

**Estudio del efecto de la temperatura aplicada en la superficie de
perfiles de aluminio extruido en aleación AA6061 T6, en la
variación del porcentaje de elongación, resistencia a la tracción y la
dureza**

Trabajo presentado para obtener el título de:

Magister en Ingeniería Mecánica – Profundización

Universidad de Antioquia

Facultad de Ingeniería

Medellín

I.M. Marco Aurelio Garcia Castrillon

Asesor:

I.M. M.Sc Liliana Marcela Bustamante Góez



**UNIVERSIDAD
DE ANTIOQUIA**
1 8 0 3

Mayo de 2016

Agradecimientos

A mis padres por su apoyo y cariño incondicional.

A la empresa EMMA y CIA. s.a. por las grandes oportunidades.

Resumen

Mediante una de las compañías más representativas en el sector metalmecánico en la fabricación de perfiles de aluminio extruido en Colombia y a través de la asesoría a clientes industriales en el desarrollo de sus productos, se logra identificar una necesidad de conocimiento básica para que se puedan procesar de manera exitosa los productos fabricados con perfiles extruidos de aleación de aluminio estructural. Cuando se tiene un material extruido con una aleación de aluminio estructural tratable térmicamente como la AA6061 con un envejecimiento artificial T6 y se requiere cambiar su geometría mediante una deformación plástica como doblez, debe hacerse un calentamiento localizado para deformarlo en una zona particular mediante la modificación de sus propiedades mecánicas, garantizando que el material sea apto para el uso final del producto e incluso pueda predecirse su funcionamiento desde la etapa del diseño esperando no dañar el material o incluso debilitarlo en gran medida. Sin embargo no existe un conocimiento técnico o una ayuda de consulta confiable que permita saber bajo qué condiciones se puede calentar el material para deformarlo usando procesos de doblado sin tener efectos negativos considerables en el producto final, sus propiedades mecánicas o en su funcionamiento a futuro.

Mediante ensayos de calentamiento con gas natural localizado puntualmente en probetas de perfiles sólidos extruidos en aleación de aluminio estructural AA6061 T6, se realizó un trabajo por medio del cual se pudieron medir y analizar las relaciones entre la aplicación de temperatura localizada y el cambio en las propiedades mecánicas del material como porcentaje de elongación, resistencia última a la tracción, límite de cedencia y la dureza, incluyendo un análisis metalográfico para observar el crecimiento de los granos y su comportamiento. El objetivo del trabajo fue el de obtener gráficos de proceso con ecuaciones de comportamiento, que ayuden en el proceso de diseño y a la correcta transformación y procesamiento de perfiles de aluminio extruidos en la fabricación de productos manufacturados cuando deban ser deformados, evitando su posible fractura en el proceso y garantizando que no se disminuyan considerablemente las propiedades físicas y mecánicas necesarias para el producto final y su desempeño. Con este trabajo se busca brindar al industrial información técnica asociada a la aleación de aluminio AA6061 T6 que le permita enfrentarse a este tipo de problemas y evitar pérdidas de dinero en el desarrollo de sus productos.

Tabla de contenidos

AGRADECIMIENTOS	2
RESUMEN	3
TABLA DE CONTENIDOS.....	4
LISTA DE TABLAS.....	6
LISTA DE FIGURAS.....	7
INTRODUCCIÓN.....	9
1. Marco Teórico.....	11
1.1. Aleación de aluminio.....	11
1.2. Tratamientos térmicos para las aleaciones de aluminio.	13
1.2.1. Tratamiento térmico en solución.	14
1.2.1.1. Disolución de las fases solubles.	14
1.2.1.2. Sobrecalentamiento.	15
1.2.1.3. Tiempo de tratamiento térmico de solución.	15
1.2.2. Enfriamiento rápido.....	15
1.2.2.1. Enfriamiento rápido por inmersión.....	16
1.2.2.2. Enfriamiento rápido por spray (atomización).....	17
1.2.3. Endurecimiento por envejecido.	17
1.2.3.1. Envejecimiento Natural.	17
1.2.3.2 Envejecimiento artificial.	18
1.2.4. Tratamiento térmico de recocido.....	23
1.2.5. Plegado de semielaborados de aleación de aluminio.....	23
2. Estado del arte	25
3. Metodología.....	46
3.1. Diseño de experimento.	46
3.2. Caracterización del material.	49

3.2.1. Geometría.	49
3.2.2. Composición Química.	51
3.2.3. Análisis metalográfico.	51
3.2.4. Determinación de propiedades mecánicas.	52
3.2.4.1. Ensayo de dureza.	52
3.2.4.2. Ensayo de tracción.	54
3.3. Montaje experimental.	54
3.4. Ensayo de aplicación de calor.	56
3.4.1 Tipo de combustible.	58
3.4.2 Medición de temperatura.	59
3.4.3. Medición de tiempo para controlar elevación de temperatura.	59
4. Resultados	60
4.1. Resultados de ensayos de tracción y dureza.	60
4.2. Resultados de análisis estadístico.	60
4.3. Resultados comparativos de datos.	62
4.3.1. Temperatura Vs RFT.	62
4.3.2. Temperatura Vs RPC.	64
4.3.3. Temperatura Vs Elongación	65
4.3.4. Temperatura Vs Dureza.	67
4.4. Resultados del análisis metalográfico.	68
5. Discusión de resultados	73
6. Conclusiones	77
7. Bibliografía	78
APÉNDICE	81

Lista de tablas

Tabla 1: Composición química aleación de aluminio AA6061 [1].	12
Tabla 2: Propiedades mecánicas de aleación AA6061 T6 [1].	12
Tabla 3: Valores orientativos para los radios de curvado mínimo alcanzables en el semielaborado de aluminio AlMgSi _{0,7} plegado a 90° (Datos en mm) [4].	23
Tabla 4: 75 condiciones de tratamientos térmicos realizados a la aleación AA6061 [11].	34
Tabla 5: Hoja de trabajo para el diseño del experimento.	49
Tabla 6: Composición química colada No. 35702.	51
Tabla 7: Tabla de resultados del experimento; promedios y desviaciones estándar.	60
Tabla 8: Resultados del experimento.	61
Tabla 9: Resultado ANOVA del experimento.	61
Tabla 10: Tabla de tamaño de grano encontrado en análisis metalográfico.	72
Tabla 11: Registros de pruebas mecánicas según diseño de experimento.	81
Tabla 12: Tabla de conveniencia y deseabilidad.	82

Lista de figuras

Figura 1: Curva de temperatura-propiedades-tiempo para varias aleaciones de aluminio [2].	16
Figura 2: Curva esfuerzo de tensión de AA6061 con curvas de envejecimiento [2].	19
Figura 3: Gráfico esfuerzo de fluencia de AA6061 con curvas de envejecimiento [2].	19
Figura 4: Gráfico % elongación de AA6061 con curvas de envejecimiento [2].	20
Figura 5: Solubilidad en equilibrio en función de la temperatura para a) Mg_2Si en aluminio con una relación de Mg-Si de 1.73 a 1y (b) Magnesio y silicio en aluminio sólido cuando ambos Mg_2Si y silicio están presentes [2].	20
Figura 6: Micrografía electrónica de barrido de precipitados formados en aleación Al-4.6Cu con incremento del tiempo de envejecimiento [2].	22
Figura 7: Propiedades mecánicas de aleación AA6063 envejecida a 175°C con tiempo variable. Esfuerzos y elongación [5].	26
Figura 8: Propiedades mecánicas de aleación AA6063 envejecida a varias temperaturas con tiempo constante 5.5 Horas. Esfuerzos y elongación [5].	26
Figura 9: Diagrama de proceso de envejecimiento [6].	28
Figura 10: Medidas de dureza aleación AA6061 para varios tiempos de envejecimiento a 200°C [6].	28
Figura 11: Esfuerzos Vs curvas de esfuerzo aleación AA6061 envejecida a 200 °C [6].	29
Figura 12: Curvas de dureza obtenidas de aleación AA6061 envejecida a 175°C y 200 °C [8].	31
Figura 13: Propiedades mecánicas de lingote cilíndrico 6063 sometido a tratamiento de homogenización [9].	32
Figura 14: Densidad de precipitados en lingote de aleación de aluminio AA6063 con y sin homogeneizado [9].	33
Figura 15: Esfuerzo último vs Dureza HRE, aleación 6061 a 75 condiciones de tratamiento térmico [11].	35
Figura 16: Temperaturas alcanzadas en muestras AA6061 T6 a razón de 15K/s y curvas de enfriamiento [12].	36
Figura 17: Esfuerzos alcanzados en muestras AA6061 T6 vs tensión logarítmica y curvas de temperatura alcanzada a una velocidad de calentamiento de 200K/s [12].	37

Figura 18: Esfuerzos de muestra AA6061 T6 vs velocidad de calentamiento [12].	37
Figura 19: Esfuerzo ultimo y elongación vs tiempo de envejecido a diferentes temperaturas en aleación de aluminio AA6063 [13].	39
Figura 20: Elongación hasta fractura de tubo en aleación de aluminio AA6063 con tratamiento de envejecimiento a 160 °C y en tres niveles de deformación 40-50-60% [13].	40
Figura 21: a) Diagrama de fase Al-β-Mg ₂ Si con líneas de solución metaestable y fase β. b) Diagrama TTT para la formación de clusters, β", β', fase estable β [14].	41
Figura 22: Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061 [20].	44
Figura 23: Distancias definidas L1, L2, L3, para el factor A: Distancia.	47
Figura 24: Geometría de platina usada para probetas de ensayo. (Medidas en mm).	50
Figura 25: Muestra aleatoria de perfil extruido para ensayos: Longitud 250mm.	50
Figura 26: Marcación de probeta para el ensayo.	51
Figura 27: Punto de indentación WEBSTER en probeta fallada.	53
Figura 28: Probetas falladas por ensayo de tracción.	54
Figura 29. Dispositivo de prueba vista frontal.	55
Figura 30. a) Dispositivo de sujeción de probeta con variador de posición vertical. b) Control de dirección de llama y posición de quemador.	55
Figura 31. Dispositivo de montaje para ensayo de aplicación de calor.	57
Figura 32. Esquema de altura de llama controlada en el centro del dispositivo para ensayo. Distancia 200mm.	57
Figura 33. Graduación de altura de llama con probeta (distancia 200mm) en el centro del dispositivo para ensayo.	58
Figura 34. Gráfico de Temperatura vs RFT.	63
Figura 35. Gráfico de Temperatura vs RFT resumen.	63
Figura 36. Gráfico de Temperatura vs RPC.	64
Figura 37. Gráfico de Temperatura vs RPC resumen.	65
Figura 38. Gráfico de Temperatura vs % Elongación.	66
Figura 39. Gráfico de Temperatura vs % Elongación.	66
Figura 40. Gráfico de Temperatura vs Dureza.	67
Figura 41. Tamaño de grano encontrado para temperaturas y distancias de prueba.	68
Figura 42. Metalografías para muestras con distancia: 100mm	69
Figura 43. Metalografías para muestras con distancia: 150mm	70
Figura 44. Metalografías para muestras con distancia: 200mm	71

Introducción

En la industria metalmecánica, cuando existe la necesidad de realizar una deformación plástica de tipo doblado o curva en un perfil de aleación de aluminio AA6061 extruido con tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento T6, puede usarse una de las técnicas de doblado existentes en la mayoría de los casos en frío, sin embargo en la práctica lo más común es obtener un resultado de fractura del material cuando se hace con radios de curva no apropiados, muy pequeños o en geometrías complicadas o asimétricas. Una solución para realizar un doblado de un perfil extruido ya envejecido, consiste en producir mediante extrusión el material sin realizar el envejecimiento, acto seguido deformarlo o doblarlo y luego realizar el proceso del envejecimiento artificial para llevarlo a T6 en un horno. Sin embargo, no siempre el industrial cuenta con un horno adecuado para ello o lo suficientemente grande para realizar un envejecimiento al producto final sin atribuirle aún lo costoso que pueda ser, además cuando se presentan fallas o cuando ocurre una fractura de un perfil de aluminio en proceso, se genera un desperdicio del material que en algunos casos es alto y por consiguiente costoso.

Por lo anterior, aplicar calentamiento en la zona donde se deba deformar un perfil de aluminio para cambiar sus propiedades mecánicas tales como dureza, porcentaje de elongación, resistencia última a la tracción y límite de cedencia, que permita la deformación y la conservación en lo mejor posible de sus propiedades, es una buena opción de procesamiento y constituye un método relativamente económico y rápido debido a que la mayoría de los industriales requieren de métodos prácticos y económicos para realizar este tipo de operaciones sin elevar los costos de producción y sin comprometer la calidad de su producto final. Sin embargo, no se cuenta con una información técnica específica que sea asequible y entendible para la industria manufacturera del aluminio en donde se especifiquen los efectos del aumento de temperatura superficial mediante la aplicación de calor por medio de llama en perfiles de aluminio extruido en AA6061 T6 que permita dar una orientación técnica adecuada para procesar el material en la fabricación de productos manufacturados con la necesidad de realizar deformaciones plásticas al límite de no afectar considerablemente las propiedades mecánicas del material ya tratado térmicamente y que permita obtener un buen acabado y desempeño del producto final.

El objetivo general del proyecto se centró en estudiar los efectos sobre la variación del porcentaje de elongación, resistencia última a la tracción, límite de cedencia y dureza que se presentan posteriores a la aplicación de una llama controlada de gas natural mediante un quemador en la superficie de muestras de perfiles sólidos de aluminio extruido en aleación AA6061 T6 de geometría rectangular, variando la distancia de aplicación de la llama y la temperatura final localizada sin tener en cuenta las condiciones de combustión. Los ensayos de tracción y dureza en las muestras permitieron analizar en la zona afectada térmicamente los efectos del incremento de la temperatura en las propiedades mecánicas que ya se mencionaron. Igualmente, mediante un microscopio óptico se pudo evidenciar el comportamiento de la microestructura en el tamaño de grano de las muestras, luego de ser calentadas, para analizar su incidencia en las propiedades mecánicas encontradas en los ensayos de tracción.

Los fenómenos de precipitación en la microestructura de la aleación de aluminio AA6061 T6 ocasionados por los componentes químicos como el silicio y el magnesio, y su participación en el proceso de envejecimiento del material y sus propiedades mecánicas, son estudiados en el marco teórico del trabajo para entender el comportamiento de la aleación de aluminio tratable térmicamente, cuando es sometida a un envejecimiento artificial, sin embargo no se realizan ensayos para analizarlos en las muestras objeto de estudio usadas en el trabajo.

Los resultados obtenidos permitieron generar información para aplicar adecuadamente una temperatura localizada en forma de calor con llama de gas natural, sobre perfiles de aluminio extruido en aleación AA6061 T6 para deformarlos de una forma eficaz en el caso de requerir dobleces especiales, evitando desastros que para las condiciones de uso de un producto final puedan resultar en su fracaso. Igualmente se puede evitar un mal funcionamiento del producto, problemas de calidad e incluso fallas que conlleven a generar accidentes, anticipando desde la etapa de diseño. El estudio permitió obtener gráficas de ayuda técnica que resumen de una manera clara y precisa los resultados obtenidos para que pueda usarse y divulgarse a quienes procesan perfiles de aleación de aluminio AA6061 T6, a través de deformaciones como dobleces para el desarrollo de productos industriales y para evitar en un buen porcentaje las devoluciones de perfiles por conceptos de calidad, que ocasionan inconformidades de los clientes y pérdidas económicas.

1. Marco Teórico

1.1. Aleación de aluminio

AA6061 es una de las aleaciones más comunes de aluminio tratable térmicamente, cuyos elementos de aleación principales son el magnesio y el silicio, usada en el sector industrial, especialmente para fabricar estructuras de buena resistencia mecánica que requieran un buen comportamiento frente a la corrosión. Se usa para la fabricación de autopartes, en vehículos ferroviarios, industria militar, moldes de soplado e inyección en la industria del plástico, escaleras, tuberías, incluso partes de barcos. Esta aleación puede fabricarse mediante el proceso de extrusión en caliente para conformar perfiles con formas definidas, puede soldarse y unirse mediante elementos de fijación o conectores, e incluso doblarse teniendo en cuenta sus propiedades mecánicas, elongación y métodos de doblaje empleados. Entre otras ventajas se encuentran su excelente conductividad térmica, buena conductividad eléctrica, baja densidad, nula toxicidad y excelente resistencia a la corrosión [1].

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente contienen elementos de aleación tales como cobre, magnesio, zinc, y silicio, los cuales en diversas combinaciones incrementan su solubilidad en el aluminio a medida que la temperatura crece, generando así un cambio en sus propiedades mecánicas mediante la conformación de precipitados. Para la producción de una aleación de aluminio tratable térmicamente, se debe presentar en una primera etapa un tratamiento térmico o tratamiento térmico de solución, el cual es un proceso que se lleva a cabo a una temperatura elevada que pone el elemento o los elementos solubles en solución sólida. El proceso anterior es seguido por un enfriamiento rápido, generalmente en agua que momentáneamente "congela" la estructura y por un corto tiempo hace que la aleación sea trabajable. A temperatura ambiente o elevadas temperaturas las aleaciones no son estables después del temple, sin embargo, la precipitación de los constituyentes comienza a presentarse a partir de la solución supersaturada. Después de un período de varios días a temperatura ambiente, sucede el envejecimiento o precipitación, estado en el cual la aleación se hace considerablemente más fuerte. Muchas aleaciones alcanzan condiciones estables rápidamente a temperatura ambiente, sin embargo algunas otras como las que contienen

magnesio y silicio o magnesio y zinc, siguen envejeciendo y endureciéndose durante largos períodos de tiempo a temperatura ambiente [1].

Las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación a través de los años han adquirido una importancia práctica considerable en la industria, gracias a las mejoras continuas en sus características físicas y mecánicas específicas, y a su aptitud para la conformación [1].

La composición química correspondiente a las especificaciones de norma internacional para la aleación AA6061 se basa en la presencia de elementos aleantes principalmente silicio y magnesio (Ver tabla 1) [1].

Tabla 1: Composición química aleación de aluminio AA6061 [1].

ALEACIÓN	ELEMENTO									OTROS		ALUMINIO
AA6061	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	C/U	Total	Al
Al-Mg-Si	0,4	0,7	0,15	0,15	0,8	0,04	-	0,25	0,15	0,05	0,15	Balance
	0,8		0,4		1,2	0,35						

Las propiedades mecánicas para la aleación AA6061 se definen en rangos mínimos para cada variable según características técnicas de este material extruido con tratamiento térmico T6, según los datos encontrados en estándar de aluminio sección "*Mechanical Property Limits—Extruded Wire, Rod, Bar and Profiles*" (Ver Tabla 2) [1].

Tabla 2: Propiedades mecánicas de aleación AA6061 T6 [1].

RFT		RPC		ELONGACIÓN (%)	DUREZA (Webster)
Mínimo	Máximo	Mínimo	Máximo	Mínimo	Mínimo
38 ksi	--	35 ksi	--	8 *	15 **
26,2 kg/mm ²	--	24,1 kg/mm ²	--		

* Para espesor mínimo de probeta por debajo de 6.32mm

** Número Brinnell 95. Carga de 500Kg. diámetro de bola 10mm

RFT: Resistencia última a la tracción.

RPC: Esfuerzo en el límite de cedencia.

1.2. Tratamientos térmicos para las aleaciones de aluminio

Cuando se aplica a aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación, el término tratamiento térmico, se refiere usualmente a las operaciones controladas de calentamiento y enfriamiento empleadas para modificar la estructura metalográfica del material, que en consecuencia cambian su resistencia y dureza.

A continuación se presentan algunas designaciones de temple básicos realizados a aleaciones de aluminio [1]:

F: Material en estado bruto.

O: Recocido (Se usa para productos fabricados por forja).

H: Endurecimiento por deformación (Se usa para productos fabricados por forja).

W: Solución tratada térmicamente. (Aplica en algunas aleaciones, puede ser inestable)

T: Tratado térmicamente para producir temple estable.

Subdivisión de temple básicos para aleaciones de aluminio tratables térmicamente [1]:

T1: Enfriamiento desde una temperatura elevada que produce un proceso de envejecimiento natural en un estado estable del material.

T2: Enfriamiento desde una temperatura elevada que produce un proceso de envejecimiento natural. Se considera un trabajo en frío en estado estable.

T3: Tratamiento en puesta de solución mediante trabajo en frío.

T4: Tratamiento de puesta de solución o envejecimiento natural.

T5: Enfriamiento desde una temperatura elevada en el proceso de conformado y envejecimiento artificial (tratamiento térmico de precipitación).

T6: Puesta en solución, envejecimiento artificial.

T7: Puesta en solución mediante una estabilización.

T8: Puesta en solución mediante trabajo en frío o envejecimiento artificial.

T9: Puesta en solución mediante envejecimiento artificial o trabajo en frío.

T10: Enfriamiento a partir de una temperatura elevada mediante envejecimiento artificial o trabajo en frío.

Los tratamientos térmicos T6 típicos de las aleaciones de aluminio implican principalmente tres pasos que son: disolución, temple y envejecimiento artificial. El tratamiento T6 se utiliza generalmente para incrementar la dureza y la resistencia a la tracción.

