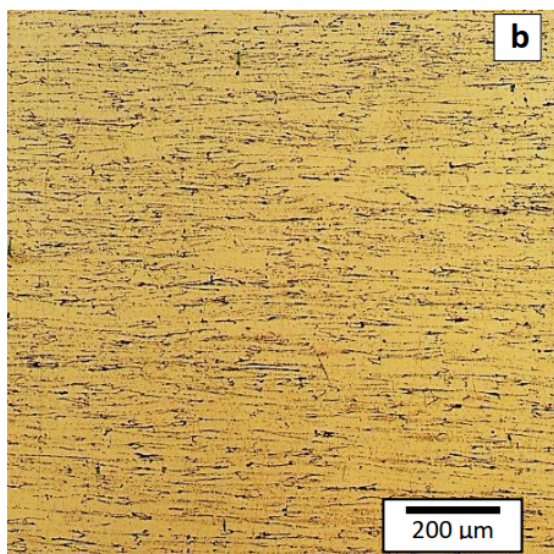
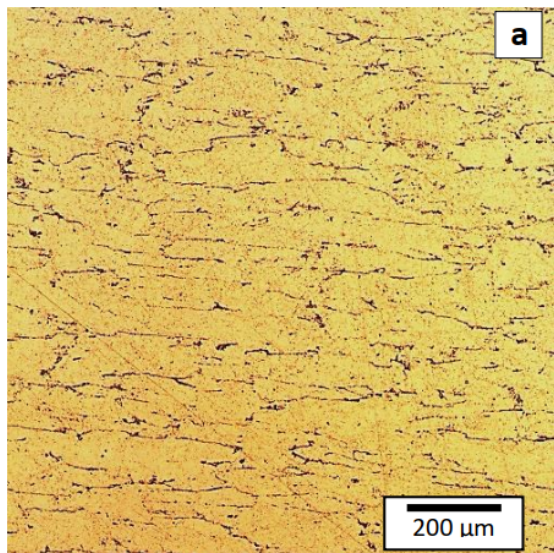


Figura 4.36. Micrografías de B8 con tratamiento térmico de homogeneización a 505°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

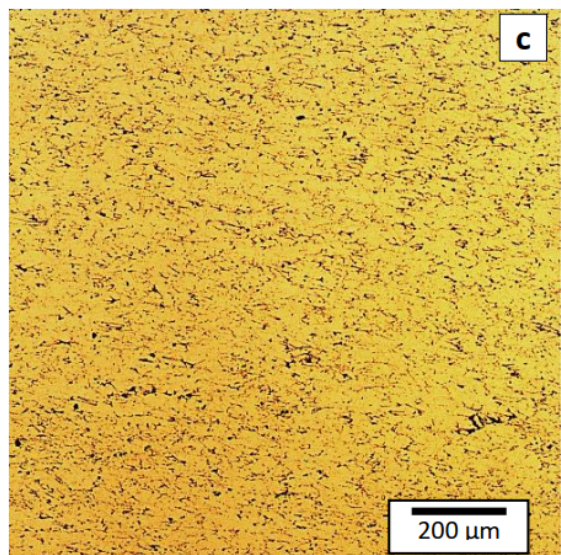
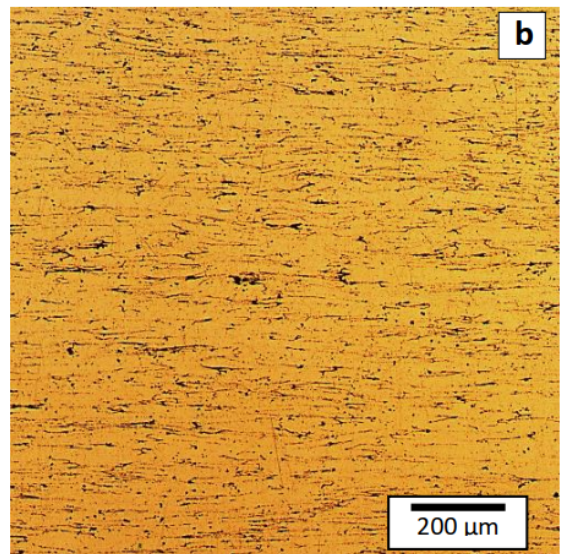
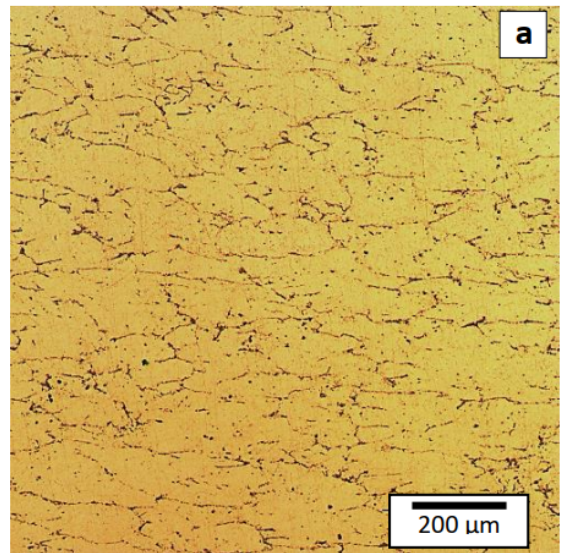


Figura 4.37. Micrografías de B8 con tratamiento térmico de homogeneización a 530°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