Los tratamientos térmicos típicos aplicados a la aleación de aluminio AA6061 para extrusión de perfiles, barras y tubos según "*Aluminum standards and data 2006*" [1] se resumen en:

1.2.1. Tratamiento térmico en solución

Para aplicar este tratamiento el material se enfría a partir de la temperatura de solución en el menor tiempo posible luego que sale del horno. En el caso de la extrusión cuando el control de temperatura en la prensa es adecuado, el material puede ser enfriado con chorros de aire a temperatura ambiente, lo que genera propiedades específicas luego en el material. Igualmente pueden usarse chorros de agua fría atomizados o dirigidos hacia la pieza que también proporcionan mejoramiento de propiedades. En otros casos el material se sumerge totalmente en agua con temperatura siempre por debajo de 38°C mientras ocurre el ciclo de enfriamiento [1].

1.2.1.1. Disolución de las fases solubles

Este proceso consiste en elevar la temperatura de la aleación durante un tiempo determinado, normalmente largo para que se logre alcanzar una solución sólida en dicha aleación que sea casi homogénea. Este tratamiento térmico de solución tiene como objetivo obtener la cantidad máxima de elementos solubles que puedan endurecer la aleación, lo que luego da lugar al endurecimiento por precipitación. La temperatura en la cual se logra esta disolución está determinada por los límites de fusión de los componentes de la aleación y otros errores de variación de temperatura que no estén previstos que pueden estar sobre rangos de $\pm 6^{\circ}\text{C}$. Sin embargo algunas aleaciones altamente aleadas requieren de un control más riguroso, mientras que otras pueden manejar variaciones no tan exigentes [2].

1.2.1.2. Sobrecalentamiento

Se habla de un sobrecalentamiento cuando se excede la temperatura inicial de fusión eutéctica de la aleación. Cuando esto ocurre se pueden afectar drásticamente propiedades del material como tenacidad, resistencia a la tracción y ductilidad, lo que hace que sea catalogado como inaceptable por especificación técnica. Normalmente la temperatura de solubilización es el límite inferior de la temperatura máxima a la que debería calentarse un material para evitar así la fusión y la afectación de los granos y sus límites en el metal [2].

1.2.1.3. Tiempo de tratamiento térmico de solución

Para obtener una correcta solución de los componentes de la aleación en su fase soluble y para lograr una buena homogeneidad de la solución sólida del material se requiere un tiempo nominal en el cual sea aplicada una temperatura antes de un tratamiento térmico. Este tiempo puede variar desde segundos para laminillas de fino espesor hasta 20 horas en piezas de gran tamaño fundidas por métodos tradicionales [2].

1.2.2. Enfriamiento rápido

Para preservar la solución sólida formada en el tratamiento térmico de solución, se puede enfriar rápidamente el material a baja temperatura o a temperatura ambiente. El enfriamiento rápido permite la retención de átomos de soluto en solución pero también genera vacancias que quedan cuando los átomos migran con rapidez a regiones desordenadas del material. Los átomos de soluto, u otras partículas que precipitan en los límites de grano, así como estas vacancias, se pierden luego irremediablemente por efectos prácticos y no contribuyen al fortalecimiento del material. En la mayoría de los casos, para evitar esos tipos de precipitación que son perjudiciales para las propiedades mecánicas y para la resistencia a la corrosión, la solución sólida formada durante el tratamiento térmico de solución debe ser enfriada con suficiente rapidez sin interrupción para producir una solución sobresaturada a temperatura ambiente, lo que propicia la condición óptima de endurecimiento por precipitación en el material. Así, durante el

proceso de enfriamiento rápido deben evitarse las interrupciones del proceso que permitan recalentamientos en rangos de temperatura limitados, igualmente deben tenerse en cuenta factores como el volumen del material, su capacidad de absorción de calor, la tasa de enfriamiento y el tiempo de transferencia de las cargas de material de un lado a otro; como movimientos entre hornos y los medios de enfriamiento [2].

1.2.2.1. Enfriamiento rápido por inmersión

El enfriamiento rápido por inmersión se realiza cuando se sumerge el material en agua a cierta temperatura y se controla prácticamente mediante el tiempo de paso del material del horno al agua y la temperatura de la misma, donde se permite controlar la velocidad de enfriamiento durante la transferencia. El criterio para el enfriamiento rápido de algunas aleaciones de aluminio puede estar limitado a temperaturas por debajo de 415°C, debido a que esta es una temperatura de referencia para aleaciones de aluminio de alta resistencia como la 7075 que cuentan con curvas severas de enfriamiento (Ver figura 1), para las cuales el criterio de inmersión completa es usado antes de que el metal se enfríe [2].

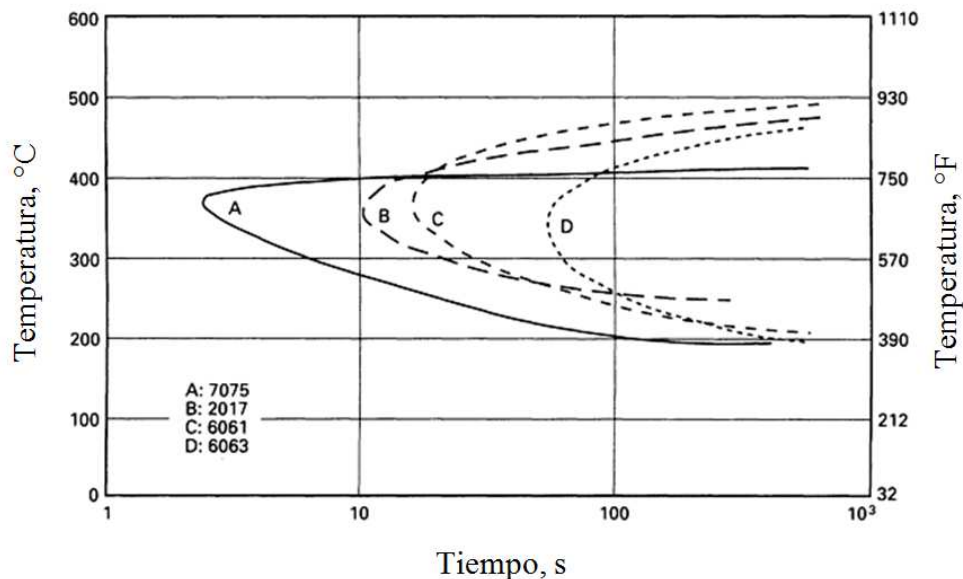


Figura 1: Curva de temperatura-propiedades-tiempo para varias aleaciones de aluminio [2].

1.2.2.2. Enfriamiento rápido por spray (atomización)

En el enfriamiento por atomización, la pieza o el material de trabajo se desplaza con una velocidad de desplazamiento determinada como variable importante a través de atomizadores que esparcen agua que sale por unidad de área en un tiempo de incidencia. En los primeros segundos de enfriamiento por atomización se pueden producir aumentos locales de temperatura que son perjudiciales para el producto y que son causados por deficiente irrigación de agua en algunas zonas del material. Cuando no se hace un enfriamiento eficaz en toda la pieza, el calor interno que queda en el material se encarga de calentar la superficie y hace que pierda propiedades de resistencia [2].

1.2.3. Endurecimiento por envejecido

El endurecimiento final del material se obtiene mediante un envejecimiento natural a temperatura ambiente que puede darse en unos pocos días o realizando un tratamiento térmico de precipitación o envejecimiento artificial en un tiempo determinado. Lo anterior solo se consigue después de haber hecho el tratamiento térmico de solución respectivo y el enfriamiento rápido. En ciertas aleaciones de aluminio el tiempo de endurecimiento por envejecido natural es muy prolongado por lo que se recurre al envejecimiento artificial para acelerar el tiempo de utilización del material en los productos [2].

1.2.3.1. Envejecimiento Natural

El envejecimiento natural en algunas aleaciones de aluminio de la serie 2xxx, pueden producir temple útiles T3 y T4 en cuatro (4) o cinco (5) días, que se caracterizan por tener buena resistencia a la tensión y fluencia, alta tenacidad a la fractura y resistencia a la fatiga. Esto se logra por la relativa alta saturación de átomos y vacancias generadas en el temple o enfriamiento rápido que provoca la formación de zonas llamadas GP. Para aleaciones en las cuales T3 o T4 son estándar, los cambios que ocurren en el envejecimiento natural son de magnitud relativamente menor, y los productos de estas combinaciones de aleación y temple se consideran estables después de aproximadamente una semana de envejecimiento natural. Por otra parte las aleaciones

6xxx y en un grado aún mayor las aleaciones 7xxx son considerablemente menos estables a temperatura ambiente y tienden a continuar envejeciendo para mostrar cambios significativos en las propiedades mecánicas durante muchos años, es por eso que la gran mayoría de estas aleaciones deben ser envejecidas artificialmente para acelerar este tiempo [2].

1.2.3.2 Envejecimiento artificial

El envejecimiento artificial es el proceso que permite acelerar el tiempo de precipitación en las aleaciones de aluminio tratables térmicamente y se hace a temperaturas bajas que oscilan entre 115°C y 190°C, y en tiempos prolongados que pueden estar entre 5 y 48 horas. Los ciclos de tiempo y temperatura que pueden aplicarse a una aleación para realizar un correcto tratamiento de envejecimiento artificial dependen del patrón de distribución de los precipitados y la distribución óptima de los mismos, al igual que su tamaño final. Sin embargo no siempre estas combinaciones son benéficas para la obtención de buenos resultados en todas las propiedades mecánicas, debido a que en una combinación se puede favorecer una propiedad como la resistencia a la tracción pero puede que con respecto a la fluencia o la corrosión no lo haga. Los cambios microestructurales que se presentan durante el envejecimiento artificial en el ciclo específico de tiempo y temperatura están afectados por el estado inicial del material y se ven reflejados en el volumen, tamaño y la distribución de los precipitados, los cuales son los responsables de las propiedades finales del material y por lo tanto debe considerarse siempre la mejor elección de ciclo temperatura-tiempo pensando en el resultado óptimo de la combinación de propiedades mecánicas del material teniendo en cuenta que ambos parámetros estando sujetos a limitaciones en la práctica. [2].

Las variaciones de los esfuerzos de tensión, esfuerzos de fluencia y porcentaje de elongación respectivamente de la aleación AA6061 se muestran en las figuras 2, 3, y 4 con respecto a la variación del tratamiento térmico de precipitación a varias temperaturas y por periodos de tiempo en horas. Comercialmente se recomienda analizar los factores de tiempo, costo y probabilidad de obtención de las propiedades mecánicas deseadas, con la consideración de variables tales como la composición del material y la temperatura dentro del rango especificado con variaciones dentro del horno

y la carga de producción. En el proceso el uso de temperaturas más altas pueden reducir el tiempo de envejecimiento; pero si la temperatura es muy alta, las características del proceso de endurecimiento por precipitación reducen la probabilidad de obtener las propiedades necesarias óptimas. En el caso de la aleación AA6061 para obtener un tratamiento T6 debe hacerse el tratamiento térmico de solución con enfriamiento rápido y posteriormente el tratamiento térmico de precipitación [2].

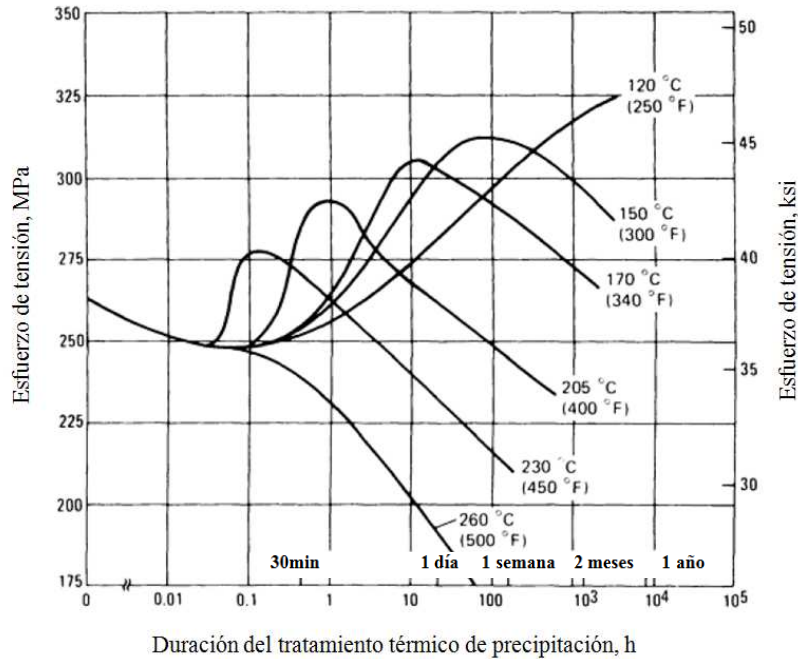


Figura 2: Curva esfuerzo de tensión de AA6061 con curvas de envejecimiento [2].

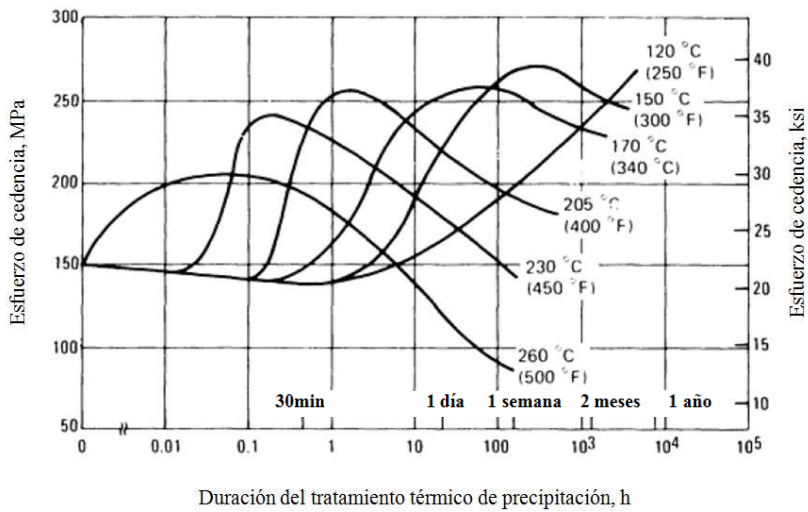


Figura 3: Gráfico esfuerzo de fluencia de AA6061 con curvas de envejecimiento [2].

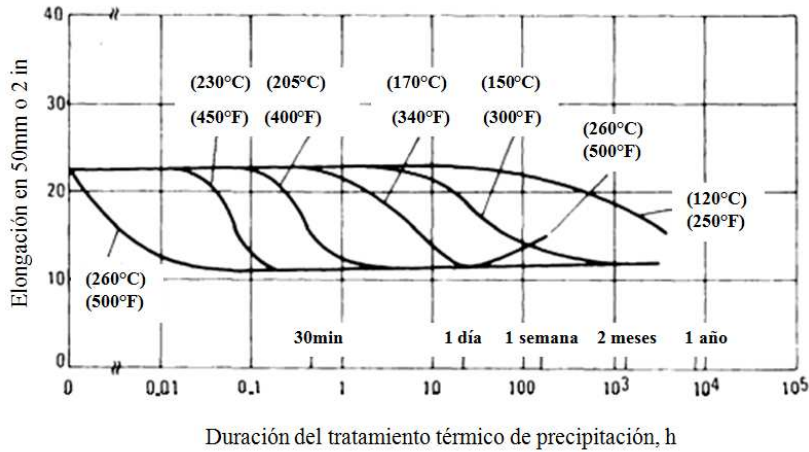


Figura 4: Gráfico % elongación de AA6061 con curvas de envejecimiento [2].

En la mayoría de los sistemas de aleación de aluminio binarios, el incremento en la solubilidad está determinado con el incremento de la temperatura, sin embargo muchos exhiben muy poco endurecimiento causado por las precipitaciones, y estas aleaciones normalmente no se consideran tratables térmicamente. Las aleaciones que endurecen por precipitación presentan solubilidad en estado sólido y en equilibrio que dependen de la temperatura (Ver figura 5). Las aleaciones binarias de aluminio-silicio y sistemas de aluminio-manganeso, por ejemplo, exhiben cambios relativamente insignificantes en las propiedades mecánicas como resultado de los tratamientos térmicos que producen precipitación considerable [2].

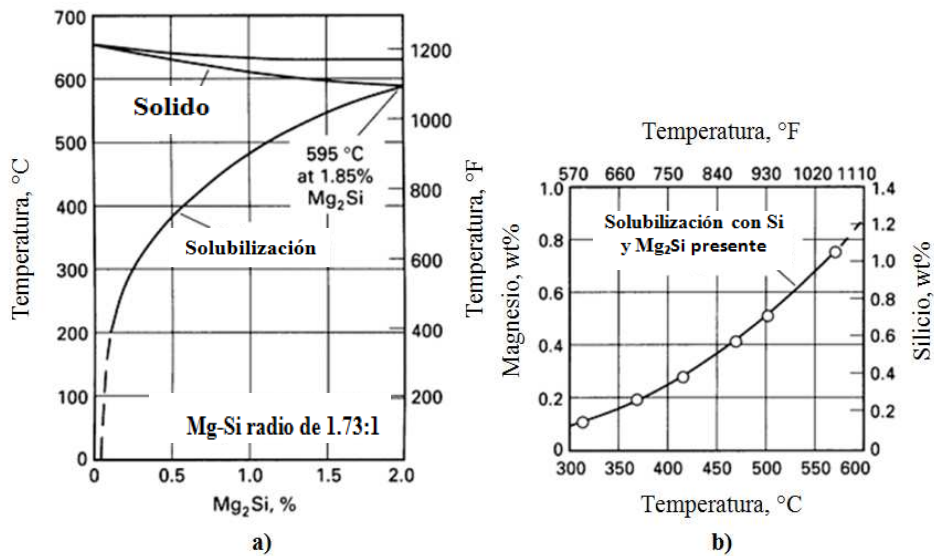


Figura 5: Solubilidad en equilibrio en función de la temperatura para a) Mg₂Si en aluminio con una relación de Mg-Si de 1.73 a 1 y (b) Magnesio y silicio en aluminio sólido cuando ambos Mg₂Si y silicio están presentes [2].

Dentro de los sistemas de aleación de aluminio que se endurecen por precipitación se encuentra el del aluminio-magnesio-silicio, el cual se fortalece con el Mg_2Si y para el caso en estudio corresponden a la aleación AA6061. Otros sistemas son:

- Aluminio-cobre, $CuAl_2$
- Aluminio, cobre y magnesio (El magnesio intensifica la precipitación)
- Aluminio, zinc y magnesio, el cual se fortalece con el $MgZn_2$
- Aluminio, zinc y magnesio y cobre.

Durante los tratamientos térmicos de envejecimiento naturales o artificiales, el fortalecimiento de la solución sólida del material se presenta debido a la formación de precipitados finos y dispersos agrupados en llamados *clusters* que generan una gran tensión interna por las diferencias presentadas entre los átomos de soluto y solvente. Las tensiones internas y la presencia local de un soluto rico, a veces de malla ordenada, pueden dar evidencia de los cambios significativos en las propiedades mecánicas de la aleación antes de que se produzca cualquier cambio microestructural debido al paso del tiempo. La presencia de partículas precipitadas y campos de esfuerzos internos proporcionan gradualmente resistencia mecánica al material debido a que obstruyen y retardan el movimiento de dislocaciones internas. En la secuencia de precipitación de la aleación de aluminio se forman zonas microestructurales de soluto rico que son llamadas zonas Guinier Preston (GP) las cuales, siendo metaestables con tamaños de decenas de angstroms de diámetro, se disuelven en la presencia de un precipitado más estable y provocan una región libre donde se empiezan a formar luego partículas de precipitados estables. Las vacancias que se generan en las zonas GP permiten la difusión de los átomos, dando lugar a su saturación y luego a la transición de los mismos en el proceso de precipitación [2].

El envejecimiento del material debe hacerse por debajo de la temperatura de solubilización de la aleación, pero también por debajo de la línea de solubilización de la zona Guinier-Preston (GP), la cual se define como una brecha metaestable de miscibilidad de los átomos, donde su distribución, tamaño o forma dependen de la aleación en la cual se forman y de la historia mecánica y térmica del material. Es así

como una variedad de estructuras de precipitados pueden formarse aun sin estar en equilibrio.