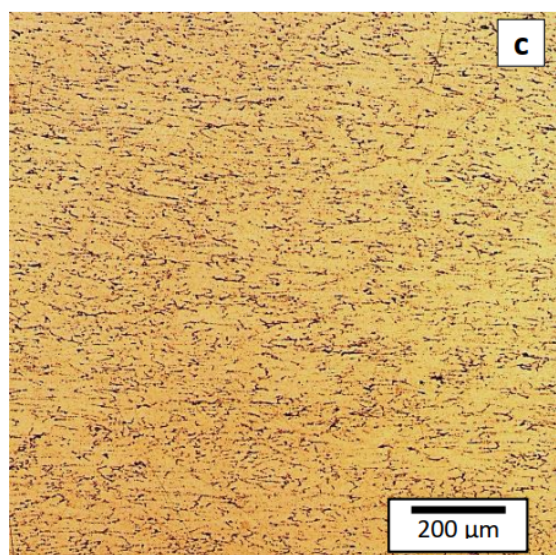
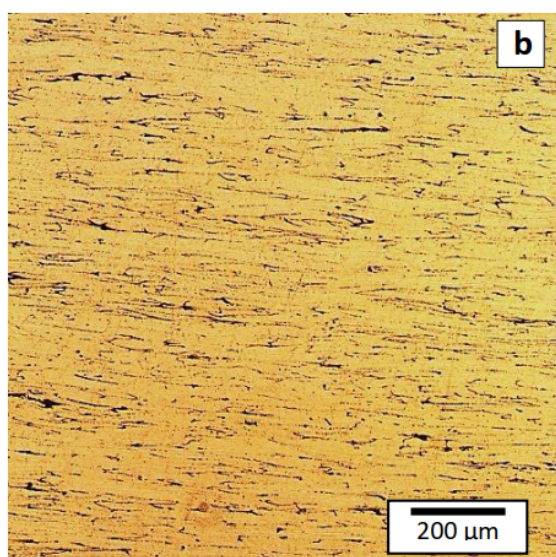
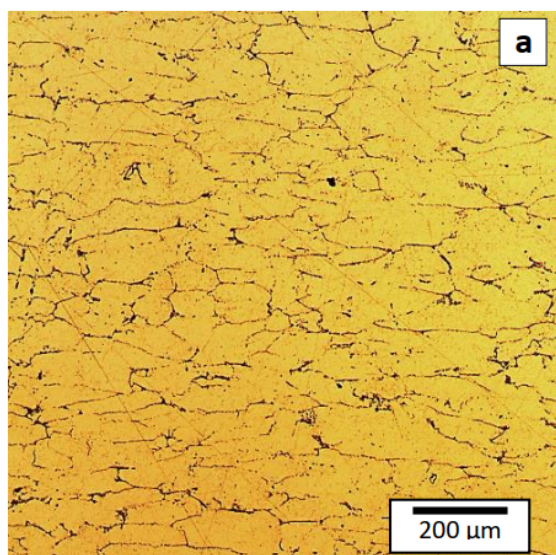


Figura 4.38. Micrografías de B8 con tratamiento térmico de homogeneización a 555°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

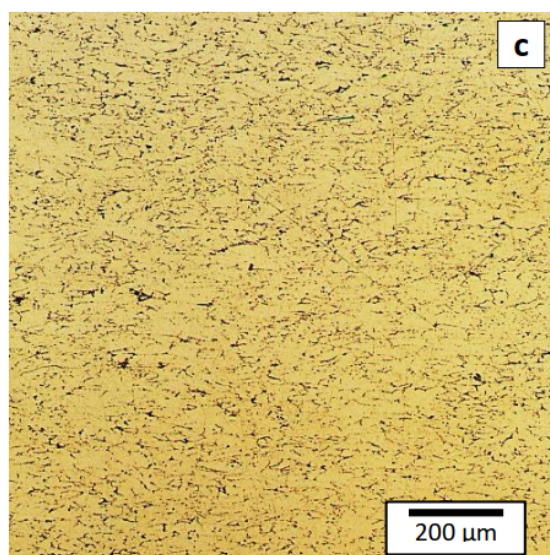
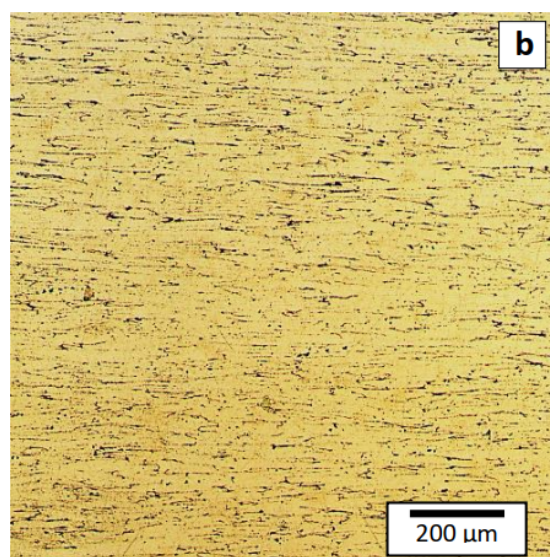
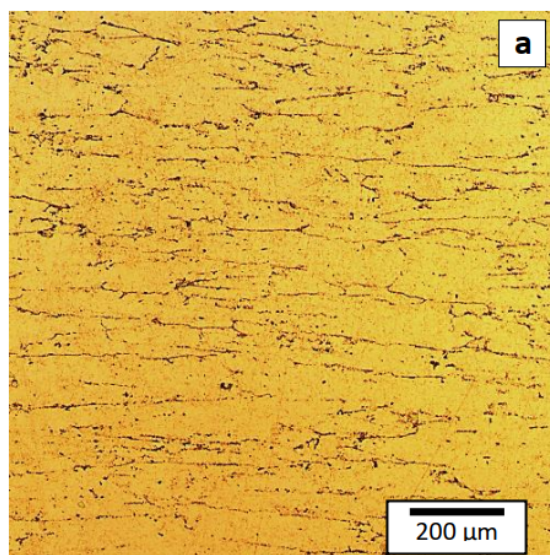


Figura 4.39. Micrografías de B8 con tratamiento térmico de homogeneización a 580°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

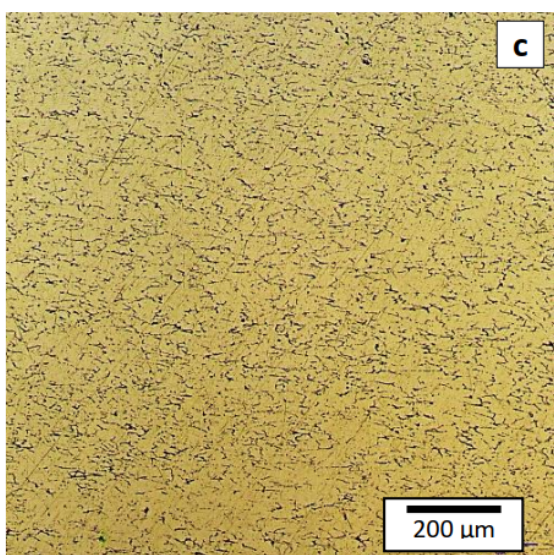
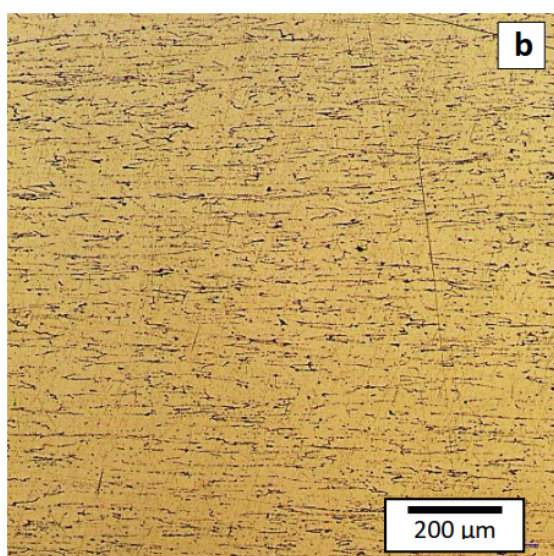
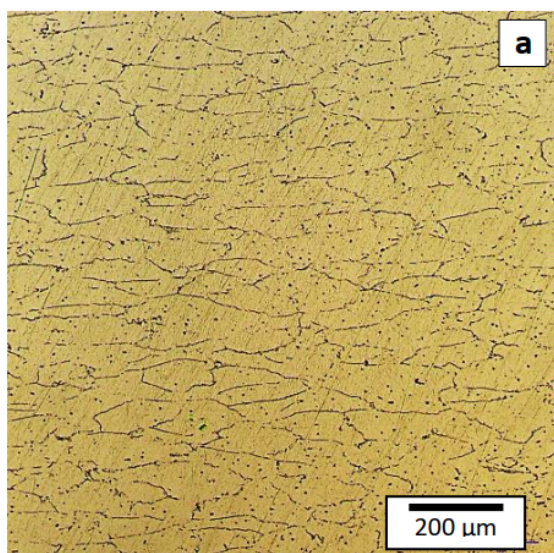


Figura 4.40. Micrografías de B9 sin tratamiento térmico de homogeneización. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

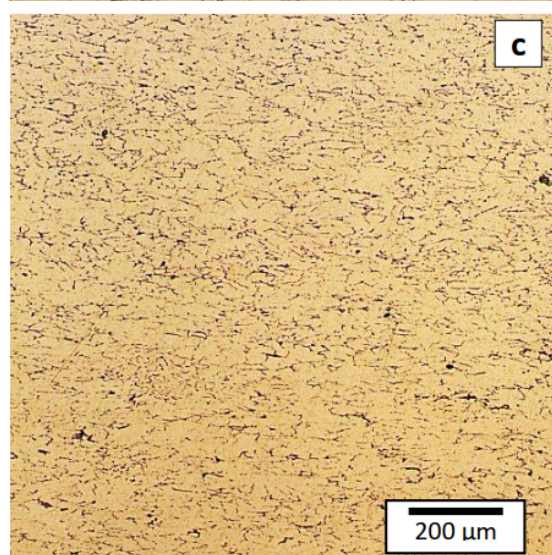
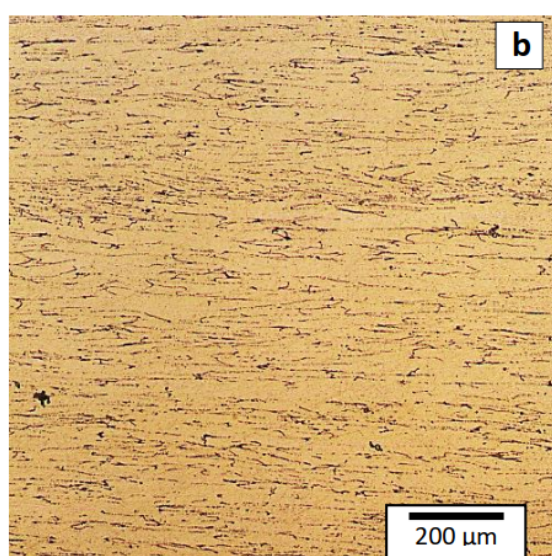
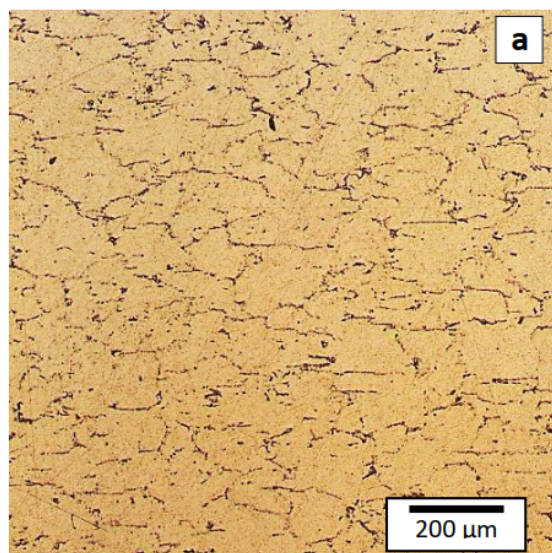


Figura 4.41. Micrografías de B9 con tratamiento térmico de homogeneización a 470°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

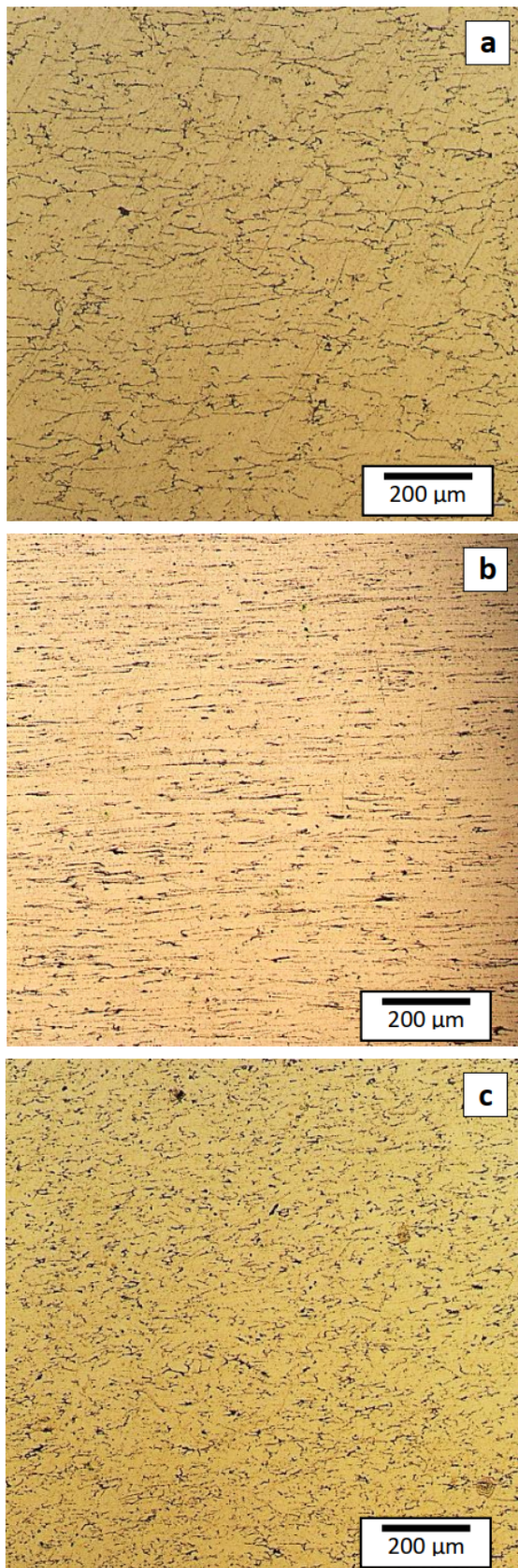


Figura 4.42. Micrografías de B9 con tratamiento térmico de homogeneización a 505°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