Los precipitados en una aleación de aluminio se desarrollan de forma secuencial debido al aumento de temperatura o al paso del tiempo. En la figura 6 puede observarse un ejemplo de la secuencia de precipitación de una aleación aluminio-cobre, la cual se desarrolla por etapas a partir de una solución sólida que fue enfriada rápidamente [2]:

Solución sólida \rightarrow Zonas GP \rightarrow θ'' \rightarrow θ' \rightarrow θ (Al_2Cu)

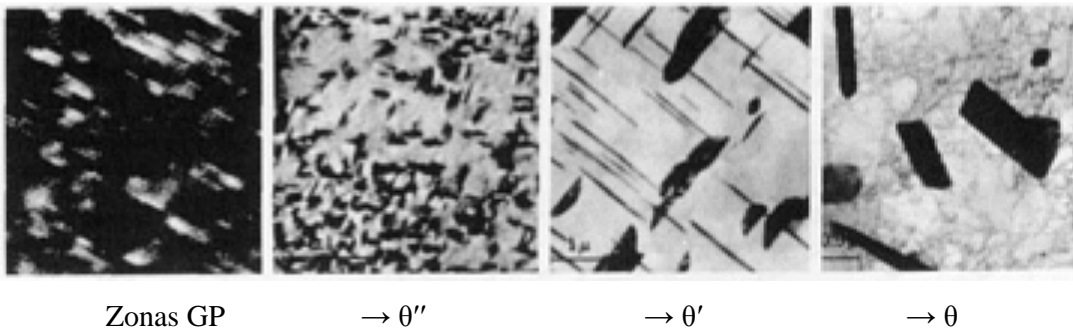


Figura 6: Micrografía electrónica de barrido de precipitados formados en aleación Al-4.6Cu con incremento del tiempo de envejecimiento [2].

En este caso, la secuencia de precipitación presenta regiones enriquecidas con cobre que propician la formación de zonas GP, las cuales tienen forma de discos monoatómicos que se constituyen por átomos de cobre. Siguiendo la secuencia luego aparece la fase θ'' que puede ser apreciada como planos constituidos de cobre puro que se separan de planos de Aluminio donde se presentan precipitados en forma de discos. Se ha demostrado que la energía elástica a una distancia de cuatro planos atómicos de una zona GP existente, puede dar paso a la formación de otra zona GP donde se forma esta fase θ'' . Luego viene la fase θ' que tiene una orientación cristalográfica igual a la de la fase θ'' , y presenta precipitados con forma de placas, los cuales tienden a nuclearse de forma heterogénea. La composición química de esta fase es CuAl_2 . Por último aparece la fase en equilibrio θ la cual es coherente, y los precipitados se nuclean en forma heterogénea, en los límites de grano, dislocaciones y en la interfaz de los mismos precipitados [3].

1.2.4. Tratamiento térmico de recocido

El recocido se usa para eliminar los efectos del tratamiento térmico en solución, donde es aplicada una temperatura de 413°C durante un tiempo que oscila entre 2 y 3 horas. Luego se realiza un enfriamiento a una velocidad de 10°C por hora al material a partir de una temperatura de 260°C del recocido. Este tratamiento térmico se usa para eliminar efectos de tensiones internas o durezas alcanzadas por deformaciones en frío realizadas al material, incluso eliminar parcialmente efectos de tratamientos térmicos anteriores [4].

1.2.5. Plegado de semielaborados de aleación de aluminio

El radio mínimo de curvatura r_i se considera como el radio interior que queda cuando se realiza un doblez en un perfil de aluminio, y debe ser considerado de importancia para el proceso de plegado al igual que la elasticidad del material.

La tabla 3 muestra recomendaciones de fabricación en radios mínimos para doblar a 90° perfiles de aleaciones de aluminio AlMgSi0,7 con tratamiento térmico, basados en experimentación y resultados de ensayos que aseguran un buen resultado evitando la fractura del material en el proceso [5].

Tabla 3: Valores orientativos para los radios de curvado mínimo alcanzables en el semielaborado de aluminio AlMgSi0,7 plegado a 90° (Datos en mm) [5].

Notación del material	Estado del material	Espesor en mm											Factor de material fw ¹⁾	
		>0,8	>0,8-1	>1-1,5	>1,5-2	>2-3	>3-4	>4-5	>5-6	>6-7	>7-8	>8-10		>10-12
AlMgSi0,7 ³⁾	Endurecido en caliente	1,9	2,5	3,7	5	7,8	11	15	19	23	28	38	47	6,2

¹⁾ Radios r_i para espesores "t" mayores o para diámetros "d" de tubos (con $d:t \leq 20$) o alturas "h" de barras y perfiles : $r_i = fw \cdot (0,8t-2)$ o $fw \cdot (0,8h-2)$. r en mm.

³⁾ No normalizado como chapa. Datos para barras rectangulares de espesor correspondiente.

Cuando se requiere curvar en frío perfiles o tubería en aleaciones de aluminio AlMgSi tratadas térmicamente con envejecimientos artificiales, puede ser necesario considerar

un tratamiento térmico de recocido para ablandar el material y modificar la dureza o la elongación del mismo mediante la precipitación de los constituyentes de la aleación que estén disueltos, sobresaturados o en formas gruesas. Sin embargo en otros materiales que tienen dureza por deformación en frío puede ser necesario hacer una recristalización del material para modificar el tamaño de grano. En otros casos puede hacerse simplemente un curvado en caliente. El radio de curvado para un perfil de aluminio puede reducirse aproximadamente a la mitad del valor permitido para curvar en frío, siempre y cuando se realice un calentamiento local por corto tiempo entre 150°C y 200°C. Sin embargo si existe una aplicación de calor a mayor temperatura, el perfil se puede doblar incluso con cantos vivos o reducir mucho más este radio [5].

Para doblar perfiles ya sean tubulares o sólidos debe considerarse la forma y la distribución de la sección transversal aunque las secciones simétricas son más favorables para el proceso que otras que no lo son. En este proceso pueden usarse plantillas de curvado perfiladas para conservar la forma del perfil mientras se dobla, al igual que rellenos si los perfiles son tubulares para evitar que pierdan la forma en el proceso, igualmente se debe tener cuidado de que no se presenten abolladuras o canales en el perfil, incluso la posición de nervaduras que puedan estar sometidas a tracción o a compresión [5].

En el proceso de curvado pueden usarse máquinas que tengan sistemas de sujeción o suplementos que rigidicen el perfil sin deformarlo sobre todo en perfiles abiertos. Estas máquinas pueden ser adaptadas para perfiles en forma de I, L, T o U, siempre y cuando no permitan tallar los perfiles durante el proceso. Por otra parte, existen procesos de curvado que realizan un doblado con estirado donde las dos operaciones se hacen al mismo tiempo, y se utilizan para perfiles de sección transversal compleja también mediante suplementos especiales con la forma de los perfiles [5].

Los tubos o perfiles que tengan espesores mínimos de 1/20 veces el diámetro o la altura no requieren en la mayoría de los casos llenos internos que les permitan conservar la forma mientras se doblan. Por otra parte los perfiles en forma de barras sólidas pueden doblarse por su parte ancha usando los radios sugeridos en la tabla 3. Sin embargo, barras o perfiles de espesores que no se especifican pueden doblarse con radios de 1.5 a 2 veces mayor que los radios sugeridos [5].

2. Estado del arte

En este capítulo se encuentra documentado un análisis del estado del arte que resume una revisión bibliográfica de varios artículos de investigación que contienen información relacionada con el estudio y donde en gran medida se analiza el efecto de la temperatura sobre las propiedades mecánicas y microestructura de aleaciones de aluminio Al-Mg-Si entre las cuales se tienen aleaciones de la serie 6xxx, como la AA6061 y la AA6063 principalmente, entre otras. Se presentan además algunas conclusiones de otros artículos de investigación en los cuales se analizaron procesos alternos de conformación del metal y en los cuales se usó temperatura, para analizar igualmente su efecto en las propiedades mecánicas y la microestructura de estas aleaciones de la serie 6xxx.

Los documentos y artículos analizados presentan los efectos de la temperatura en las propiedades mecánicas y microestructurales de las aleaciones de aluminio Al-Mg-Si, 6061 o 6063, que se generan a raíz de los procesos de aplicación de calor, como envejecido, homogeneizado u otros procesos posteriores que intervienen en su producción. Cada artículo destaca mediante ensayos realizados y mediciones sus propias conclusiones.

Los efectos del envejecimiento en las propiedades mecánicas y la microestructura de la aleación Al-6063 fueron estudiadas por A. Munitz *et al.* (2000), quienes usaron la metodología de producir mediante extrusión en caliente seguida de un temple por agua, dos tipos de aleación AA6063 con diferente composición química, para luego aplicar varios tipos de envejecimiento artificial variando la temperatura y el tiempo. Estas muestras fueron sometidas luego a ensayos de tracción para analizar sus propiedades mecánicas como resistencia última a la tracción, límite de cedencia y porcentaje de elongación, al igual que fueron analizadas mediante microscopía electrónica de transmisión sus microestructuras. El efecto de realizar un envejecimiento para una aleación de aluminio Mg-Si, con una composición química determinada, es aumentar sus propiedades mecánicas hasta obtener un valor máximo (normalmente a condiciones T6), el cual luego de esto, genera un punto de partida para que el material nuevamente empiece a perder sus propiedades si se continúa envejeciendo o agregando calor en un tiempo más prolongado a la temperatura de proceso (Ver figura 7).

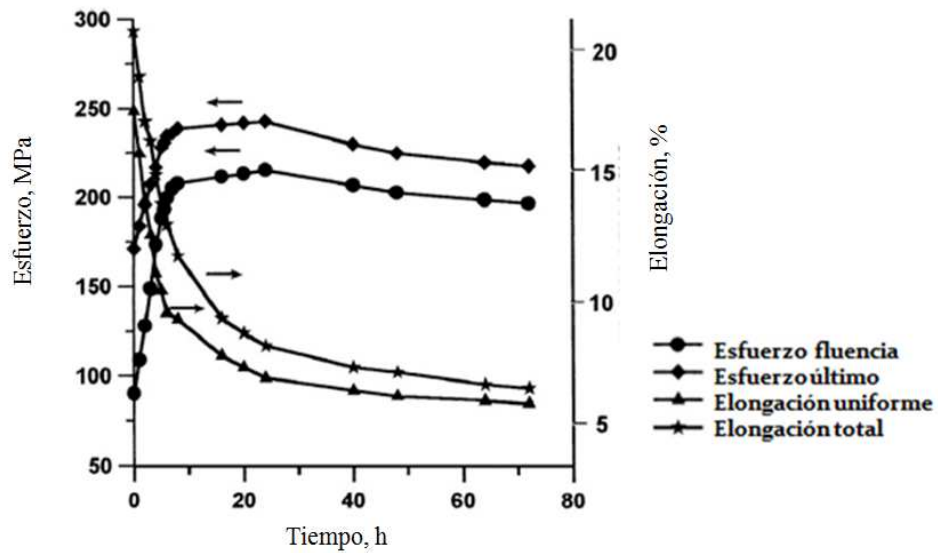


Figura 7: Propiedades mecánicas de aleación AA6063 envejecida a 175°C con tiempo variable. Esfuerzos y elongación [6].

El comportamiento de la aleación de aluminio AA6063 cuando se somete a una temperatura, donde es aplicado un envejecimiento determinado en diferentes tiempos, y hablando de sus propiedades mecánicas; se puede comparar con gran similitud al comportamiento de la misma aleación con un envejecimiento a varias temperaturas en un tiempo permanente o constante (Ver figura 8) [6].

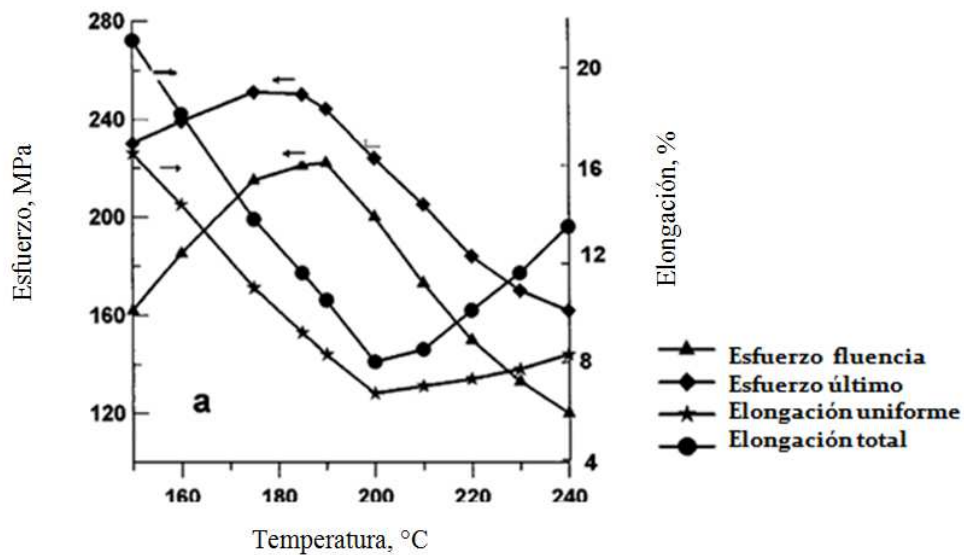


Figura 8: Propiedades mecánicas de aleación AA6063 envejecida a varias temperaturas con tiempo constante 5.5 Horas. Esfuerzos y elongación [6].

La extrusión de perfiles de aluminio Al-Mg-Si a una temperatura de 480°C, permite la formación de una solución sólida de Mg y Si en su estructura. Luego, en un proceso de envejecimiento posterior a una elevada temperatura, se da lugar a la generación de precipitados Mg_2Si en formas de agujas, excepto en las llamadas zonas francas de precipitación (PFZ). Estos precipitados tienen una distribución y cercanía a los granos y límites de grano formados en el material e inciden de manera importante en el esfuerzo último a la tracción, límite de cedencia y porcentaje de elongación. Su tamaño depende en gran parte de la temperatura del proceso de envejecimiento, mientras que la morfología y densidad de estos precipitados dependen de la duración del envejecimiento [6].

Las precipitaciones en estado sólido se encuentran acorde a la siguiente secuencia:

Solución sólida \rightarrow Zonas GP (Guinier and Preston) \rightarrow $(Mg_2Si)''$, precipitados en forma de agujas \rightarrow Mg_2Si' , precipitados en forma de listones \rightarrow Mg_2Si , precipitados en forma de plaquetas [6].

Dentro de las conclusiones que se generan a raíz de este estudio puede resaltarse que la zona de ruptura intergranular del material de aleación de aluminio Mg-Si se incrementa a medida que se realiza el proceso de envejecimiento hasta alcanzar la máxima condición de propiedades mecánicas en T6. Sin embargo, con el paso del tiempo en las mismas condiciones, estas propiedades decrecen cuando se sobrevejece el material. Los cambios microestructurales internos que ocurren durante el proceso de envejecimiento alcanza a tener una correlación con las mediciones de propiedades mecánicas y las morfologías de fracturas en la aleación AA6063 [6].

Con relación al proceso de envejecimiento, Ozturk F. *et al.* (2010), presentan un trabajo donde la aleación de aluminio AA6061 con un tratamiento de solución a continuación es sometida a diferentes procesos de envejecimiento (Ver figura 9) para evaluar los cambios microestructurales que se presentan en el material. El objetivo fué el de registrar el mejor proceso posible bajo condiciones de temperatura y tiempo para que la aleación Mg-Si pudiera obtener unas propiedades mecánicas óptimas para la aplicación de uso estructural [7].

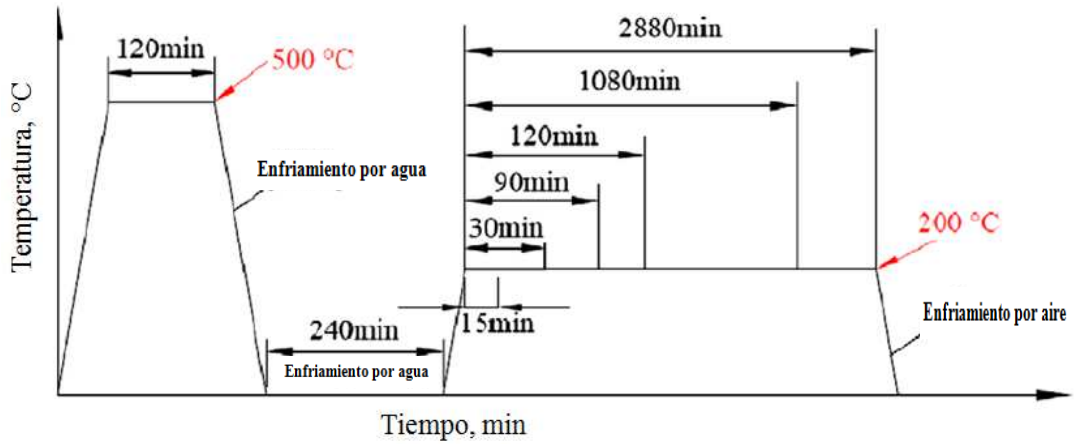


Figura 9: Diagrama de proceso de envejecimiento [7].

En el trabajo se concluye que las propiedades mecánicas óptimas de una aleación Al-Mg-Si como la AA6061 disponible comercialmente, se logran bajo condiciones de envejecimiento después de 200 minutos a 200°C (Ver figuras 10 y 11) [7].

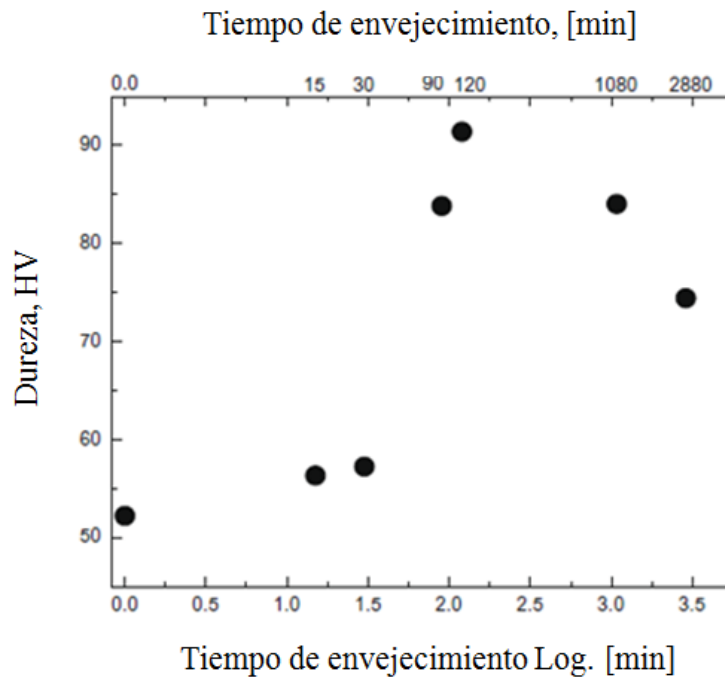


Figura 10: Medidas de dureza aleación AA6061 para varios tiempos de envejecimiento a 200°C [7].

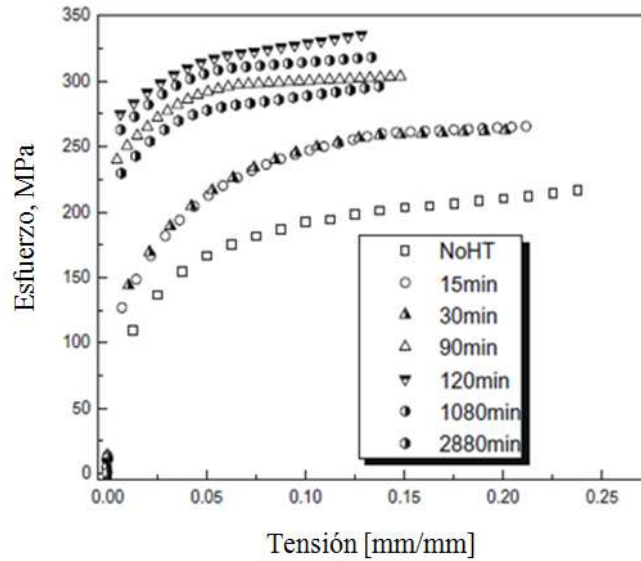


Figura 11: Esfuerzos Vs curvas de esfuerzo aleación AA6061 envejecida a 200 °C [7].

Con el tratamiento térmico de envejecimiento se pueden alcanzar variaciones en las propiedades del material como tensión de fluencia, la resistencia a la tracción y la ductilidad, al igual que lograr cambios microestructurales inducidos por el mismo tratamiento. En las conclusiones presentadas por Ozturk F. *et al.* (2010), resaltan que las variaciones en las propiedades mecánicas a las condiciones de envejecimiento determinadas se explican con la evolución microestructural del material y la formación de precipitados de Mg y Si que contribuyen a aumentar la dureza y la tensión de fluencia. La presencia de precipitados β'' generan cambios significativos en el comportamiento mecánico del material, y de la misma manera la tensión de fluencia aumenta significativamente, la dureza varía linealmente con el límite elástico y la capacidad de endurecimiento por deformación se reduce. Comparativamente, todos los demás cambios microestructurales que ocurren durante el proceso de envejecimiento tienen un efecto mucho menor en la respuesta mecánica del material. La temperatura más elevada de envejecimiento se puede asociar con la formación densa de precipitados β en forma de agujas que aparecen como barreras para las dislocaciones y se encuentran alineados con la dirección de los cristales internos del material. Por otra parte, en la aleación de aluminio Mg-Si, la relación entre la dureza del material y su microestructura puede ser usada para identificar el estado de precipitación del material durante el envejecimiento, en este caso artificial [7].