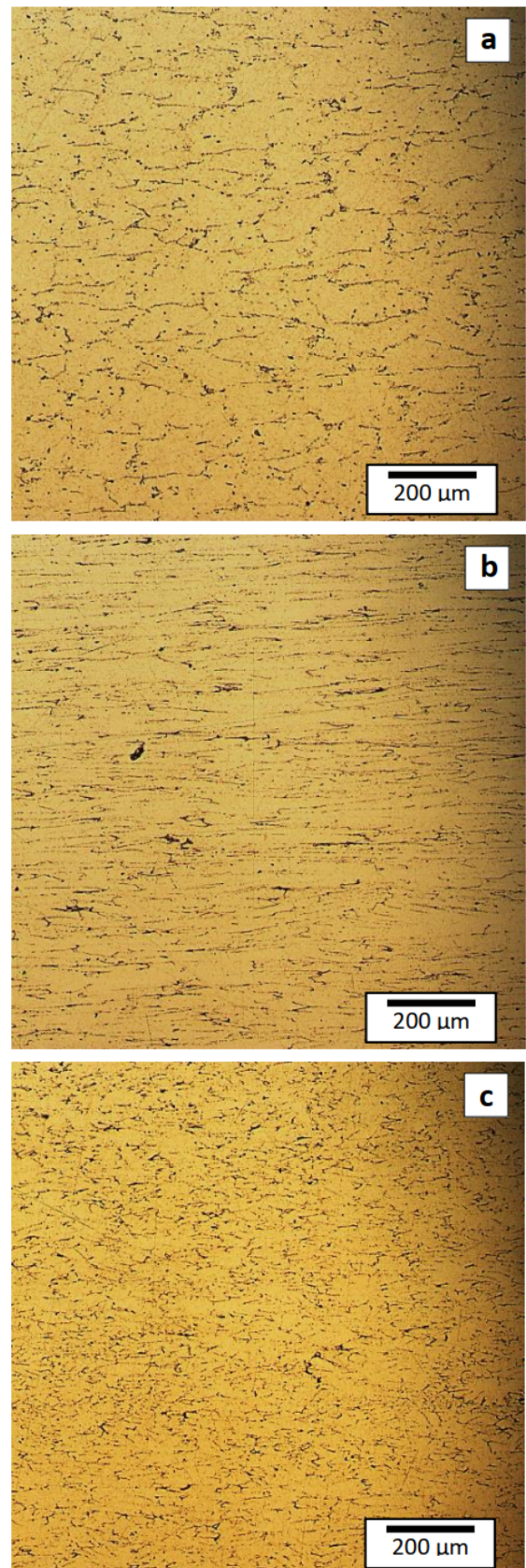


Figura 4.43. Micrografías de B9 con tratamiento térmico de homogeneización a 530°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

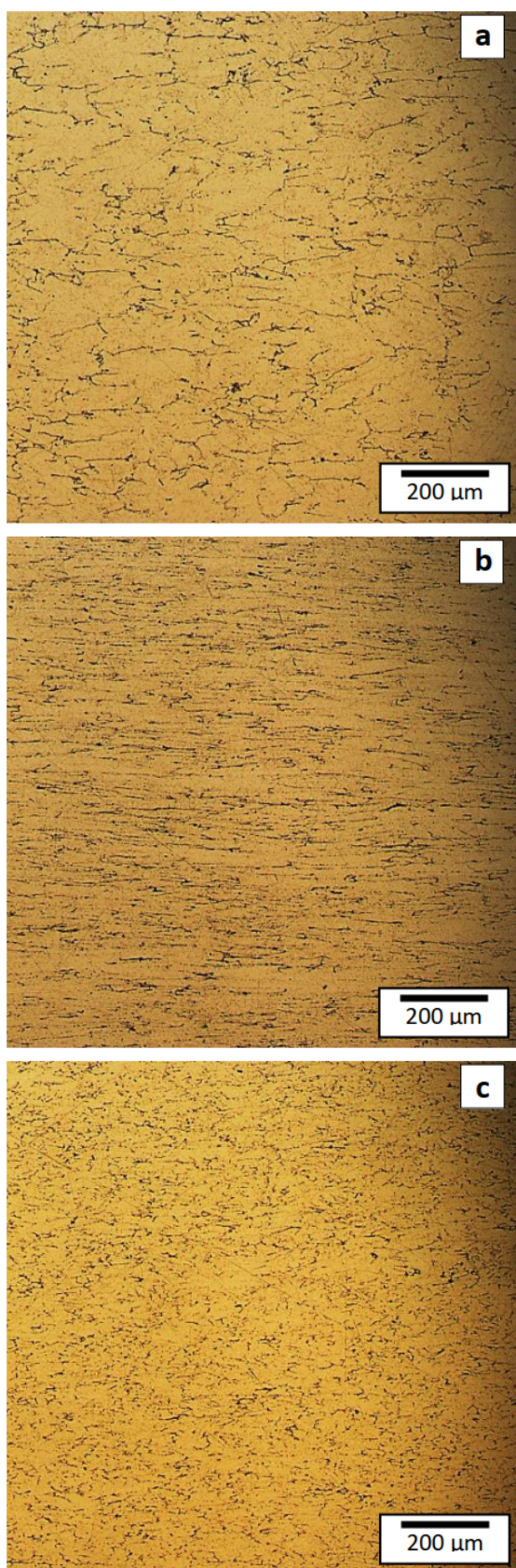


Figura 4.44. Micrografías de B9 con tratamiento térmico de homogeneización a 555°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

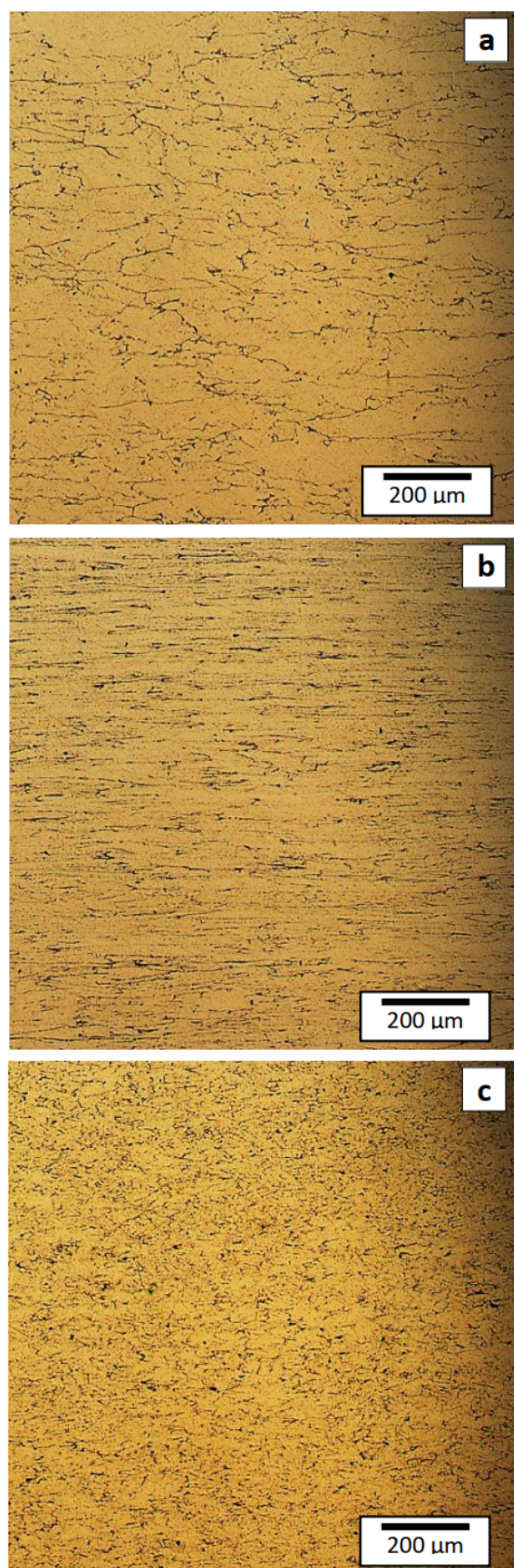


Figura 4.45. Micrografías de B9 con tratamiento térmico de homogeneización a 580°C. Sentidos (a) normal, (b) longitudinal y (c) transversal.

Puede observarse en las metalografías de bobinas sin tratamiento térmico de homogeneización una diferencia en la forma del grano entre los cortes en diferentes secciones, así como una marcada diferencia de tamaño de grano entre las mismas. El tratamiento térmico de homogeneización, que se recuerda que tuvo una duración de una hora en todos los casos, muestra un elevado grado de recristalización en todo el rango de temperaturas (siendo éste mayor a mayores temperaturas de homogeneización). Éste es un resultado coherente con el hecho de que las temperaturas de tratamiento utilizadas están sensiblemente por encima de la temperatura de recristalización del aluminio. Por otro lado, no se refleja en la microestructura una diferencia sustancial en la proporción de fases constituyentes en la aleación, pero sí se observa para todas las temperaturas de tratamiento la aparición de fase dispersoide en el aluminio luego del tratamiento térmico de homogeneización.

4.4.2. Parámetros microestructurales medidos

Para la exposición de los datos se definió utilizar los valores obtenidos exclusivamente en mediciones en la dirección normal, ya que mostraba ser la orientación de menor dispersión en las mediciones.

Los resultados obtenidos se muestran en la [Tabla 4.6](#). La correlación entre temperaturas de tratamiento térmico de homogeneización y las mediciones de segundas fases y tamaño de grano se muestran en la [Figura 4.46](#) y la [4.4.2](#). Luego, desde la [Figura 4.48](#) a la [Figura 4.51](#) se muestra la correlación de estas dos variables microestructurales con el porcentaje de deformación en caliente y de deformación en frío efectuado sobre las distintas muestras durante la laminación.

Tabla 4.6. Porcentaje de segundas fases y tamaño de grano obtenido para cada condición de deformación y tratamiento térmico utilizada. Nota: Los valores faltantes en la tabla corresponden a valores no medidos.

Bobina	Segundas fases	Tamaño de grano	Bobina	Segundas fases	Tamaño de grano
	%	granos/mm ²		%	granos/mm ²
B4-470	10,5	7,22	B7-470	10,0	3,72
B4-505	13,0	4,89	B7-505	10,0	-
B4-530	7,5	5,44	B7-530	13,0	11,94
B4-555	9,0	4,61	B7-555	15,5	4,61
B4-580	6,5	5,94	B7-580	14,5	8,94
B5-470	9,5	3,72	B8-470	8,0	6,63
B5-505	7,0	5,33	B8-505	7,0	6,63
B5-530	13,0	3,50	B8-530	7,5	5,88
B5-555	7,0	3,67	B8-555	8,5	11,00
B5-580	9,5	7,83	B8-580	14,5	4,00
B6-470	7,5	5,56	B9-470	8,5	5,39
B6-505	15,0	7,11	B9-505	10,5	3,50
B6-530	16,0	-	B9-530	7,5	6,67
B6-555	7,0	3,56	B9-555	8,0	-
B6-580	11,5	5,00	B9-580	7,5	4,72

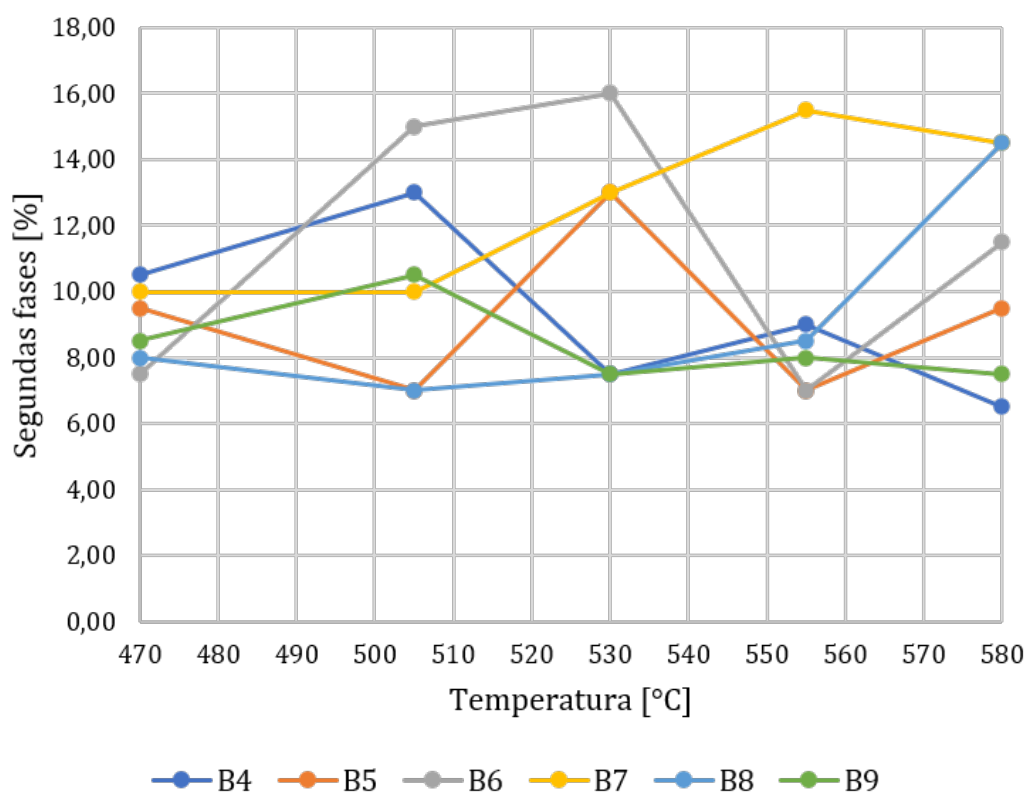


Figura 4.46. Porcentaje de segundas fases medido en la cara normal para cada bobina y temperatura de tratamiento térmico de homogeneización.