La conformabilidad en caliente de la aleación de aluminio AA6061 sometida a varios rangos de temperatura y velocidades de deformación, fue estudiada por M. P. Evangelista E. *et al.* (1990), con el objetivo de evaluar la mejor condición de operación en el conformado del material y comprender mejor el proceso de su deformación en caliente. Igualmente se pudo analizar la evolución de la microestructura del material por microscopía electrónica de transmisión (TEM) y relacionar el comportamiento mecánico de la aleación con el fin de establecer el papel de los procesos de restauración del material investigado en procesos de conformado a alta temperatura [8].

El proceso experimental consistió en deformar mediante una máquina de torsión muestras de barras de aluminio extruidas en aleación AA6061 a temperaturas de 250 a 500°C con velocidades de deformación que variaron entre 0,005 y 0,5 s⁻¹. El comportamiento de la aleación AA6061 en el proceso experimental, relacionó la evolución de las fases Mg₂Si. En la secuencia de formación de precipitados, los estados estables en forma de plaquetas como fase β fueron generados por la transición a partir de la fase β'. Se pudo observar que el crecimiento de los precipitados y la transición de la fase β' a la β, se acelera con el aumento de la temperatura alcanzada.

Los resultados experimentales de este estudio mostraron que en la aleación AA6061 el límite de cedencia aumentó cuando disminuyó la temperatura y aumentó la velocidad de deformación. El límite de cedencia aumenta con la tensión hasta un valor máximo y luego disminuye hasta la fractura. La ductilidad del material aumenta con la temperatura hasta un valor pico seguido por una leve disminución; la temperatura de pico aumenta cuando aumenta de la velocidad de deformación. En otros estudios realizados para algunas aleaciones de aluminio a 400°C, en una sola fase o con presencia de otras partículas, cuando ocurre una recristalización dinámica en el material es porque hay presencia de granos recristalizados al igual que subestructuras que se recuperan [8].

Consecuente con los estudios anteriores G. A. Edwards *et al.* (1998), estudiaron la escala de precipitación que se produce durante el endurecimiento por envejecido artificial realizado entre 175°C y 200°C de la aleación de aluminio AA6061. Para el análisis usaron técnicas de calorimetría de barrido diferencial (DSC), (APFIM) y microscopía electrónica de transmisión. Como resultado del estudio se puede apreciar la siguiente secuencia de precipitación [9]:

Aluminio en solución sólida → Grupos independientes de átomos de Mg y Si, →
Disolución de los grupos de Mg → Formación de subgrupos de Mg y Si →
Pequeños precipitados de estructuras desconocidas → β'' → β' → β [9]

En el estudio se logró identificar una relación entre los precipitados y la dureza del material obtenida por envejecimiento artificial a 175°C y 200°C (Ver figura 12), concluyendo que el comportamiento de la dureza por efecto de envejecimiento, fue influenciado por la temperatura de envejecido de una manera usual: el envejecido a la mayor temperatura (200°C) permitió alcanzar una dureza más rápida pero un poco más baja comparada con la obtenida con el envejecido a la temperatura menor (174°C) [9].

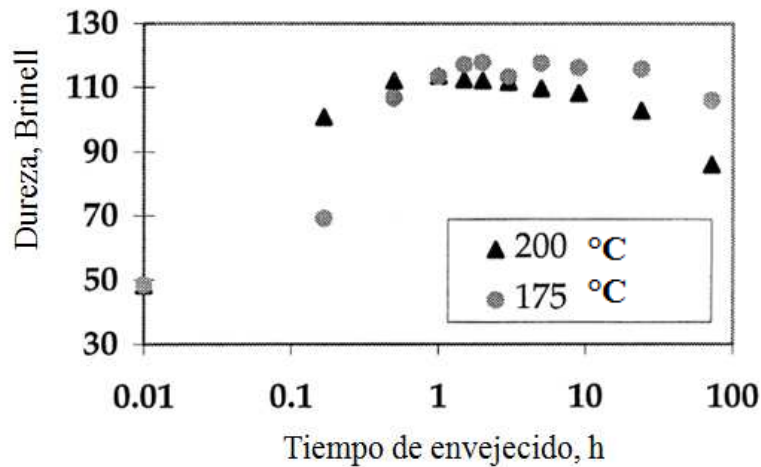


Figura 12: Curvas de dureza obtenidas de aleación AA6061 envejecida a 175°C y 200 °C [9].

En el trabajo de J. A. B. Suárez-peña (2012), se intentó mejorar la homogeneidad química de una aleación Al-Mg-Si para afinar y modificar los precipitados presentes en dicha aleación, promoviendo así cambios necesarios que pueden implementarse en su fabricación y con el proceso de homogenización. En el estudio, se examinó la relación entre la composición química, las características microestructurales y su evolución con el tratamiento térmico de homogenización previo a la extrusión, y como resultado se encontraron diferencias microestructurales entre la superficie y el núcleo de lingotes cilíndricos de una aleación de aluminio AA6063 fabricada por colada semicontinua. Las diferencias encontradas generaron efectos determinantes sobre las propiedades mecánicas de tracción del material donde los resultados del ensayo de tracción

ilustraron sobre una ligera mejoría de la ductilidad en la zona central del lingote, debido a una baja presencia de segundas fases precipitadas (Figura 13) [10].

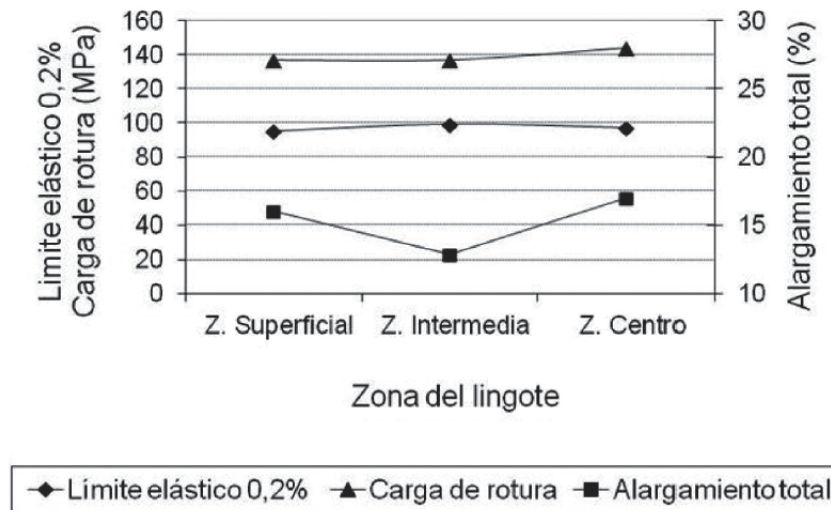


Figura 13: Propiedades mecánicas de lingote cilíndrico 6063 sometido a tratamiento de homogenización [10].

A través de los resultados se observó que en la etapa intermedia de la forma tradicional de producción de los lingotes, la morfología que desarrollan los compuestos intermetálicos en el material de base hierro está influenciada por la velocidad de solidificación que predomina en cada zona del lingote; superficial, intermedia y central. Los resultados se pudieron correlacionar con las propiedades mecánicas del aluminio; como resistencia a la tracción y en distintas zonas del lingote tratado térmicamente. Por otra parte, las velocidades lentas de enfriamiento durante el proceso favorecieron la formación de morfologías en formas de aguja en la secuencia de precipitación, mientras que las velocidades de solidificación más elevadas propiciaron las formas más redondeadas de los precipitados. La formación de precipitados β (Mg_2Si), que discurre en sus distintas etapas del proceso, juega un papel importante en el endurecimiento estructural de la aleación, propiciando por tanto mejoras en sus propiedades mecánicas. La baja presencia de precipitados de segundas fases en las zonas centrales de los lingotes mejora la ductilidad del material, adicional a que la resistencia mecánica también se ve influenciada por las fases intermetálicas de base hierro originadas durante la solidificación de la aleación de aluminio. En conclusión, la densidad de precipitados presentes en el material de aleación de aluminio Mg-Si, varía cuando se realiza un

proceso de homogeneización según los resultados obtenidos en el estudio particular de las zonas del lingote analizado (Ver figura 14) [10].

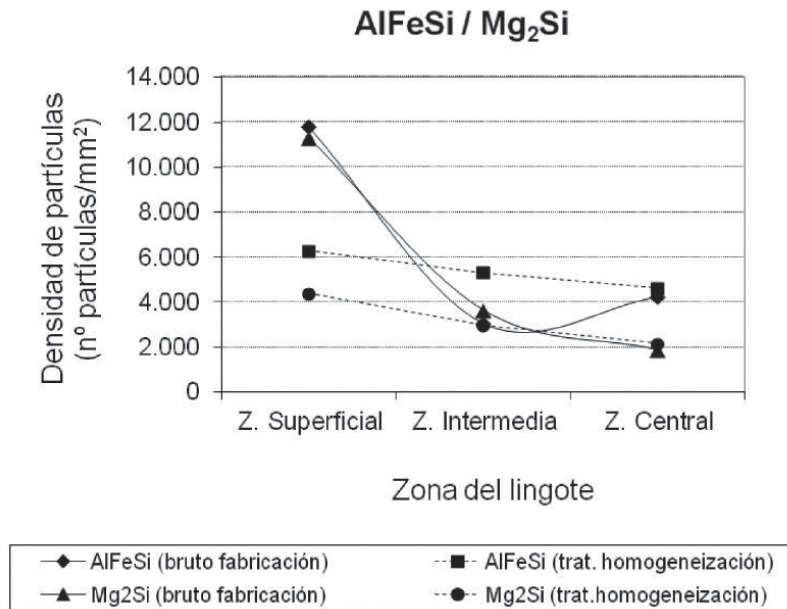


Figura 14: Densidad de precipitados en lingote de aleación de aluminio AA6063 con y sin homogeneizado [10].

La estructura y las propiedades mecánicas de una aleación de Al-Mg-Si extruida luego de ser producida en forma de lingotes fundidos por el proceso de colada continua, varían dependiendo del proceso térmico realizado antes y después de la extrusión, por consiguiente la fracción de volumen y distribución de los precipitados de segunda fase de Mg₂Si cambian según estos procesos. G. Al-Marahleh (2006), realizó un estudio en la aleación de aluminio AA6063 donde se analizaron la estructura y propiedades mecánicas en lingotes fundidos y homogeneizados, los cuales fueron comparados por medio de muestras envejecidas y sin envejecimiento, al igual que se analizó el efecto de la homogeneización sobre las propiedades de la aleación después de la extrusión. Las muestras de los lingotes antes de su extrusión fueron analizadas en su resistencia mecánica después de ser expuestas a tres temperaturas de homogeneizado; 520°C, 550°C y 580°C, y a un tiempo de dos (2), tres (3), cuatro (4), cinco (5), y seis (6) horas. Luego fueron sometidas a un proceso de envejecimiento a 200°C por 8 horas después de su extrusión, para luego realizar ensayos de tracción y microdureza para analizar los resultados. En el estudio se concluyó que perfiles extruidos obtenidos a partir de

lingotes fundidos y en otros casos homogenizados, tienen valores de dureza y resistencia prácticamente similares. Un simple tratamiento térmico realizado a los lingotes de aleación de aluminio AA6063 es insuficiente para formar en ellos una estructura homogénea y aceptable. Si es necesario llevar a cabo un proceso de homogenización de la aleación AA6063, el autor recomienda que el proceso debería hacerse a una temperatura no superior a 520°C con un sostenimiento que no exceda de cinco (5) horas (el tiempo de sostenimiento recomendado es dos (2) horas). Por otro lado un tratamiento termo-mecánico sería más eficiente para lograr una mejor homogeneidad del material (por ejemplo, extrusión en caliente), es así como la fracción de volumen de partículas de segunda fase de perfiles extruidos son mejores que las presentadas en los lingotes fundidos, esto significa que la operación de homogeneización puede ser eliminada desde el proceso anterior sin afectar a las propiedades mecánicas de los productos finales fabricados con la aleación [11].

En un estudio realizado por T. Oppenheim *et al.* (2007), un material de aleación de aluminio 6061 Al-Mg-Si fue expuesto a varios tratamientos térmicos de envejecimiento con variaciones de velocidad de enfriamiento, temperaturas de solubilización y temple, para encontrar una correlación entre sus propiedades de resistencia a la tracción con la dureza. Este hallazgo fue obtenido a raíz de un estudio realizado en dos aleaciones de aluminio AA6061-T6 y AA7249-T76, las cuales fueron expuestas a 75 condiciones de tratamientos térmicos diferentes (Ver tabla 4), donde las velocidades de enfriamiento, tratamientos de solución, y tratamientos de dureza por envejecimiento se variaron para poder correlacionar y discutir los resultados concernientes a las propiedades físicas y mecánicas de las aleaciones tratadas térmicamente [12].

Tabla 4: 75 condiciones de tratamientos térmicos realizados a la aleación AA6061 [12].

Tratamiento térmico de solución (30min)(°C)	Medio de enfriamiento	Envejecimiento natural	Temperatura de envejecimiento artificial (8h)(°C)
470	Aire	Temperatura de medio natural por 24h	145
500			160
530	Agua		175
550			190
570	Aire retardado		210

Según los resultados obtenidos, un óptimo temple T6 implica la realización de un tratamiento térmico en solución de 530°C por 30min, luego enfriamiento por agua y posteriormente un envejecimiento a 175°C por ocho (8) horas. Temperaturas de 470°C-500°C se consideran bajas para el tratamiento térmico en solución y de 550°C-570°C se consideran altas. Para el envejecimiento temperaturas de 140°C-160°C se consideran de bajo envejecido, y las temperaturas de 190°C-210°C se consideran de sobre envejecido.

En este estudio los datos de las propiedades físicas y mecánicas las condiciones de tratamientos térmicos realizados a la aleación AA6061 revelaron una correlación entre las mediciones de dureza (*Rockwell E*) y los valores de resistencia a tracción (Ver figura 15) [12].

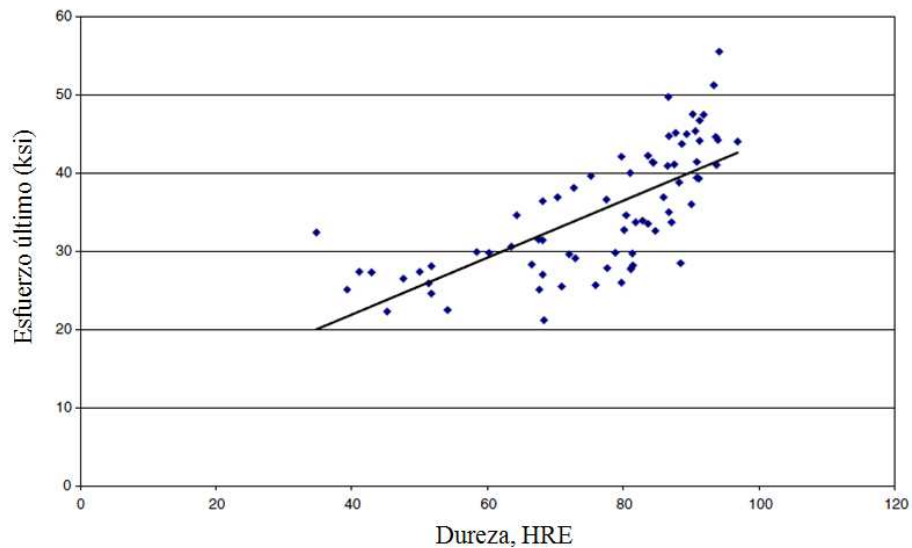


Figura 15: Esfuerzo último vs Dureza HRE, aleación 6061 a 75 condiciones de tratamiento térmico [12].

Por otro lado, los datos de 90 condiciones tratamientos térmicos realizados a otra aleación de aluminio AA7249 con proceso térmico, mostraron una excelente correlación lineal entre la dureza y la resistencia a la tracción [12].

Procesos alternos que implican aplicación de calor en las aleaciones Al-Mg-Si, como la soldadura también generan cambios en las propiedades mecánicas. D. Maissonette *et al.* (2011), estudiaron el comportamiento de una aleación de aluminio AA6061 T6 expuesta a varias temperaturas generadas a través de una soldadura por haz de electrones y

mediante ensayos de tracción. Allí se encontró que la tensión de fluencia medida a temperatura ambiente disminuye si la temperatura máxima alcanzada en el proceso de soldadura aumenta. Esta variación de las propiedades mecánicas es el resultado de los cambios microestructurales que sufrió el material y que fueron observados por microscopía electrónica de transmisión (TEM). El estudio permitió evaluar la evolución del tamaño y la fracción de volumen de los precipitados en función de la carga térmica proporcionada y fue realizado a temperatura ambiente después del calentamiento controlado en varias temperaturas máximas, utilizando diferentes velocidades de calentamiento y de enfriamiento natural a temperatura ambiente (Ver figura 16).

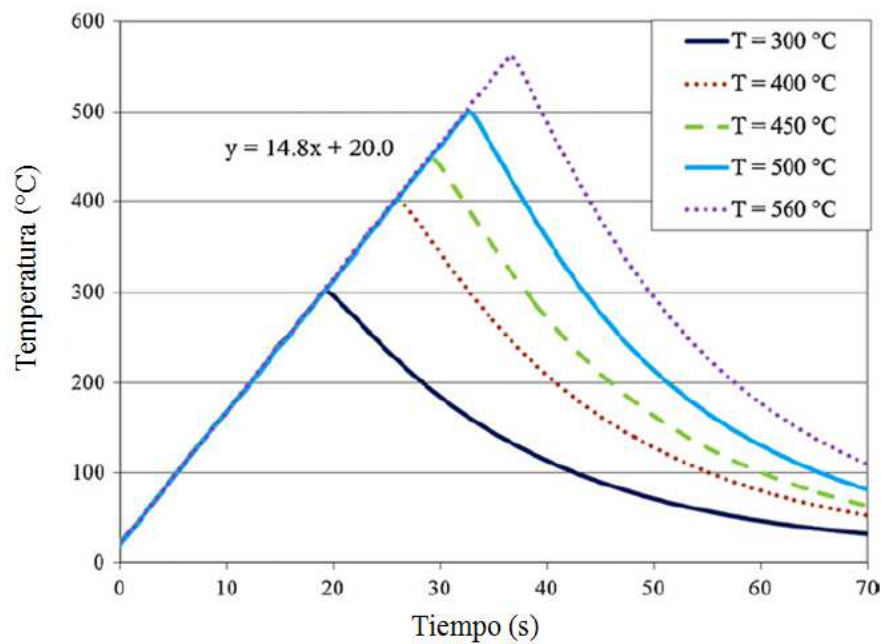


Figura 16: Temperaturas alcanzadas en muestras AA6061 T6 a razón de 15K/s y curvas de enfriamiento [13].

Las cargas térmicas aplicadas a las muestras de aleación 6061 T6, son representativas en la variación de temperatura encontrada en la zona afectada térmicamente por el calor de la soldadura suministrado por el haz de electrones. Los ensayos de tracción se realizaron posteriormente a las muestras para evaluar la influencia de la máxima temperatura y la velocidad de calentamiento en el esfuerzo del material a temperatura ambiente (Ver figura 17) [13].

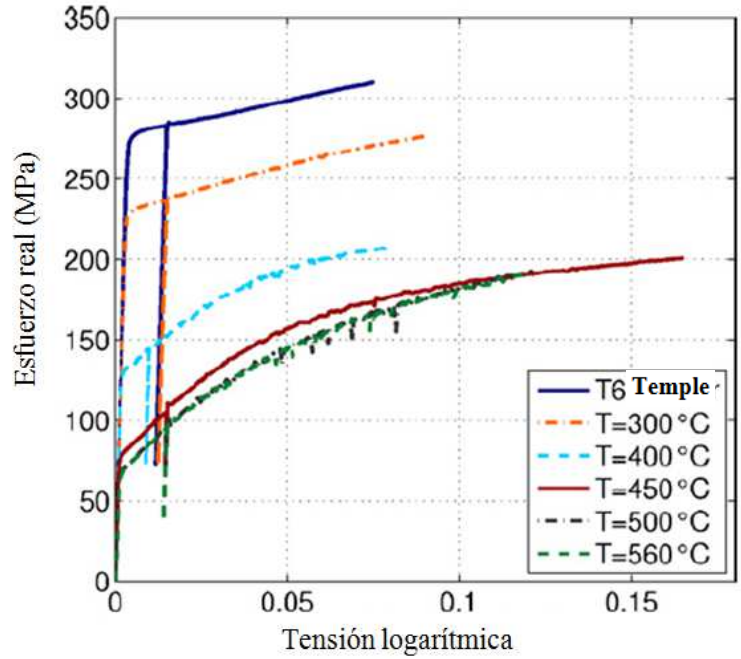


Figura 17: Esfuerzos alcanzados en muestras AA6061 T6 vs tensión logarítmica y curvas de temperatura alcanzada a una velocidad de calentamiento de 200K/s [13].

Las velocidades de calentamiento se evaluaron durante el proceso para observar el comportamiento de los esfuerzos en el material por efecto del calentamiento (Ver figura 18) [13].

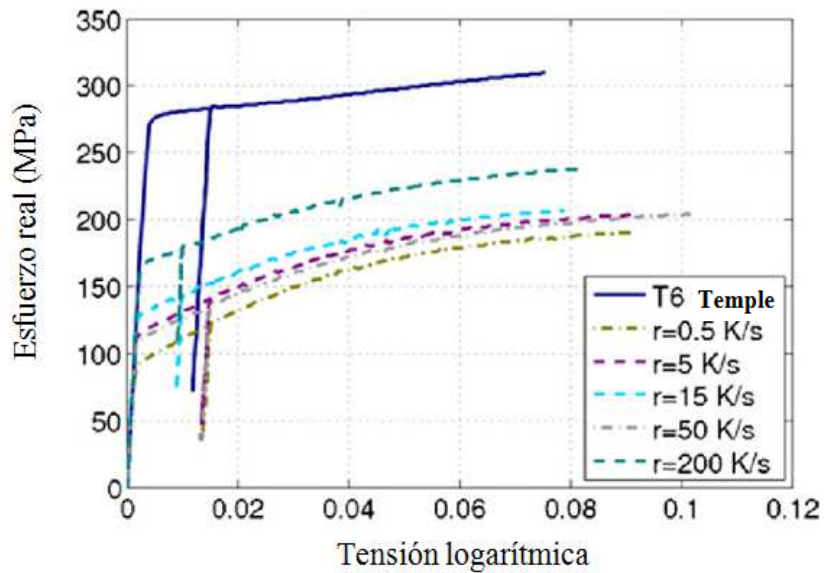


Figura 18: Esfuerzos de muestra AA6061 T6 vs velocidad de calentamiento [13].

Dentro de los principales hallazgos de esta investigación se pudo notar que al realizar un calentamiento por encima de 500°C o 560°C con una velocidad de calentamiento de 15 Ks⁻¹ se puede producir una disolución de los precipitados del material alcanzando un temple 0. Por otra parte cuando el máximo de temperatura aumenta mientras la velocidad de calentamiento disminuye, el esfuerzo de fluencia también disminuye debido al engrosamiento de los precipitados del material, y estos a su vez evolucionan durante este calentamiento aumentando su diámetro medio y longitud. Estos precipitados evolucionan en fase β' durante el calentamiento y por consiguiente su tamaño aumentan significativamente cuando la temperatura máxima es alcanzada (400°C). Así, en el temple T6, y en el caso de la aleación en estudio, numerosos precipitados β'' están presentes en forma de agujas finas con diámetros medios que miden 4.45nm y cuya fracción de volumen es de aproximadamente 1,6%, lo que varía mucho después del calentamiento del material para luego aumentar de tamaño hasta en 7.35nm causando que también aumente su longitud [13].

Durante el envejecimiento de una aleación de aluminio AA6063 (Al-Mg-Si), el límite de cedencia, resistencia última a la tracción y el alargamiento, aumentan, y alcanzan un máximo para luego comenzar a disminuir si es aplicado un sobre envejecimiento al material. Así J. Bourget *et al.* (2009), lograron identificar mediante su trabajo de investigación que existe una fuerte correlación entre la capacidad de flexión de un tubo extruido en este material y el alargamiento, traducándose simplemente en la variación de sus propiedades mecánicas. Se demostró que durante el envejecimiento del material, la resistencia a la fluencia, resistencia a la tracción y el alargamiento, aumenta, y alcanza un máximo para luego comenzar a disminuir debido al sobre envejecimiento [14].

Se analizaron los efectos del tiempo, la temperatura y velocidad de calentamiento del material en el horno, con el fin de identificar un tratamiento térmico optimizado para tubos de aluminio con diferentes niveles de trabajo en frío. Los tubos usados fueron extruidos y tratados térmicamente a rangos de envejecimiento, por encima y por debajo de condiciones de tiempo y temperatura óptimas para el temple, las cuales oscilaron en tiempo desde una (1) a 24 horas y en temperatura 130°C a 200°C, respectivamente (Ver figura 19) [14].

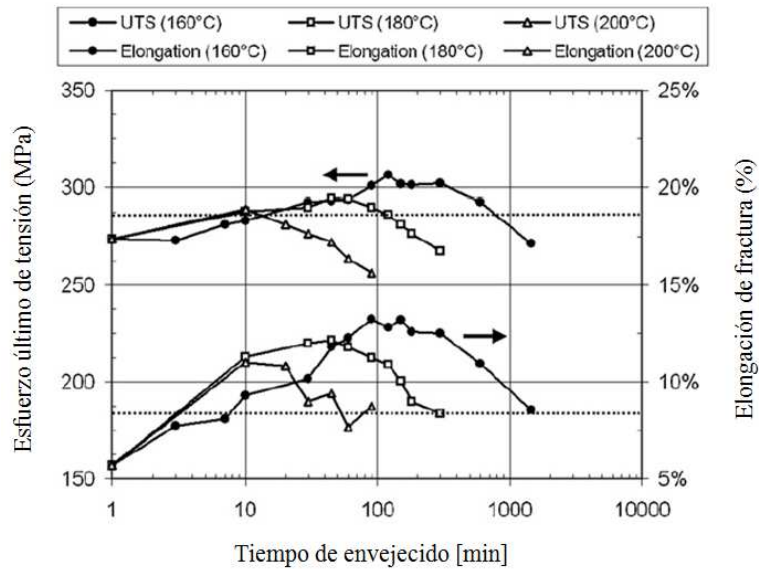


Figura 19: Esfuerzo ultimo y elongación vs tiempo de envejecido a diferentes temperaturas en aleación de aluminio AA6063 [14].

Las propiedades mecánicas se determinaron con la sección completa de las muestras sometidas a ensayos de tracción, mientras que la capacidad de flexión del tubo se evaluó aleatoriamente en una máquina dobladora industrial. Estas características se evaluaron en cada condición del material con el fin de identificar el tratamiento térmico que permitió conforme a los resultados esperados del producto, dar una suficiente capacidad de flexión en el material AA6063. Por otra parte, la capacidad de flexión se correlacionó exitosamente a la tensión de fractura que se midió durante los ensayos de tracción [14].

A medida que aumenta la temperatura, el esfuerzo máximo a la tensión y la elongación aumentan más rápido, pero no logran alcanzar las condiciones deseadas, es decir llegan más bajo. Considerando el periodo de precalentamiento del horno como parte del proceso, se evidenció que tiene efectos poco importantes en las propiedades mecánicas del material final. A medida que el nivel de trabajo generado durante el estirado en frío aumenta, la fluencia y el esfuerzo último se incrementan durante el tiempo de tratamiento térmico dado, y por el contrario la ductilidad decrece ligeramente. La capacidad de flexión de los tubos está influenciada por el tratamiento térmico aplicado y los límites de tiempo que se determinen para diferentes temperaturas esperando conseguir una deformación por flexión libre de problemas. Por otra parte, se logra evidenciar una fuerte correlación entre la capacidad de flexión del tubo y el

alargamiento, así un alargamiento por encima del 11% puede garantizar un buen rendimiento en la flexión (Ver figura 20) [14].

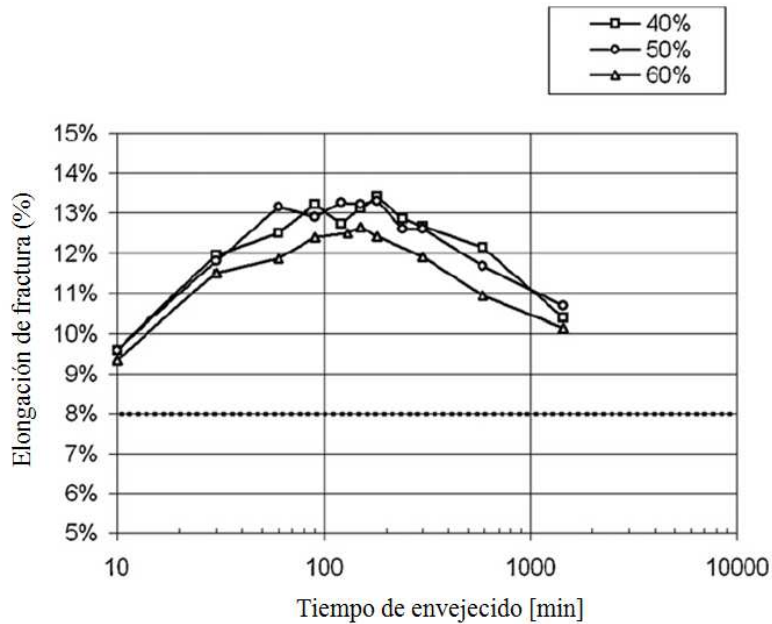


Figura 20: Elongación hasta fractura de tubo en aleación de aluminio AA6063 con tratamiento de envejecimiento a 160 °C y en tres niveles de deformación 40-50-60% [14].

El calor afecta las propiedades de las aleaciones de aluminio serie 6xxx así se hayan fabricado en temple diferentes como T4 o T6. En un estado sobre envejecido cuando se aplica calor se generan precipitados de tamaño grande que propician menos propiedades mecánicas como menos dureza en el material, por lo tanto, si se requiere aplicar calor en un proceso de conformación del metal es más recomendable hacerlo a materiales que tengan un envejecido T6 óptimo y no por debajo o sobre envejecidos [14]. Consecuente con esto, B. Heinz and B. Skrotzki (2002), mediante su artículo, realizaron un estudio en la aleación de aluminio Al-Mg-Si (AA6013), la cual fue soldada por el método de fricción, y con temple T4 y T6, con lo cual pudieron analizar la microestructura y las propiedades mecánicas del material después del proceso de soldadura y después de aplicar un tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT), solo en la condición de T4. Usando microscopía óptica (OM), microscopía electrónica de transmisión (TEM), medición de textura, mediciones de microdureza y ensayos mecánicos, observaron que la microestructura alargada del material base (BM) se transformó en una microestructura recristalizada de tamaño de grano considerablemente menor que las encontradas en el núcleo de la soldadura. Encontraron además un crecimiento en los

precipitados presentes antes de la soldadura en el estado T6. Las mediciones de microdureza y ensayos de tracción mostraron que la ZAC (zona afectada por el calor) es la región más débil de la soldadura, por consiguiente la chapa soldada presentó menos resistencia y ductilidad en comparación con el BM (metal base). Por otro lado el PWHT restauró algo de esfuerzos en el material soldado [15].

La soldadura por fricción realizada a un material de aleación de aluminio AA6013 ocasiona una microestructura dinámicamente recrystalizada para ambos temple estudiados T4 y T6. Por otra parte este proceso genera un sobre envejecido que permite conformar una estructura con precipitados determinados por la temperatura alcanzada. El diagrama de fase esquemático Al- β -Mg₂Si y el diagrama de tiempo-temperatura y transformación (Ver figura 21) muestra una distribución esquemática de la temperatura durante la aplicación de soldadura y la conformación de *clusters* y precipitados β'' , β' y fase estable β , con una composición determinada de la aleación de aluminio [15].

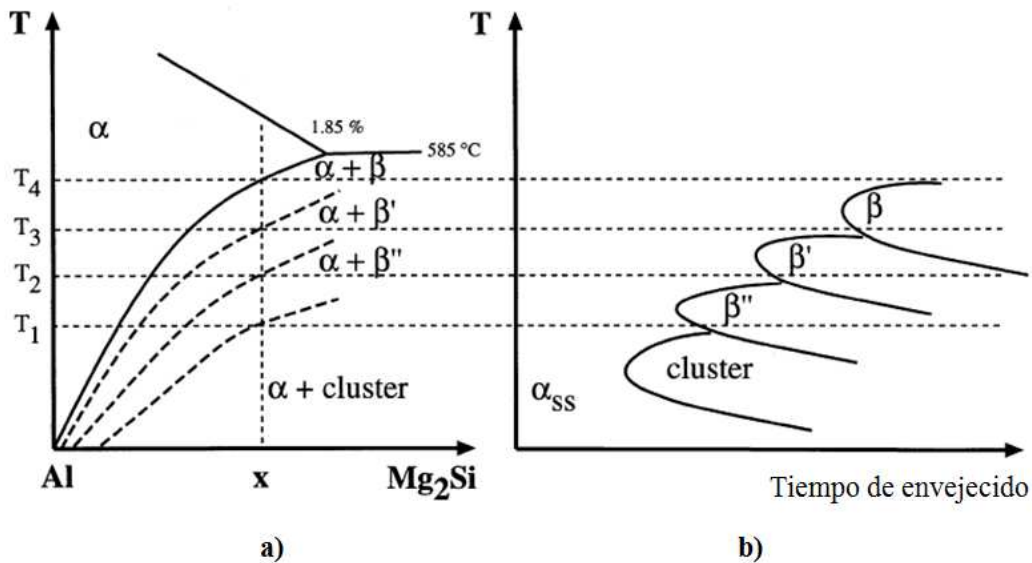


Figura 21: a) Diagrama de fase Al- β -Mg₂Si con líneas de solución metaestable y fase β . b) Diagrama TTT para la formación de clusters, β'' , β' , fase estable β [15].

En la zona de cordón de soldadura probablemente la temperatura excede T₄ por que los precipitados β'' son disueltos en esta zona y tal vez son disueltos directamente. Los precipitados β' son encontrados en las zonas entre T₂ y T₃, y los precipitados β son encontrados en las zonas entre T₃ y T₄.

En el proceso la temperatura alcanzada en la zona afectada térmicamente se considera más importante que el tiempo de exposición en la afectación de las propiedades mecánicas del material ocasionadas por la formación de los precipitados en la microestructura de la aleación de aluminio Al-Mg-Si [15].

S. A. Balogun *et al.* (2007), estudiaron las propiedades mecánicas de tracción (UTS), ductilidad y dureza (HRN) de una aleación de aluminio 6063 forjada y laminada en frío a temperatura ambiente, mediante el cual pudieron demostrar que la deformación por reducción de tamaño por medio de ambos: forja y laminación a temperatura ambiente, podría ser utilizado para aumentar el movimiento de dislocaciones y al mismo tiempo mejorar las características de resistencia a la tracción UTS y la dureza HRN del material. Se evidenció que el proceso de forja es más eficaz porque destruye los límites de grano mejor que en el proceso de laminado, y permite que los poros gaseosos se esparzan a lo largo de la dirección de forja, reduciendo así la tasa de crecimiento de grietas y posibles daños futuros [16].

S. K. Panigrahi y R. Jayaganthan (2008), realizaron un estudio para la aleación de aluminio 6063, donde fue rolada hasta lograr una reducción del espesor 92% a la temperatura del nitrógeno líquido y la temperatura ambiente, con el fin de analizar el efecto de la temperatura de laminación en sus propiedades mecánicas y características micro estructurales mediante el uso de ensayos de tracción y técnicas de caracterización de materiales. Aquí encontraron una mejora en el esfuerzo (257MPa) del material laminado muy frío a temperaturas bajo 0°C, comparado con el material laminado a temperatura ambiente (232MPa), lo cual se debió a la alta acumulación de dislocaciones, que las presentadas en el material laminado a temperatura ambiente. Por otro lado cuando la aleación laminada muy fría se somete a un tratamiento de recocido a 300°C para 5 minutos, exhibe una (UFG) micro-estructura de grano ultrafino con una mejor resistencia a la tracción y ductilidad, que la presentada en otras sometidas a otros tratamientos [17].

Y. C. Lin *et al.* (2014), proponen en su trabajo la combinación del proceso de envejecimiento con el proceso de formación de una aleación de Al-Cu-Mg, en el cual se puede variar la resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas. La resistencia a la corrosión de la aleación de Al-Cu-Mg es sensible al tratamiento térmico de

envejecimiento con deformación. Con el aumento de la temperatura de este envejecimiento, la resistencia a la corrosión disminuye. El aumento de la temperatura de envejecimiento con deformación y la variación del esfuerzo aplicado, hace que los precipitados generados en la matriz de aluminio crezcan rápidamente, así el límite elástico o fluencia y el esfuerzo final a la tracción del Al-Cu-Mg aumentan. Sin embargo, la elongación disminuye con el aumento de la temperatura del envejecimiento con deformación. Por otra parte el aumento de la temperatura del envejecimiento con deformación, hace que los micro-poros crezcan fácilmente y tiendan a coalescer, lo que puede acelerar la fractura de los materiales [18].

Un modelo capaz de describir la precipitación y asociar el esfuerzo de fluencia obtenido para los tratamientos no isotérmicos de una aleación de aluminio 6061, es presentado por D. Bardel *et al.* (2014), teniendo en cuenta que en estas aleaciones que endurecen por envejecido, los procesos de alta temperatura, como la soldadura, pueden modificar fuertemente el estado de precipitación del material, y así degradar las propiedades mecánicas asociadas. El modelo fue desarrollado para describir la evolución microestructural y resistencia mecánica que se producen durante los tratamientos no isotérmicos de un 6061 aleación con un estado T6. Con respecto al efecto de la temperatura máxima, tal como se esperó en la caracterización microestructural, el tratamiento térmico realizado por debajo de 250°C no conduce a cambios significativos en el límite de cedencia. A partir de 300°C, el límite elástico disminuye hasta que alcanza el valor correspondiente a la completa disolución de los precipitados. Este efecto está claramente asociado con el engrosamiento de los precipitados a bajas velocidades de calentamiento, lo que conduce a una caída en la resistencia del material. Las propiedades mecánicas dependen también de la tasa de calentamiento: a más lenta la velocidad de calentamiento, menor será el límite de cedencia obtenido. Este efecto se asocia claramente con el engrosamiento de los precipitados que se producen a bajas velocidades de calentamiento, y que conducen a un decrecimiento en la resistencia. Este modelo contiene parámetros de ajuste (energía interfacial y el límite de solubilidad) y otros parámetros elegidos de la literatura. Las propiedades mecánicas resultantes se compararon exitosamente con los ensayos de tracción demostrando que este modelo puede proporcionar buenos resultados para una amplia gama de tratamientos térmicos no isotérmicos [19].

En otros estudios realizados en aluminios, J. Shang *et al.* (2012), logran evidenciar que los metales disímiles de Mg / Al podrían unirse con éxito por procesos en frío llamados (*Cold Metal Transfer*) CMT bajo los parámetros de procesamiento adecuados, obteniendo así una resistencia de unión muy buena. Aquí podemos evidenciar comportamientos del metal 6061 con procesos de transformación en frío [20].

Alejandro Echavarría V. y Gustavo Adriano Orrego P. (2012), presentan en su trabajo una comparación metalúrgica entre varios tipos de aluminios que se utilizan para la producción de láminas delgadas producidas por extrusión y posterior laminación, según las especificaciones: AA2024, AA3003, AA8011, AA6082, AA8006 y AA6061. En dicho trabajo exponen la metalurgia básica de las cuatro aleaciones en estudio, utilizando los diagramas de fase pseudobinarios apropiados para cada uno, que permite entender la secuencia de solidificación y los precipitados encontrados en la matriz de aluminio. Para el trabajo se estudió el diagrama de fases para la aleación AA6061 T6 (Ver figura 22) [21].

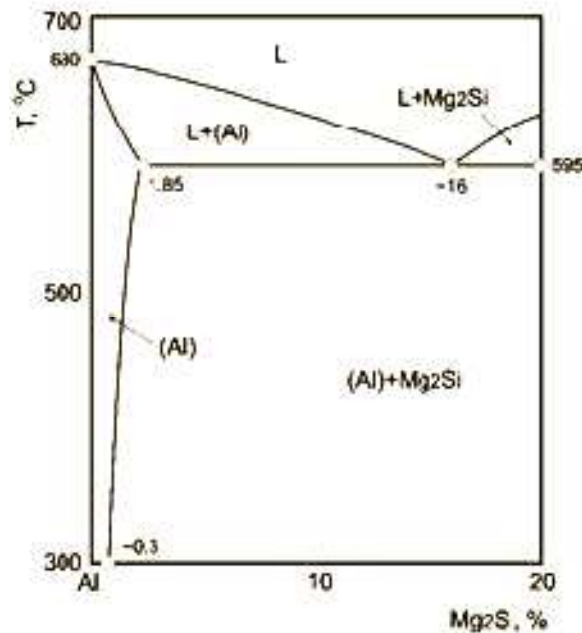


Figura 22: Diagrama de fases correspondiente a la aleación AA6061 [21].

También se realiza una comparación del comportamiento a la deformación plástica de dichos materiales para tener elementos de decisión para su posible uso industrial [21].