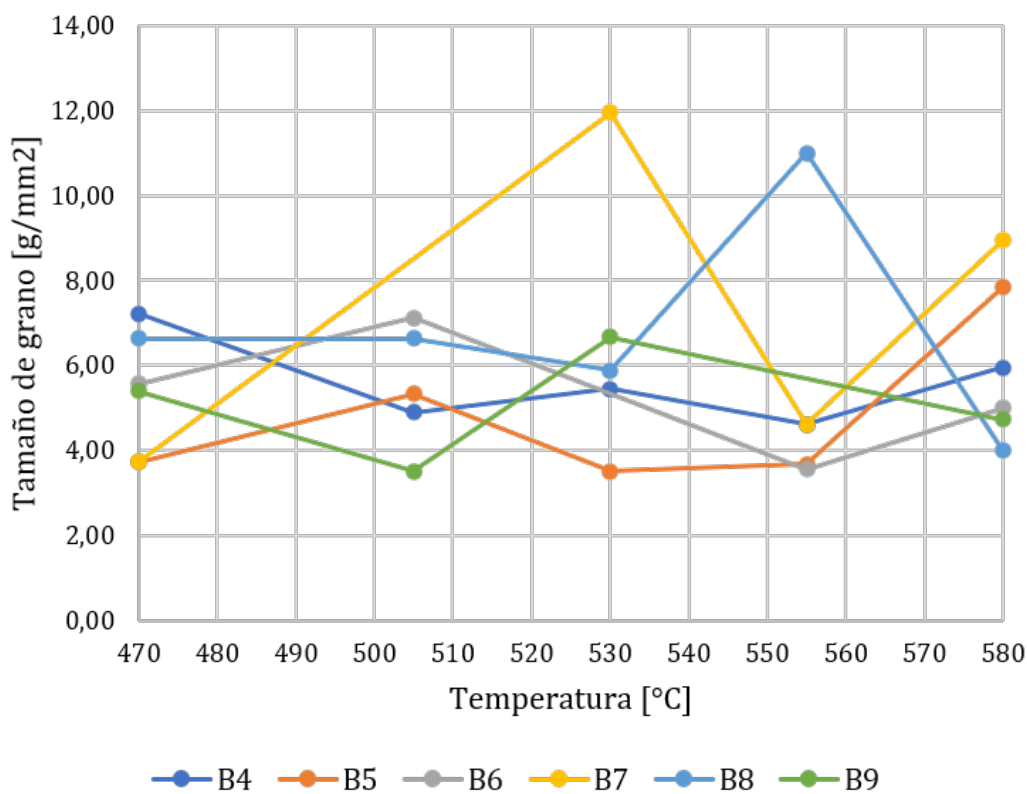


Figura 4.47. Tamaño de grano medido en la cara normal para cada bobina y temperatura de tratamiento térmico de homogeneización.

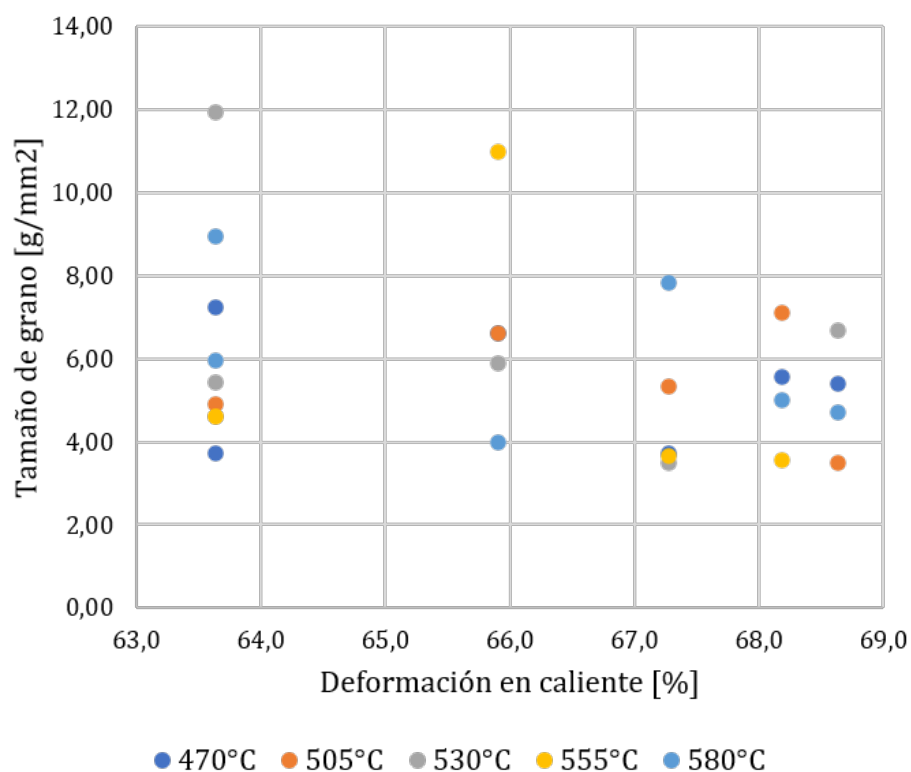


Figura 4.48. Tamaño de grano medido en la cara normal para cada temperatura de tratamiento térmico de homogeneización (expresada en°C) en función de la deformación en caliente aplicada durante la laminación.