N. M. Rossello *et al.* (2007), presentan en su trabajo la afectación de las propiedades mecánicas y microestructurales de una aleación de aluminio 6061 donde pueden observarse datos relevantes de la incidencia de calor en el material incluyendo la dureza y la secuencia de precipitación mediante el envejecimiento. En el proceso de envejecimiento de la aleación de aluminio AA6061 y en general de las aleaciones del sistema Al-Mg-Si, la secuencia de descomposición de la solución sólida sobresaturada especialmente en la zona de Al-Mg₂Si depende sustancialmente de la temperatura de envejecido y también eventualmente de la composición química. Se ha encontrado que esta secuencia varía según la siguiente cinética de precipitación [22]:

Agujas de fase β'' → listones de fase β' → Placas de fase β

Cuando se incrementan el tiempo y la temperatura de tratamiento térmico de envejecido, la fase β , constituida por el compuesto intermetálico Mg₂Si adopta una forma de placas, con dimensiones de 1 μ m aproximadamente. Vale la pena resaltar que la reacción que da inicio a la precipitación de la fase β , solo se presenta a temperaturas por encima de los 260°C a 300°C. A temperaturas superiores a los 180°C a 200°C se genera una reacción que da lugar a la formación de la fase β' , que adopta una geometría en forma de listones que tienen una longitud de 0.5 μ m aproximadamente y no son muy uniformes. A temperaturas por debajo de 200°C se generan las zonas de fase β'' , las cuales se desarrollan como agujas que se acomodan a lo largo de las direcciones de la matriz de aluminio. Las temperaturas habituales de envejecido van de 160°C a 180°C. Sin embargo, con tratamientos térmicos realizados a temperaturas inferiores a los 200°C, se obtiene la distribución de las agujas β'' en la matriz de aluminio [22].

Está claro que los materiales con óptimas propiedades mecánicas corresponden a aquellos que tienen su estructura interna más fina, lo cual es logrado con un buen tratamiento de envejecido en dos etapas: una primera etapa para producir la formación de núcleos estables (pre-envejecido a 120°C) y una segunda etapa que permite el crecimiento de los precipitados (envejecido entre 160°C y 180°C) [22].

3. Metodología

En la metodología se tuvo en cuenta la realización de un procedimiento de prueba que, mediante un dispositivo de ensayo y a través de un diseño de experimentos, se dio lugar al calentamiento de las muestras de aluminio debidamente especificado. Esto se realizó, mediante una llama de gas natural aplicada de forma directa al metal, utilizando tres distancias diferentes y, con la posibilidad de medir tres temperaturas máximas a partir de las cuales se hicieron las respectivas mediciones y análisis de los resultados.

3.1. Diseño de experimento

El diseño del experimento para el estudio se fundamentó en la técnica estadística de análisis factorial [23], debido a la necesidad de observar una correlación entre las variables definidas inicialmente para las condiciones de probetas, y los correspondientes datos experimentales obtenidos luego de los ensayos realizados.

El uso del análisis factorial, permitió analizar la variación de las propiedades mecánicas de las probetas de perfil extruido en aleación AA6061 T6, relacionadas con la aplicación de temperatura por medio de la llama directa de gas natural, y a través de tres distancias diferentes de contacto.

Para el diseño del experimento se definieron dos factores experimentales los cuales se identificaron respectivamente como:

a) Distancia (mm)

Hace referencia a la distancia del punto central de la probeta al borde de salida de llama del quemador. Para definir este factor se consideraron tres distancias de medición que simulan la aplicación manual de calor en la práctica de la manufactura del aluminio (L_1 : 100mm, L_2 : 150mm y L_3 : 200mm). La figura 23 muestra un esquema de la posición de las probetas respecto a la ubicación del quemador.

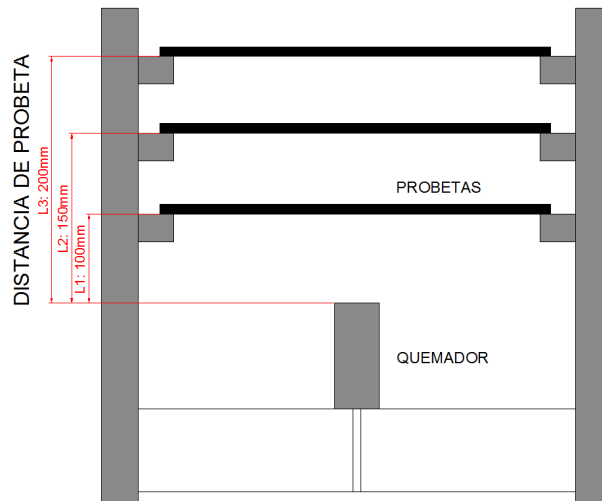


Figura 23: Distancias definidas L1, L2, L3, para el factor A: Distancia.

No se encontró información relacionada a una técnica específica que defina un método para aplicar calor manualmente mediante un quemador sobre una superficie metálica para calentarla, y por consiguiente estos factores se definen para el experimento con criterio propio, teniendo en cuenta que pudieran variar dependiendo de la experiencia y habilidad de un operario para estos intervalos.

b) Temperatura (°C)

Hace referencia a la temperatura alcanzada en la superficie central de la probeta, donde la llama de gas natural incide con su calor. Para definir este factor se consideraron tres temperaturas de medición que se han especificado de acuerdo al diagrama de fases de la aleación de aluminio AA6061 T6 [21][22].

Teniendo en cuenta lo anterior, se ensayaron las probetas con unas temperaturas que pudieran generar unos efectos importantes en la estructura del metal, así las temperaturas de ensayo fueron definidas fueron: T1: 200°C, T2: 250°C y T3: 300°C.

Se definió un intervalo de tres valores (niveles) considerados suficientes para permitir el análisis de los factores Distancia y Temperatura y su interacción teniendo en cuenta las variables de respuesta.

El factor tiempo no fue tenido en cuenta como relevante ya que no es objeto de estudio para el análisis, sin embargo se registró solo como control para hacer las mediciones durante el ensayo solo cuando se alcanzó la temperatura deseada y sin considerar un sostenimiento prolongado sobre la superficie de la probeta.

Mediante el programa *Statgraphics Centurion XVII.I - X64*, y con los factores de estudio definidos, se diseñó un experimento para estudiar el fenómeno y obtener resultados donde se pudo ver la significancia estadística. Así, se creó un diseño de experimento para el cual se definieron cuatro variables de respuesta:

Variable 1. Resistencia última a la tracción. RFT (kg/ mm^2)

Variable 2. Límite de cedencia. RPC (kg/ mm^2)

Variable 3. Elongación. (%)

Variable 4. Dureza. (Webster)

Con los datos definidos se seleccionó un diseño factorial aleatorio de tres réplicas con un modelo de interacciones de dos factores. Las réplicas definidas para el diseño del experimento fueron tres, número que se consideró suficiente para obtener unos resultados significativos y acorde al presupuesto del proyecto. El diseño final resultante fue de 36 ejecuciones, con una (1) muestra para ser tomada en cada ejecución.

Se obtuvo entonces la hoja de trabajo correspondiente con las corridas experimentales que fueron usadas para la realización de los ensayos, y en el orden que fueron conducidas (Ver tabla 5). Los respectivos resultados y datos de las mediciones realizadas fueron registrados en la hoja de experimento, donde se analizó posteriormente mediante el programa *Statgraphics Centurion XVII.I - X64*, para obtener los resultados de análisis.

Tabla 5: Hoja de trabajo para el diseño del experimento.

<i>ejecución</i>	<i>bloque</i>	<i>DISTANCIA</i> <i>mm</i>	<i>TEMPERATURA</i> <i>°C</i>	<i>RFT</i> <i>Kg/mm2</i>	<i>RPC</i> <i>Kg/mm2</i>	<i>Elongación</i> <i>%</i>	<i>Dureza</i> <i>Webster</i>
1	1	100	200				
2	1	200	300				
3	1	150	250				
4	1	150	300				
5	1	100	250				
6	1	200	200				
7	1	150	200				
8	1	100	300				
9	1	200	250				
10	2	100	200				
11	2	200	300				
12	2	150	250				
13	2	150	300				
14	2	100	250				
15	2	200	200				
16	2	150	200				
17	2	100	300				
18	2	200	250				
19	3	100	200				
20	3	200	300				
21	3	150	250				
22	3	150	300				
23	3	100	250				
24	3	200	200				
25	3	150	200				
26	3	100	300				
27	3	200	250				
28	4	100	200				
29	4	200	300				
30	4	150	250				
31	4	150	300				
32	4	100	250				
33	4	200	200				
34	4	150	200				
35	4	100	300				
36	4	200	250				

3.2. Caracterización del material

3.2.1. Geometría

Se eligió por manejo y tamaño, una platina rectangular de geometría comercial de uso común en la fabricación de productos de aluminio y que posee un espesor promedio de otros perfiles tubulares y sólidos que son usados comúnmente en desarrollos industriales. Las medidas de la platina fueron de 15.88mm de ancho por 3.18mm de espesor, cortadas a una longitud de 250mm para facilitar la sujeción en los ensayos de tracción (Ver figuras 24 y 25).

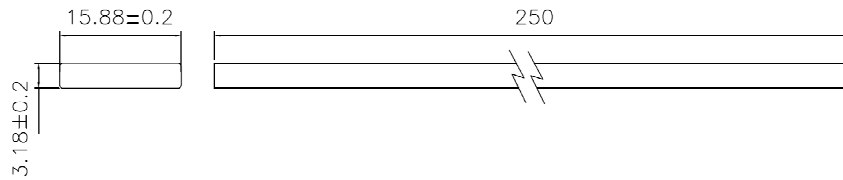


Figura 24: Geometría de platina usada para probetas de ensayo. (Medidas en mm).



Figura 25: Muestra aleatoria de perfil extruido para ensayos: Longitud 250mm.

Para determinar en las dimensiones geométricas de la platina las tolerancias dimensionales del producto, se usó la norma ANSI H35.2 ASTM [4], cumpliendo con las características técnicas y geométricas.

Atendiendo al diseño de experimentos, en la etapa de preparación de las muestras, se produjeron, seleccionaron y marcaron 36 probetas de perfiles de aluminio extruidos con aleación AA 6061 T6 de acuerdo con la norma ASTM B221 [24].

Las probetas se marcaron debidamente según el parámetro a variar (distancia, temperatura y número de probeta), al cual se le asignó una letra. La letra L, representa el parámetro de distancia de la probeta al borde del quemador para lo cual se tomaron tres distancias: 100mm, 150mm, 200mm. La letra T representa la temperatura alcanzada en la zona central o zona media de la probeta para lo cual se registraron tres temperaturas de 200°C, 250°C, 300°C y por último la letra P, que hace referencia al número de probeta (1, 2, 3,4), de acuerdo a las réplicas del ensayo. Se consideró una de las réplicas para analizar la metalografía del material sin haber sometido dichas probetas a los ensayos de tracción. En la figura 26 se presenta la marcación del lote de probetas para el ensayo.



Figura 26: Marcación de probeta para el ensayo.

3.2.2. Composición Química

La determinación de la composición química de las probetas de aluminio se realizó mediante el método de espectrometría de emisión óptica con atmósfera de argón y se realizó de acuerdo a la norma ASTM E 1251 [25]. Se verificó que las muestras cumplieran con la respectiva composición química según norma internacional para la aleación AA6061 (Ver tabla 6) [1].

Tabla 6: Composición química colada No. 35702.

Aleación	Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Otros	Aluminio
AA6061 Al-Mg-Si	Magnesio- Silicio	0.705	0.249	0.286	0.036	0.956	0.077	0.005	0.038	0.079	Resto	97,6

El tratamiento térmico realizado a las platinas luego de extruidas fue a condiciones de producción correspondientes a T6 con puesta en solución a 560°C, una velocidad de enfriamiento de 10°C/s usando aspersion de agua y con envejecimiento artificial a 185°C durante un tiempo de 8 horas.

3.2.3. Análisis metalográfico

Para este análisis se tomaron muestras adicionales que constituyeron una cuarta réplica, las cuales fueron afectadas térmicamente en el ensayo principal bajo los parámetros establecidos del experimento pero que no fueron sometidas a ensayo de tracción. Estas muestras cumplieron las mismas características de ensayo de las tres réplicas del experimento. Adicionalmente fueron analizadas muestras originales de probetas que no fueron afectadas térmicamente. La preparación de las probetas para el análisis metalográfico se realizó según la norma ASTM E3 [26].

Las probetas para el análisis fueron cortadas, preparadas y pulidas mediante técnicas tradicionales. Fueron cortadas en su parte central transversalmente para sacar partes pequeñas de muestra de perfil afectado térmicamente, de aproximadamente 5 mm x 5 mm x 5 mm, y fueron marcadas según el tratamiento de ensayo que se suministró, luego se pusieron en el molde para luego adicionar finalmente la resina con el endurecedor. Se considera solo el análisis para la parte central de la probeta afectada térmicamente, debido a que el objeto del estudio se basa en verificar como se afecta la zona que debe ser doblada y en este caso es la parte central que afectó el calor de la llama.

El proceso de preparación de las superficies o pulido de las probetas para el ensayo se realizó en una desbastadora-pulidora BUEHLER, *Twin variable speed grinder polisher*, Modelo 495102115- 2007, el cual se llevó a cabo en la zona de observación con paños humedecidos con agua y alúmina en suspensión.

Para la visualización de la estructura de grano en el microscopio las muestras se atacaron durante 10 segundos aproximadamente atendiendo los procedimientos de la norma ASTM E07 [27] con un agente reactivo llamado *WECKS* cuya composición química se resume en agua desionizada H₂O (75ml), hidróxido de sodio NaOH (25 ml) y permanganato de potasio KMnO₄ (4g), que permitió un revelado para la aleación AA6061.

Finalmente las muestras son observadas para su respectivo análisis en un microscopio óptico NIKON, modelo EPIPHOT 200, mediante el software de análisis *MICROMETRICS SE PREMIUM 2000-2009, ACCU-SCOPE INC*. El tamaño de grano de cada muestra fue medido con el método planimétrico, cuyo procedimiento de medición se encuentra especificado según la norma ASTM E112.

3.2.4. Determinación de propiedades mecánicas

3.2.4.1. Ensayo de dureza.

La dureza de cada una de las probetas se midió con durómetro calibrado para aluminio manual *WEBSTER instrument Inc*. Modelo B, según la norma ASTM B 647 [28].

Se realizaron dos mediciones para la parte central afectada térmicamente de cada una de las probetas a un centímetro aproximado de separación del centro de la probeta en la cara que fue expuesta al calor, luego se sacó un promedio para registrar el valor final. Se considera suficiente dos mediciones puesto que la norma usada no exige un mínimo de mediciones y con dos valores puede obtenerse un promedio. Por otra parte se considera que la medición de dureza Webster para el aluminio es completamente válida a nivel industrial.

Se descarta la incidencia de la indentación por deformación en frío de la medición en las probetas para los resultados finales de tracción, debido a que la penetración de 0.25 mm para un diámetro de indentador de 0.8 mm registran un porcentaje de afectación y reducción de área demasiado bajo en dos mediciones con respecto al área de la probeta que son descartados por el error de la máquina. No se evidenciaron incidencias físicas de la indentación ni sus proximidades con la falla por tracción (Ver figura 27).



Figura 27: Punto de indentación WEBSTER en probeta fallada.

El material inicial con el cual fueron ensayadas las probetas corresponde a la aleación de aluminio AA6061 tratada térmicamente T6 (solubilizada y luego envejecida artificialmente) la cual presentó una resistencia mínima a la tracción del orden de 27MPa. y un límite elástico mínimo de 25MPa. El porcentaje de elongación se encontró mínimo en 8% y la dureza en 15 Webster.

3.2.4.2. Ensayo de tracción

Para el ensayo de tracción se separaron 36 probetas según especificaciones de norma ASTM E8/E8M [29]. Cada una de las muestras fueron medidas según el diseño de experimento en sus propiedades mecánicas: resistencia última a la tracción RFT, límite de cedencia RPC y porcentaje de elongación en la máquina universal de ensayos AMSLER, "*Tensile Testing Machine*", capacidad 10 Ton, según la norma ASTM B 557 [30]. Todos los resultados obtenidos fueron cuidadosamente registrados en la tabla de experimento. La incertidumbre de la máquina de Tracción AMSLER es de 1.9%. La velocidad de deformación es aproximadamente de 10mm/min.

El esfuerzo en el límite de cedencia determina el nivel de esfuerzos que producirá la deformación plástica en el material, por lo tanto se incluye esta variable en los resultados de los ensayos de tracción para el análisis.

Todos los valores obtenidos a partir de las probetas falladas por ensayos de tracción (Ver figura 28) de las propiedades mecánicas de resistencia última a la tracción, límite de cedencia, porcentaje de elongación y dureza, fueron debidamente registrados, y mediante una regresión lineal fueron obtenidas las ecuaciones de comportamiento y tendencia de cada factor.



Figura 28: Probetas falladas por ensayo de tracción.

3.3 Montaje experimental

Para realizar los ensayos de aplicación de calor se diseñó y construyó un dispositivo de prueba (Ver figuras 29 y 30), donde se pudieron controlar las variables que intervinieron en las pruebas tales como: posición de quemador, dirección de llama, altura de llama, posición y distancia de la probeta de aluminio al punto de contacto de calor.



Figura 29. Dispositivo de prueba vista frontal.



a)



b)

Figura 30. a) Dispositivo de sujeción de probeta con variador de posición vertical. b) Control de dirección de llama y posición de quemador.

Especificaciones técnicas del dispositivo de prueba:

- Material: aluminio extruido aleación 6063 T5.
- Medidas: ancho: 650mm, alto: 570mm, largo: 100mm
- Dispositivo de sujeción de quemador con sistema basculante.
- Mecanismo de sujeción de probeta lateral en ambos extremos
- Sistema de variación de altura de probeta con regleta de medición en mm.
- Acabado: Anodizado natural
- Distancia entre soportes verticales: 260mm.

3.4. Ensayo de aplicación de calor

El ensayo comenzó ubicando horizontalmente entre los dos soportes móviles con regletas de posición del dispositivo de prueba, una probeta marcada según la nomenclatura ya mencionada y de acuerdo a la tabla 4 para la primera medición. Esta posición de la probeta permitió que la llama hiciera contacto con la superficie central de la misma (Ver figura 31). Para realizar los ensayos de aplicación de calor, se usó un quemador de gas natural instalado en el dispositivo de prueba, ya que se considera un recurso económico y comúnmente usado en las industrias de manufactura de aluminio.

Especificaciones técnicas del quemador:

Consumo medio combustible: 1750 g/h

Orificio de inyector: 0.20mm

Temperatura máxima de llama: 1050 °C

Distancia entre punto de temperatura máxima a extremo de quemador: 160mm

Empuñadura de rosca con piloto para regular la entrada de gas y el aire para la realización de la combustión. Referencia: Jackwal 1/2BSP x 5/8UNF.

Se aseguró el dispositivo de montaje en una superficie tipo mesa nivelada y estable (Ver Figura 31).

La zona escogida para la realización de los ensayos se definió como adecuada debido a sus condiciones de buena iluminación, ventilación apropiada para la combustión de la llama y abastecimiento de combustible.



Figura 31. Dispositivo de montaje para ensayo de aplicación de calor.

Para asegurar un contacto permanente de calor con cada una de las probetas, se ajustó mediante soportes móviles verticales graduables (Ver figura 32) la altura de las probetas y por consiguiente la altura de llama para garantizar el contacto con la probeta más alejada de la posición del quemador, y con las probetas más cercanas (Ver figura 33).

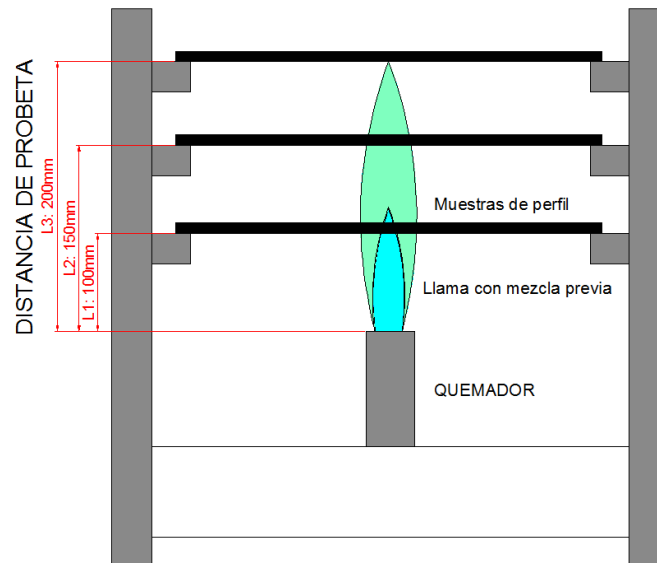


Figura 32. Esquema de altura de llama controlada en el centro del dispositivo para ensayo. Distancia 200mm.



Figura 33. Graduación de altura de llama con probeta (distancia 200mm) en el centro del dispositivo para ensayo.

3.4.1. Tipo de combustible

El combustible usado para el ensayo fue gas natural de red, suministrado por Empresas Públicas de Medellín debido a que es el recurso asequible en la planta de producción donde se realizaron las respectivas pruebas, además porque es normalmente conocido y común en industrias del sector metalmecánico.

El diseño del dispositivo permitió ajustar manualmente en el quemador de gas natural una llama azul ajustando cuidadosamente la entrada del combustible y la entrada de aire, obteniendo así una altura de llama de aproximadamente 100mm a partir del final de la boca del quemador, direccionado a la posición horizontal de la probeta. Se mantuvo una llama estable para todo el ensayo sin considerar el detalle en su condición estequiométrica, combustión, tipo de llama o poder calorífico del gas, debido a que este aparte no fue objeto de estudio para el alcance definido en el trabajo.