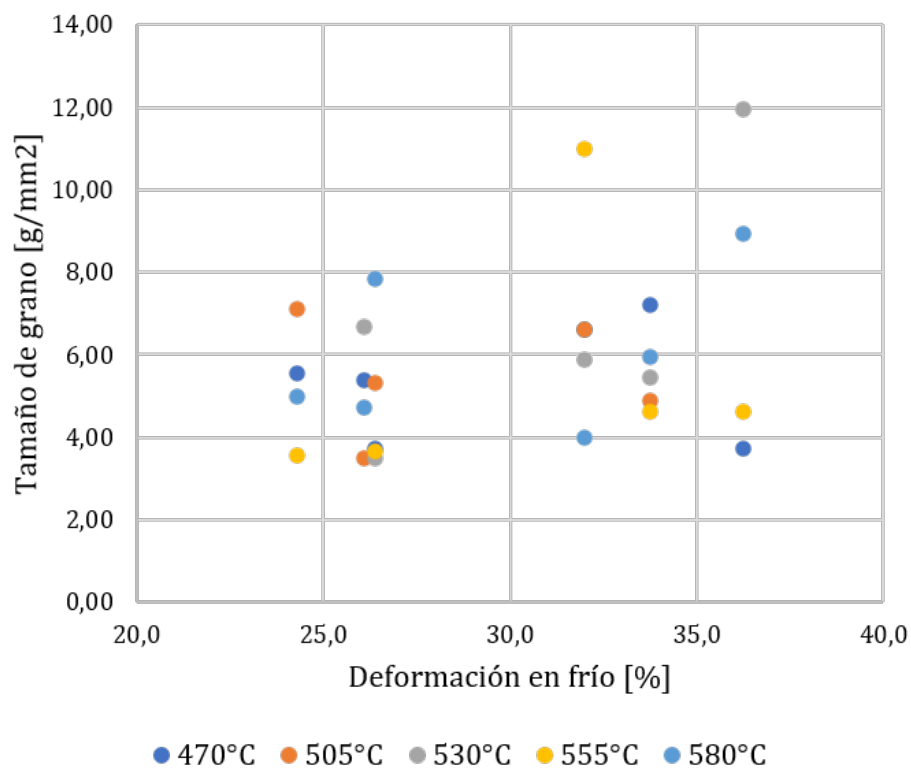


Figura 4.49. Tamaño de grano medido en la cara normal para cada temperatura de tratamiento térmico de homogeneización (expresada en°C) en función de la deformación en frío aplicada durante la laminación.

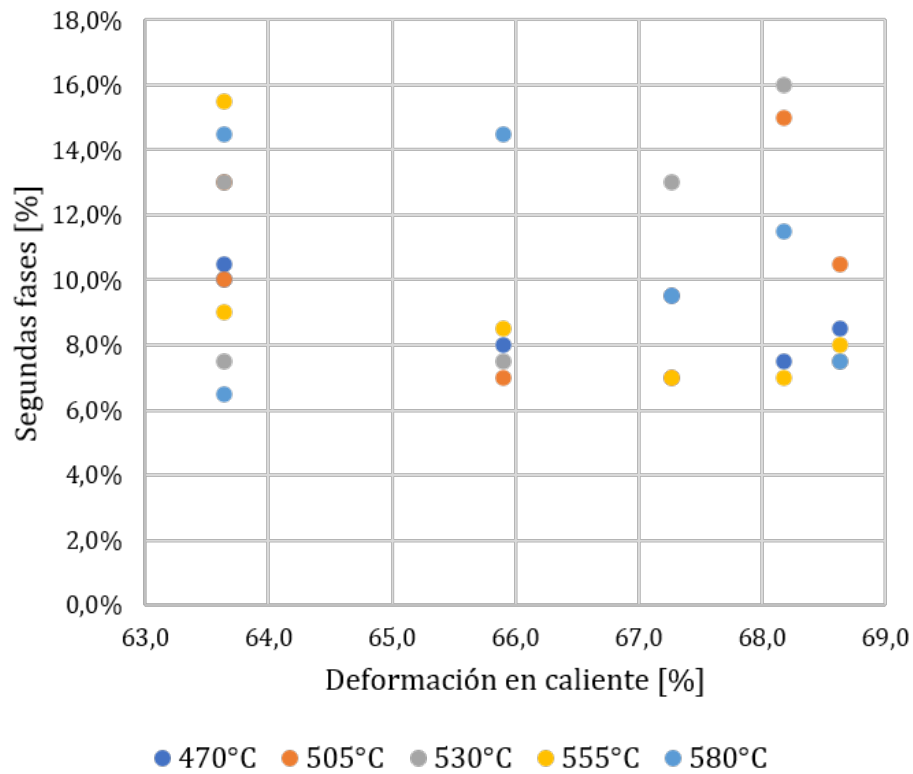


Figura 4.50. Porcentaje de segundas fases medido en la cara normal para cada temperatura de tratamiento térmico de homogeneización (expresada en °C) en función de la deformación en caliente aplicada durante la laminación.

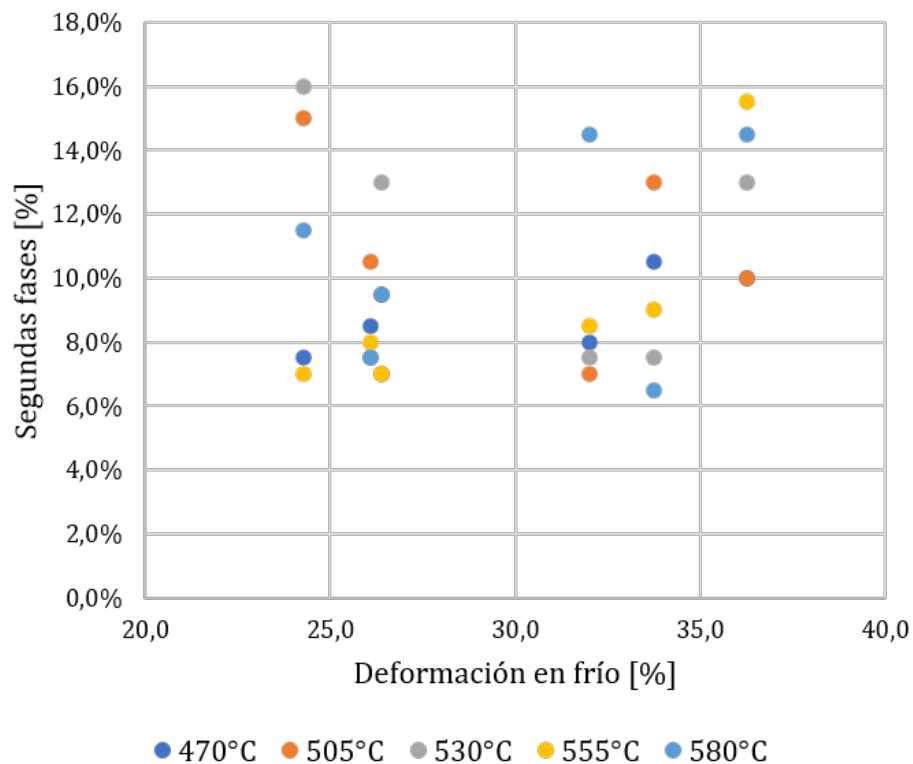


Figura 4.51. Porcentaje de segundas fases medido en la cara normal para cada temperatura de tratamiento térmico de homogeneización (expresada en °C) en función de la deformación en frío aplicada durante la laminación.

La [Figura 4.46](#) muestra, en términos generales, un aumento del porcentaje de segundas fases medido conforme se aumenta la temperatura del tratamiento térmico de homogeneización. Las muestras de las bobinas B4, B6 Y B7 fueron las que mayor porcentaje de segundas fases tenían presente en la microestructura. Estas bobinas poseen deformaciones en frío y en caliente en los extremos del espectro evaluado. Este hecho podría indicar que el porcentaje de laminación en frío y en caliente, al menos para el espectro analizado, no es una variable determinante en el porcentaje de segundas fases obtenido por el material luego del tratamiento térmico de homogeneización; lo mismo se evidencia en la [Figura 4.50](#) y [Figura 4.51](#), que denotan el mismo comportamiento carente de tendencia definida.