3.4.2. Medición de temperatura

La medición de temperatura fue efectuada manualmente por medio de una termocupla de contacto con sistema de medición digital modelo MD 3003 *Digital Thermometer*, MAXTHERMO Tipo K.

La temperatura alcanzada en el centro de la probeta se midió en periodos de cinco (5) segundos con la termocupla hasta alcanzar la condición de temperatura presentada en el diseño de experimento para la posición de probeta definida.

Para la medición manual de temperatura con la termocupla y teniendo en cuenta la rápida disipación de calor del aluminio, se definió como intervalo aceptable de medida un rango de 10°C por encima o por debajo del valor nominal buscado. Es decir que para efectos de medición y atendiendo a la dinámica del ensayo, se consideró aceptable medir para las siguientes temperaturas con tolerancias: 200+/-10°C, 250+/-10°C y 300+/-10°C.

El procedimiento se repitió para cada una de las probetas, modificando las distancias y las temperaturas alcanzadas, teniendo en cuenta las condiciones aleatorias definidas en la tabla 5. Posteriormente las probetas se dejaron enfriar al ambiente para luego realizar las respectivas pruebas mecánicas.

3.4.3. Medición de tiempo para controlar elevación de temperatura

Las mediciones de tiempo de intervalos de aplicación de temperatura, se realizaron con el cronómetro digital estándar CASIO modelo HS-3 y se midió la temperatura alcanzada en la probeta cada cinco (5) segundos de aplicación de llama hasta llegar a cada temperatura definida para el ensayo. El tiempo que tomó medir la temperatura manualmente no tardó más de 3 segundos. El tiempo total desde la aplicación inicial de la llama en las probetas hasta alcanzar la temperatura deseada, sin considerar el tiempo de interrupción de medición con termocupla, fue registrado para cada caso en tablas para el análisis y resultados.

4. Resultados

4.1. Resultados de ensayos de tracción y dureza

Los resultados obtenidos en los ensayos mecánicos y de dureza, se registraron en la tabla del diseño del experimento (Ver tabla 11 apéndice). En la tabla 7 se presenta un resumen con los resultados promedio y las desviaciones estándar para cada caso.

Tabla 7: Tabla de resultados del experimento; promedios y desviaciones estándar.

DISTANCIA mm	TEMPERATURA °C	RFT		RPC		Elongación		Dureza	
		kg/ mm ²		kg/ mm ²		%		Webster	
		Promedio	D.E.	Promedio	D.E.	Promedio	D.E.	Promedio	D.E.
100	200	24,3	1,3	20,4	0,6	11,6	0,4	13,0	0,6
100	250	21,9	0,4	19,4	0,3	8,4	0,4	11,4	0,8
100	300	17,2	1,7	15,1	1,1	10,4	0,5	9,3	1,2
150	200	23,0	0,5	20,5	0,4	11,5	0,7	14,3	0,5
150	250	22,4	1,0	20,5	0,3	10,3	0,6	12,9	0,6
150	300	20,2	1,0	17,8	1,6	11,2	0,6	10,0	1,4
200	200	25,7	0,6	22,4	0,6	10,5	0,3	13,4	0,3
200	250	23,3	1,6	20,3	0,5	10,2	0,7	12,8	0,5
200	300	19,7	1,1	15,2	0,5	11,2	0,4	9,8	1,3

4.2. Resultados de análisis estadístico

Se obtuvieron los resultados del análisis de los factores experimentales y su interacción con las cuatro variables de respuesta definidas y medidas, mediante el diseño de experimento aleatorizado con tres réplicas y las 36 ejecuciones. Esto permitió aumentar la precisión para estimar los resultados y dar seguridad contra resultados anormales o accidentes no previstos.

Se obtuvieron P-valores por debajo de 0,05, lo cual indica que el modelo ajustado es estadísticamente significativo. El R-cuadrado muestra el porcentaje de variación en la respuesta obtenida, indicando que si existe una buena relación entre las variables del modelo, el cual varió de 94,49% a 98,14%. Este valor permitió resaltar que para cada una de las respuestas evaluadas la calidad del modelo fue buena para replicar los

resultados, y así poder hacer una comparación de análisis entre ellos. En la tabla 8 se presentan los resultados obtenidos después de correr el programa *Statgraphics Centurion XVII.I - X64*, para el cual se analizaron todos los datos obtenidos en el experimento.

Tabla 8: Resultados del experimento.

Modelo	RFT	RPC	Elongación	Dureza
Grados de libertad	23	23	23	23
P-valor	0,0000	0,0000	0,0002	0,0001
Error grados de libertad	12	12	12	12
Error estándar	0,872953	0,583274	0,413915	0,690545
R-cuadrado	96,28	98,14	94,49	95,42

ANOVA

El análisis de varianza (Ver tabla 9) mostró los grados de libertad posibles para estimar el error experimental. Se usaron dos estimaciones de error:

Error total: incluyó los grados de libertad que fueron utilizados para estimar los efectos que no estaban en el modelo actual.

Error puro: se analizó solamente de las ejecuciones replicadas.

Tabla 9: Resultado ANOVA del experimento.

Origen	D.F.*
Bloques	3
Modelo	8
Error total	24
Falta de ajuste	24
Error puro	0
Total	35

* D.F. Grados de libertad.

En los resultados obtenidos, el error total tuvo 27 grados de libertad, superando al menos tres o cuatro grados de libertad en el error, que para los efectos estimados es estadísticamente significativo.

Deseabilidad

En la tabla 12 del apéndice se muestra comparativamente la conveniencia (deseabilidad) calculada de las respuestas en cada ejecución en el experimento basada en las respuestas

observadas, los resultados más convenientes obtenidos basados en el modelo ajustado fueron usados para graficar el comportamiento de los datos en su modo deseable para predecir su resultado.

4.3. Resultados comparativos de datos

Las gráficas comparativas presentadas, se analizaron de acuerdo a los resultados obtenidos en los ensayos de tracción y dureza y el análisis estadístico, mediante las cuales pudo representarse gráficamente los factores de distancia y temperatura contra cada una de las variables resistencia última a la tracción (RFT), límite de cedencia (RPC), porcentaje de elongación y dureza, conociendo que estadísticamente existía una relación clara entre ellos permitiendo a través de ello concluir en el análisis final.

Para el análisis comparativo de resultados se usó la tabla del experimento (Ver tabla 11 apéndice), en la cual se presentan los registros de los datos observados; estos resultados son promediados según cada condición de distancia y temperatura aplicada en las muestras del experimento, para construir los siguientes gráficos de análisis:

4.3.1. Temperatura Vs RFT

La gráfica obtenida de los resultados de RFT (Ver figura 34), muestra una tendencia decreciente en la medida que la temperatura aplicada en las muestras aumenta para los tres casos de distancia. Para el objetivo propuesto, lo más conveniente para los ensayos de deformación es conservar las mejores propiedades mecánicas posibles para el producto, por lo tanto si se fuera a considerar un resultado preciso, la tendencia de la curva con distancia de 200mm, sería la más adecuada para lograrlo en el intervalo de temperatura de 200°C a 300°C. Sin embargo, de acuerdo al gráfico y a las curvas obtenidas de los intervalos de desviación estándar (D.E.) en límites por encima (Sup.) y por debajo (Inf.) de cada curva, se puede evidenciar que no se presenta una diferencia estadística significativa que permita determinar una de las curvas como resultado óptimo. En este caso, y para los tres experimentos de distancia no hay diferencia representativa.

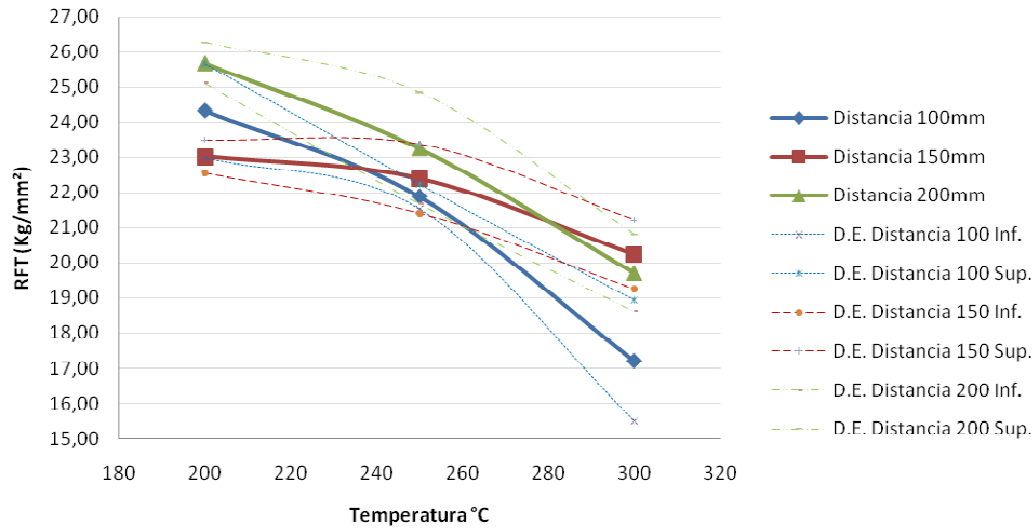


Figura 34. Gráfico de Temperatura vs RFT.

Según lo anterior, se pudo determinar un comportamiento del material con respecto a los factores de temperatura teniendo en cuenta que la distancia de aplicación no se consideró como factor clave para determinar las propiedades finales del material después de realizar un calentamiento (Ver figura 35).

La ecuación que pudo predecir el comportamiento del material con respecto a la aplicación de temperatura en sus propiedades de resistencia final a la tracción es:

$$RFT = -0,0003(\text{Temperatura } ^\circ\text{C})^2 + 0,1098(\text{Temperatura } ^\circ\text{C}) + 15,403 + \text{error}$$

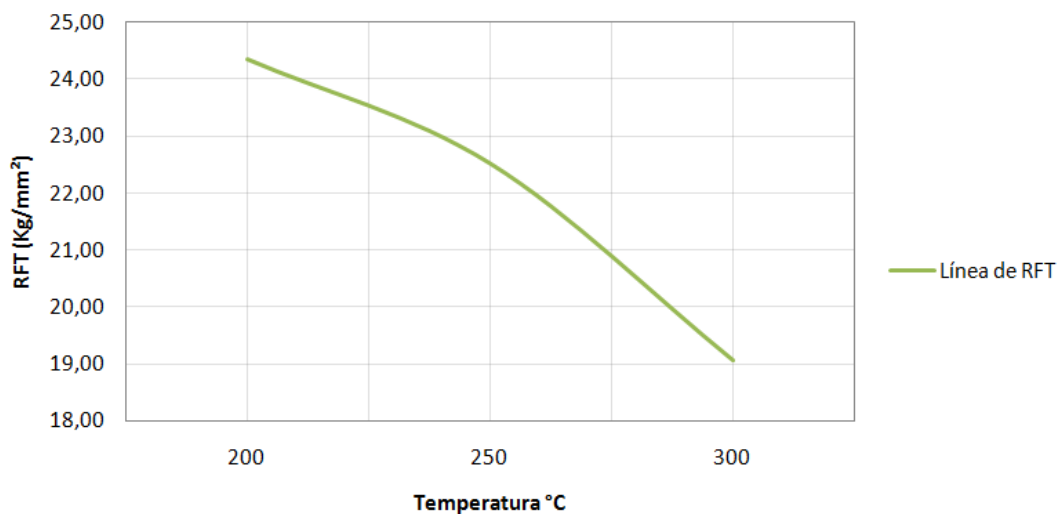


Figura 35. Gráfico de Temperatura vs RFT resumen.

4.3.2. Temperatura Vs RPC

La gráfica obtenida de los resultados de RPC (Ver figura 36), muestra, al igual que los resultados de RFT, una tendencia decreciente en la medida que la temperatura aplicada en las muestras aumenta para los tres casos de distancia, por consiguiente se apreció un intervalo de aplicación de temperatura adecuado en la tendencia de las curvas con distancia de 200mm y la de 150mm, en el intervalo de temperatura de 200°C a 300°C. Sin embargo, precisando las curvas con sus desviaciones estándar se pudo observar que no se evidencia una diferencia estadística significativa para los resultados obtenidos comparando los tres casos de distancia.

Para el análisis del experimento, la resistencia al punto cedente RPC, fue medida como se mencionó anteriormente, sin embargo se usó a manera de ayuda para las conclusiones finales.

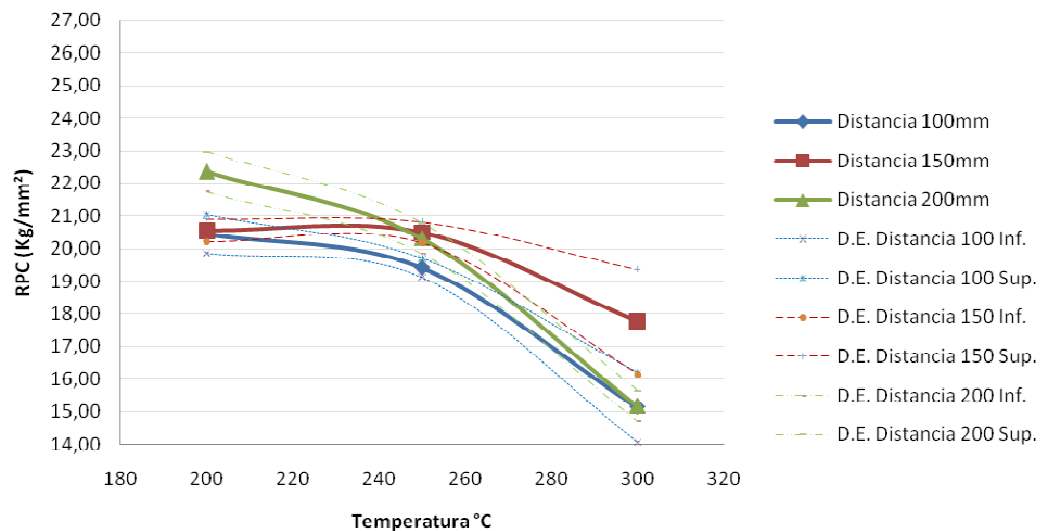


Figura 36. Gráfico de Temperatura vs RPC.

Con los resultados, se pudo determinar una gráfica polinómica resumen (Ver figura 37) que representa el comportamiento del material con la cual se pudo además generar la ecuación que puede predecir el comportamiento del material con respecto a la aplicación de temperatura en sus propiedades de esfuerzo de cedencia:

$$RPC = -0,0006(\text{Temperatura } ^\circ\text{C})^2 + 0,2492(\text{Temperatura } ^\circ\text{C}) - 4,71 + \text{error}$$

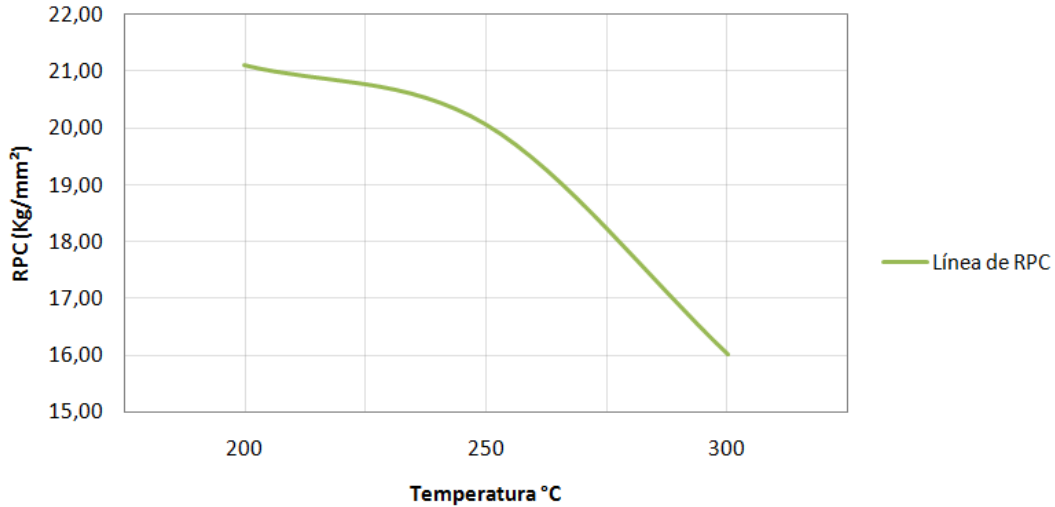


Figura 37. Gráfico de Temperatura vs RPC resumen.

4.3.3. Temperatura Vs Elongación

La gráfica obtenida de los resultados de porcentaje de elongación (Ver figura 38), muestra una tendencia en forma de curva en la medida que la temperatura aplicada en las muestras aumenta para los tres casos de distancia. La curvatura para los tres casos presenta un comportamiento de descenso y luego de ascenso en la zona donde según las gráficas anteriores el material ya ha perdido mucha parte de sus propiedades de resistencia última a la tracción y el límite de cedencia. Lo más conveniente para la deformación del perfil es obtener un porcentaje de elongación óptimo para que se permita un alargamiento sin fractura en la zona deformada, el cual según información de estudios de J. Bourget *et al.* (2009), estaría cercano al 11% [14]. Por lo anterior y para el producto, las distancias de 100mm y 150mm serían las más adecuadas para lograrlo en un rango de temperatura de 200°C a 220°C. Sin embargo, haciendo una comparación con las desviaciones estándar de estas dos curvas no se evidencia una diferencia estadística significativa en esa zona, por lo cual se puede considerar que para estas dos posiciones en distancia los resultados pueden ser semejantes en la obtención del porcentaje de elongación de 11%. Lo que no sucede para la curva de 200mm, la cual se descarta para la obtención de los resultados esperados de elongación debido a que se encuentra siempre por debajo del 11% en el rango de temperatura de 200°C a 220°C.

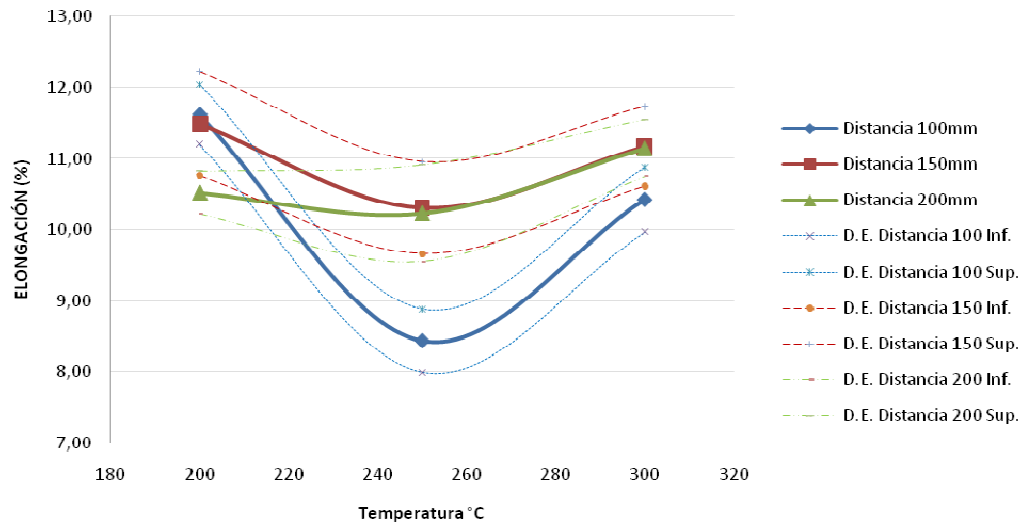


Figura 38. Gráfico de Temperatura vs % Elongación.

Mediante la regresión lineal de los datos obtenidos, se pudo determinar una gráfica polinómica resumen (Ver figura 39) que representa el comportamiento del material, y generar la ecuación que puede predecir el comportamiento del material con respecto a la aplicación de temperatura en sus propiedades de elongación:

$$\%Elongación = 0,0006(Temperatura \text{ } ^\circ\text{C})^2 - 0,2836(Temperatura \text{ } ^\circ\text{C}) + 45,487 + \text{error}$$

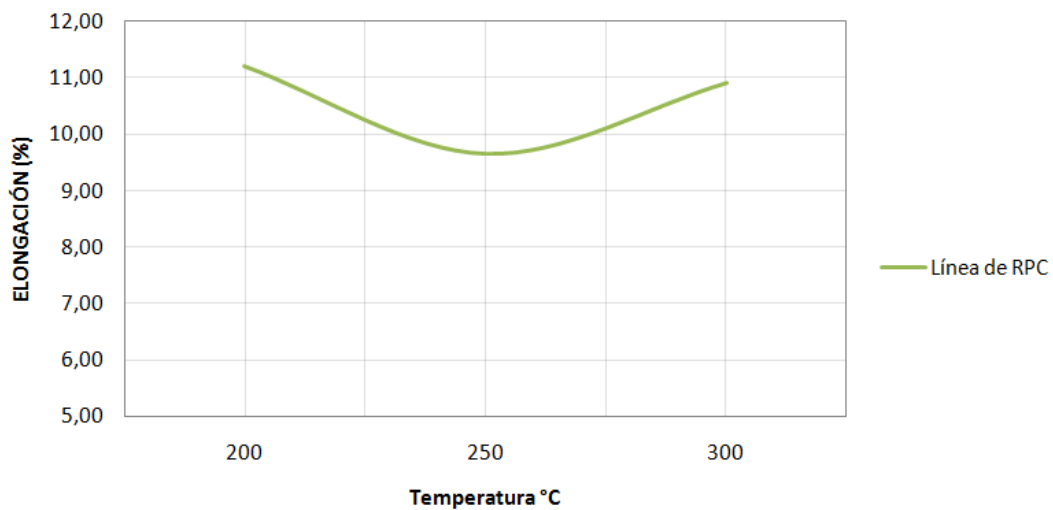


Figura 39. Gráfico de Temperatura vs % Elongación.