Las mediciones de tamaño de grano de la muestran una tendencia general relativamente homogénea que ronda entre 4 g/mm^2 a 8 g/mm^2 y que aumenta para valores de tratamiento térmico de 580°C , exceptuando dos mediciones: la bobina B7 a 530°C y la bobina B8 a 555°C ; estas dos excepciones alcanzaron valores superiores y supuestamente fuera de tendencia, potencialmente causados por la selección particular de la sección de la probeta a analizar.

Siendo que las muestras de todas las bobinas alcanzan valores similares para todas las temperaturas de tratamiento térmico utilizadas (superiores a 470°C) y siendo que el porcentaje de segundas fases alcanzado no se ve sensiblemente afectado por la temperatura de tratamiento térmico de homogeneización (exceptuando a lo sumo la temperatura de 580°C que no es actualmente alcanzable en términos prácticos por los hornos utilizados en el proceso de Trivium Packaging), puede suponerse que una disminución de la temperatura de tratamiento térmico desde la temperatura actual de 505°C a la temperatura de 470°C es factible sin afectar sensiblemente las características metalográficas de la aleación.

5. Conclusiones

- La aleación M3+Mg logró igualar las propiedades mecánicas de la aleación M6. En particular, para la bobina B8 505°C, se alcanzó una resistencia a la tracción de 162 MPa, con una tensión de fluencia de 117 MPa y un alargamiento a rotura de 2,7 %, contra una resistencia a la tracción de la aleación M6 de 162 MPa, una tensión de fluencia de 146 MPa y un alargamiento a rotura de 2,1 %. Las propiedades tecnológicas, por otro lado, mostraron ser mejores en todos los casos que los de la aleación M6: la bobina B8-505 superó a la aleación M6 en un 8 % en el ensayo de carga axial y en un 2 % en el ensayo de presión máxima; los resultados de la bobina B11-505 fueron aún mejores.
- La aleación experimental M3+Mg alcanzó la misma resistencia mecánica que la aleación M6 con un mayor alargamiento a rotura que esta última, lo que evidencia una mayor ductilidad remanente de la aleación luego de la deformación. Este hecho muestra que la aleación M3+Mg tiene el potencial para ser más deformada durante la extrusión, alcanzando de este modo mayores resistencias mecánicas finales.
- El resultado del ajuste de la información experimental a la ecuación de la ley de Voce muestra que la aleación experimental M3+Mg tiene la capacidad de alcanzar una mayor resistencia a través del mecanismo de endurecimiento por deformación en frío y que su coeficiente de endurecimiento por deformación es también mayor que el de la aleación M6. Además, este análisis evidenció que el coeficiente de endurecimiento aumenta conforme aumenta la temperatura de tratamiento térmico de homogeneización hasta los 555°C.
- La caracterización microestructural muestra que la temperatura de tratamiento térmico de homogeneización de 470°C permite obtener tamaño de grano y porcentaje de segundas fases similares a los obtenidos con temperaturas de tratamiento térmico mayores, independientemente del porcentaje de deformación en frío y en caliente al que haya sido sometida la lámina durante la laminación. Este hecho denota la posibilidad de disminuir la temperatura de tratamiento térmico de 505°C actualmente usada en la aleación M6 en caso de que se implementara la aleación experimental M3+Mg para la producción.
- Los tratamientos térmicos post-extrusión simulados en laboratorio mostraron no ser representativos del tratamiento térmico post-extrusión real. La resistencia a la tracción real obtenida fue 70 % inferior a la obtenida tras el proceso real.
- Los tratamientos térmicos post-extrusión simulados en la aleación experimental M3+Mg mostraron una mejoría en las propiedades mecánicas respecto de aquellas obtenidas luego de la extrusión del envase. Este hecho, a pesar de evidenciar que el tratamiento térmico simulado no logra reproducir correctamente el ciclo térmico al que se someten los envases luego de la extrusión, evidencia un fenómeno de endurecimiento no esperado y abre la posibilidad de desarrollar aleaciones y/o procesos

que puedan aprovechar este fenómeno para obtener mejores resistencias mecánicas en la fabricación de envases.

- La aleación experimental M3+Mg mostró dificultades para la manufactura de envases bajo los parámetros de proceso actuales utilizados con la aleación M6. Se requerirá la puesta a punto del proceso para lograr utilizarla como reemplazo de la aleación M6 en la fabricación de envases de forma comercial
- Para futuros desarrollos se evidencia la necesidad de mejorar las mediciones de tamaño de grano y porcentaje de segundas fases para la obtención de mejor información microestructural sobre las aleaciones utilizadas.

Bibliografía

- [1] D. Scott MacKenzie George E. Tot ten. *Handbook of Aluminum, Physical Metallurgy and Processes*. Vol 1, 2019.
- [2] Guillermo Anteri. *Materiales Metálicos 2019 Aluminio y sus aleaciones*. Apunte Materiales Metálicos, 2019.
- [3] A. A. Zadpoor. *Numerical simulation modeling of tailor welded blank forming*. 2011.
- [4] C. Bhaskar Reddy A. C. S. Reddy and D. V. Paleswar. *Review on Different Hardening Models for Computation of Deep Drawing Process Simulation*. 2020.
- [5] *Trivium, new alloy report*. 2021.
- [6] A. R. C. Westwoodt Y. T. Broom. *Strain-ageing of aluminium-magnesium alloys at temperatures between 208K and 369K*. 1973.
- [7] J.G. Morris. *Dynamic strain aging in aluminum alloys*. 1973.
- [8] Yuanyuan Geng. *Microstructure evolution during extrusion of AA3xxx aluminum alloys*. 2008.
- [9] Øyvind Ryen. *Work Hardening and Mechanical Anisotropy of Aluminium Sheets and Profiles*. 2003.
- [10] George E. Dieter. *Mechanical Metallurgy*. 1988.
- [11] Pradip K. Saha. *Aluminum extrusión technology*. 2000.
- [12] Angela Dawne Kubiak. *Effect of homogenization on high temperature deformation behaviour of AA3xxx aluminum alloys*. 2006.
- [13] *EN 573-3:2019. Aluminum and aluminum alloys*.
- [14] *ASTM E8/E8M-16a. Standard Test Methods For Tension Testing Of Metallic Materials*.
- [15] *ASTM E112-13. Standard Test Methods For Determining Average Grain Size*.
- [16] *ASTM E562-19e1. Standard Test Method For Determining Volume Fraction By Systematic Manual Point Count*.