4.3.4. Temperatura Vs Dureza

La gráfica obtenida después de comparar los resultados de Temperatura vs Dureza (Ver figura 40), muestra una tendencia decreciente en las curvas a medida que la temperatura aplicada en las muestras aumenta para los tres casos de distancia. Mediante las desviaciones estándar se pudo observar que no se presenta una diferencia estadística significativa para los tres casos de aplicación de temperatura en las tres distancias ensayadas, por lo tanto se considera válido que puede usarse cualquiera de estas tres distancias de aplicación de calor para obtener el resultado esperado. La dureza decrece en el material a medida que sube la temperatura, sin embargo este decrecimiento aunque facilita en buena manera el proceso de deformación plástica, está relacionado con el desmejoramiento en las propiedades mecánicas de resistencia última a la tracción y límite de cedencia del material.

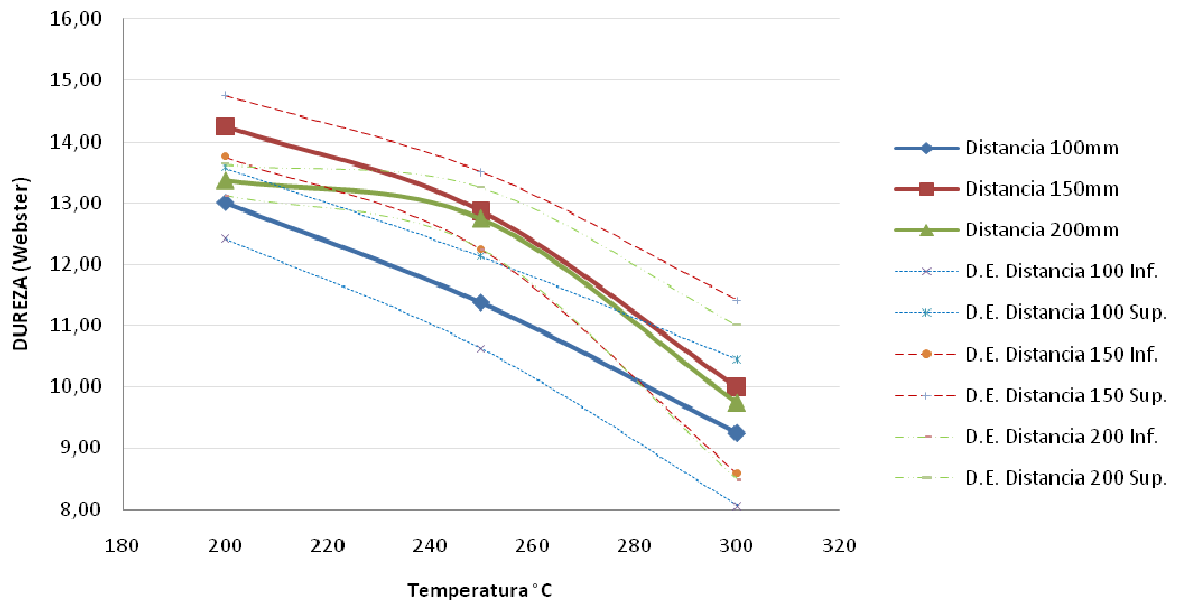


Figura 40. Gráfico de Temperatura vs Dureza.

4.4. Resultados del análisis metalográfico

La gráfica obtenida de los resultados de las metalografías efectuadas a las probetas (Ver figura 41), muestra una tendencia creciente en el tamaño de grano del material a medida que la temperatura aplicada aumenta para los tres casos de distancia de aplicación.

Los granos crecen en su geometría según cada distancia en las tres temperaturas aplicadas. Cuando los granos conservan una geometría pequeña el comportamiento mecánico en la resistencia última a la tracción del material es mejor, por lo tanto atendiendo a la tendencia de las curvas de la figura 41, la distancia de 100 mm sería la más adecuada para lograrlo en el intervalo de temperatura de 200°C a 300°C.

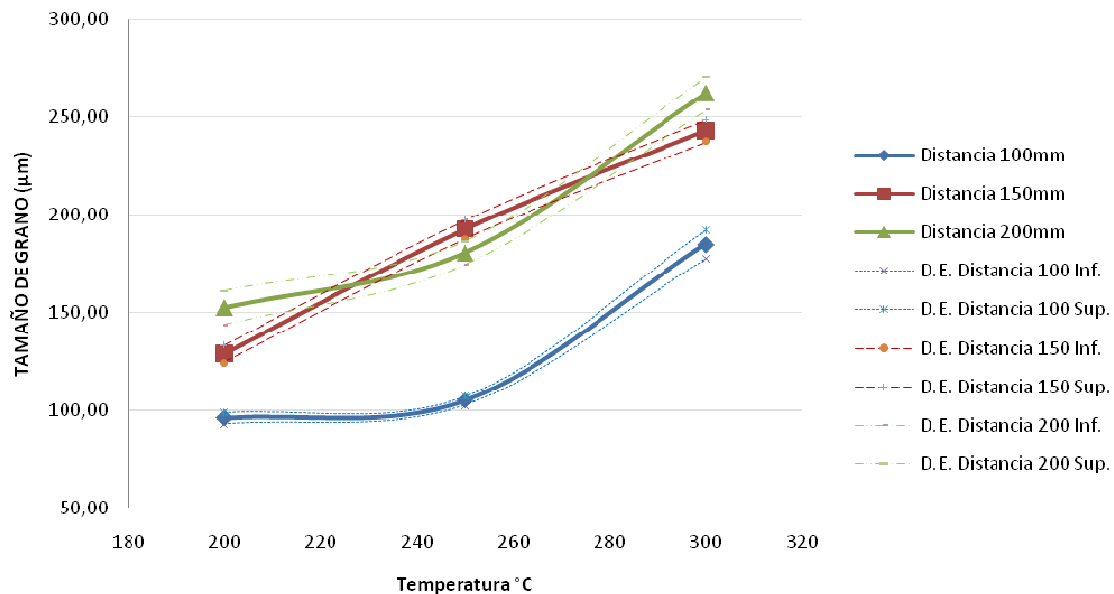


Figura 41. Tamaño de grano encontrado para temperaturas y distancias de prueba.

Las figuras 42, 43 y 44 muestran los respectivos análisis metalográficos realizados a cada muestra en cada caso de distancia y temperatura comparados con muestras originales sin calentamiento. Las fotografías fueron usadas para medir los tamaños de grano y ver su morfología mediante el ataque superficial con reactivo Wecks y a un aumento de 100X en el microscopio óptico.

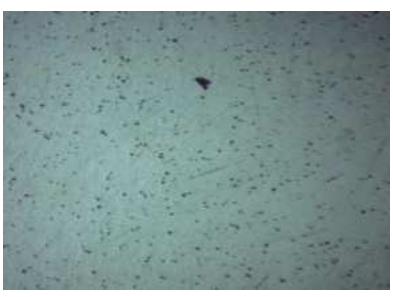
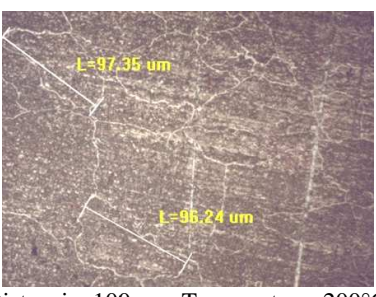
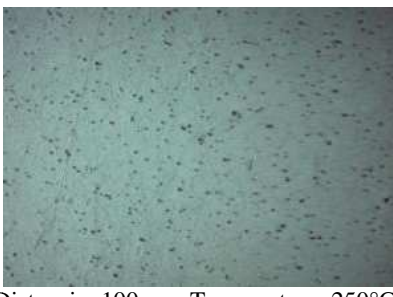
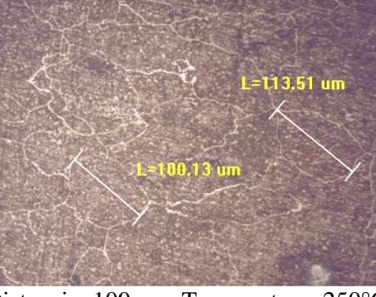
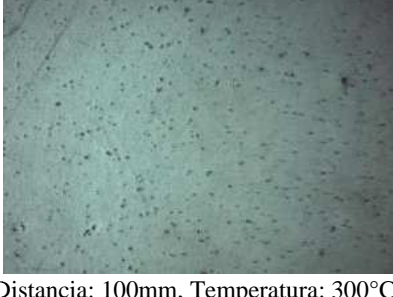
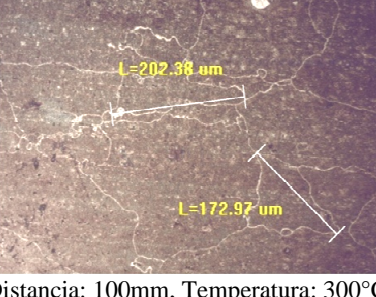

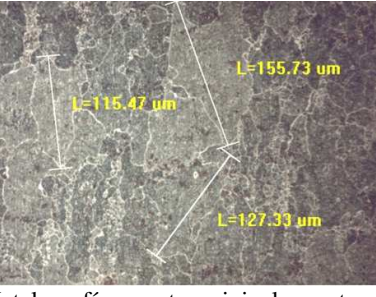
Muestra	Metalografía	
a	 <p data-bbox="487 546 893 598">Distancia: 100mm, Temperatura: 200°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="933 525 1339 588">Distancia: 100mm, Temperatura: 200°C con ataque de reactivo Wecks.100X</p>
b	 <p data-bbox="487 903 893 966">Distancia: 100mm, Temperatura: 250°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="933 924 1339 987">Distancia: 100mm, Temperatura: 250°C con ataque de reactivo Wecks.100X</p>
c	 <p data-bbox="487 1270 893 1333">Distancia: 100mm, Temperatura: 300°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="933 1270 1339 1333">Distancia: 100mm, Temperatura: 300°C con ataque de reactivo Wecks.100X</p>
Muestra original sin calentamiento	 <p data-bbox="487 1648 893 1701">Metalografía muestra original sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="933 1627 1339 1690">Metalografía muestra original con ataque de reactivo Wecks.100X</p>

Figura 42. Metalografías para muestras con distancia: 100mm

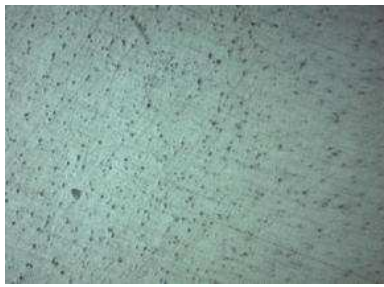
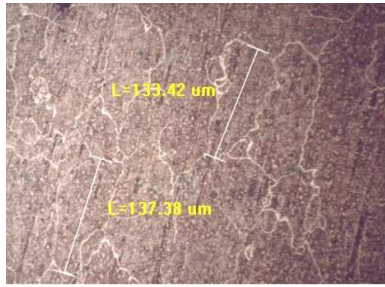
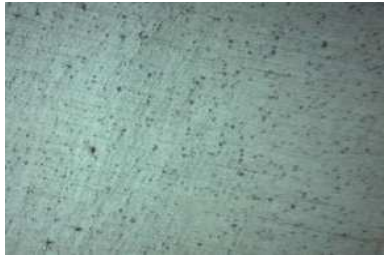
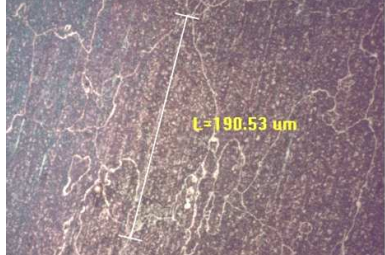



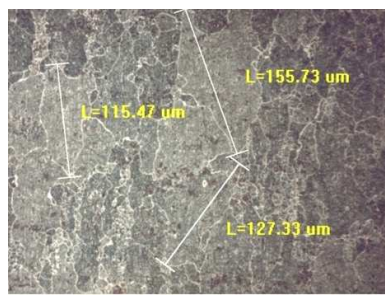
Muestra	Metalografía	
d	 <p data-bbox="483 548 889 604">Distancia: 150mm, Temperatura: 200°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="930 531 1336 588">Distancia: 150mm, Temperatura: 200°C con ataque de reactivo Wecks. 100X</p>
e	 <p data-bbox="483 894 889 951">Distancia: 150mm, Temperatura: 250°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="930 894 1336 951">Distancia: 150mm, Temperatura: 250°C con ataque de reactivo Wecks. 100X</p>
f	 <p data-bbox="483 1247 889 1304">Distancia: 150mm, Temperatura: 300°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="930 1247 1336 1304">Distancia: 150mm, Temperatura: 300°C con ataque de reactivo Wecks. 100X</p>
Muestra sin calentamiento	 <p data-bbox="516 1629 855 1686">Metalografía muestra original sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="930 1608 1321 1665">Metalografía muestra original con ataque de reactivo Wecks.100X</p>

Figura 43. Metalografías para muestras con distancia: 150mm

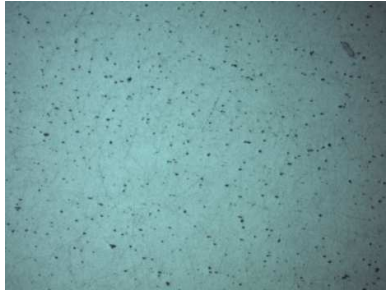
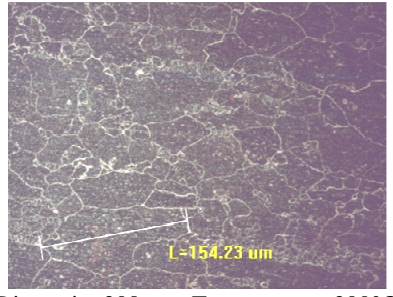


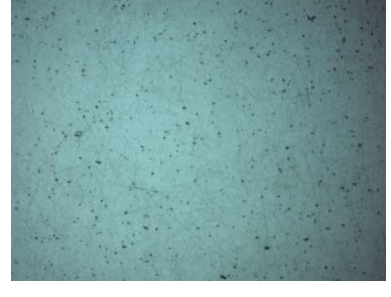



Muestra	Metalografía	
g	 <p data-bbox="479 535 893 598">Distancia: 200mm, Temperatura: 200°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="925 535 1339 598">Distancia: 200mm, Temperatura: 200°C con ataque de reactivo Wecks. 100X</p>
h	 <p data-bbox="479 913 893 966">Distancia: 200 mm, Temperatura: 250°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="925 913 1339 966">Distancia: 200 mm, Temperatura: 250°C con ataque de reactivo Wecks. 100X</p>
i	 <p data-bbox="479 1281 893 1333">Distancia: 200mm, Temperatura: 300°C sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="925 1281 1339 1333">Distancia: 200 mm, Temperatura: 300°C con ataque de reactivo Wecks. 100X</p>
Muestra original sin calentamiento	 <p data-bbox="479 1648 893 1701">Metalografía muestra original sin ataque.100X</p>	 <p data-bbox="925 1648 1339 1701">Metalografía muestra original con ataque de reactivo Wecks.100X</p>

Figura 44. Metalografías para muestras con distancia: 200mm

La tabla 10 muestra los tamaños de grano promedio y su desviación estándar encontrados y medidos en el microscopio y software de análisis antes mencionados para los cuales se asignó un número según el procedimiento de comparación descrito en la norma ASTM E112 para la medición del tamaño de grano.

Tabla 10: Tabla de tamaño de grano encontrado en análisis metalográfico.

MUESTRA	DISTANCIA	TEMPERATURA	TAMAÑO DE GRANO	DESVIACIÓN ESTÁNDAR	NÚMERO DE TAMAÑO DE GRANO	DIÁMETRO PROMEDIO D.P. (μm)
	(mm)	(°C)	(μm)	D.E. (μm)	ASTM	ASTM
a	100	200	96,27	3,11	4	101
b	100	250	105,2	2,31	4	101
c	100	300	185,09	7,14	2	203
d	150	200	128,97	4,28	3	144
e	150	250	192,64	4,65	2	203
f	150	300	243,05	5,49	2	203
g	200	200	152,5	8,68	3	144
h	200	250	180,6	5,89	3	144
i	200	300	262,2	8,35	1	287

5. Discusión de resultados

Según los resultados obtenidos para las gráficas y los análisis anteriores, se pudo observar que el efecto de un calentamiento por encima de los 200°C controlado por medio de una llama de gas natural incidente sobre la superficie de un perfil de aluminio AA6061 de geometría rectangular con envejecido en condiciones T6, es el de generar un punto de partida para que el material comience a perder propiedades en un tiempo relativamente corto de aplicación de calor.

Lo anterior tiene que ver con un cambio microestructural en la aleación de aluminio Mg-Si donde el calor incide en la estructura interna y tamaño de grano del material en la zona afectada térmicamente. Los precipitados que se forman en el proceso de envejecimiento, su distribución y cercanía a los granos y límites de grano formados inicialmente en el material, y que inciden de manera importante en el esfuerzo último a la tracción, límite de cedencia y porcentaje de elongación, podrían afectarse en un tiempo mucho más prolongado de aplicación de calor. El material usado en los ensayos obtuvo las propiedades óptimas para un envejecimiento artificial T6, el cual se refiere al tratamiento térmico de precipitación que generalmente se realiza a baja temperatura y un largo periodo de tiempo, normalmente mayor a 5 horas, y en el cual las temperaturas oscilan entre 115°C a 190°C [2]; constituyendo un punto de partida para evidenciar el cambio de propiedades presentados en los resultados obtenidos a partir de la temperatura de ensayo de 200°C hasta los 300°C.

El proceso de envejecimiento para las aleaciones Al-Mg-Si, está acompañado con la aparición de precipitados Mg_2Si en formas de agujas, excepto en las zonas francas de precipitación (PFZ), las cuales son adyacentes a los límites de grano. El tamaño de la zona franca de precipitación (PFZ) depende de la temperatura del envejecimiento, mientras que la morfología y densidad de los precipitados dependen de la duración del mismo [6]. Los perfiles de aluminio analizados tenían originalmente una solución sólida de Mg y Si en su estructura, en la cual durante el proceso de envejecimiento se indujeron precipitaciones en estado sólido acorde a la siguiente secuencia:

Solución sólida \rightarrow Zonas GP (Guinier and Preston) \rightarrow $(Mg_2Si)''$, precipitados en forma de agujas \rightarrow Mg_2Si' , precipitados en forma de listones \rightarrow Mg_2Si , precipitados en forma de plaquetas [6].

Las variaciones en las propiedades mecánicas en condiciones de envejecimiento óptimo se asocian con la evolución microestructural del material y la formación de precipitados de Mg y Si que contribuyen a aumentar la dureza y la tensión de fluencia [7] y de la misma manera según la evolución del tamaño y fracción de volumen de estos precipitados en función de una carga térmica proporcionada. En el temple T6, numerosos precipitados β'' están presentes en forma de agujas finas con diámetros medios que varían mucho después de un calentamiento. Luego, estos precipitados evolucionan en fase β' durante un gran calentamiento y por consiguiente evolucionan para lograr que su tamaño y longitud aumentan significativamente cuando una temperatura máxima es alcanzada [13]. Es así como el esfuerzo de fluencia disminuye cuando el pico de temperatura aumenta y la velocidad de calentamiento disminuye, lo que se relaciona con lo expuesto por [18] y [19] en sus conclusiones.

Las partículas más grandes de precipitado son resultado de tiempos más largos y temperaturas más altas. Sin embargo, las partículas más grandes deben, necesariamente, ser menores en número con mayores distancias entre ellas [2]. La temperatura pico de envejecimiento se asocia con la formación densa de precipitados en forma de aguja, alineados con la dirección de los cristales, y que aparecen como barreras para las dislocaciones [7]. Cuando el tiempo y la temperatura se incrementan suficientemente como para formar una gran proporción de estos precipitados en equilibrio, la aleación se ablanda y se dice que está (sobreenvejecida) [2], lo que explica la tendencia a que el material empiece a perder sus propiedades.

El calor afecta las propiedades de las aleaciones de aluminio serie 6xxx así se hayan fabricado en temples diferentes como T4 o T6. En un estado sobre envejecido cuando se aplica calor se generan precipitados de tamaño grande que propician menos propiedades mecánicas como menos dureza en el material como se logró identificar por [14].

En los resultados no se evidenció una significancia estadística contundente como para recomendar una distancia de aplicación de calor entre las tres evaluadas, debido a que lo

que incide realmente en los resultados es la temperatura alcanzada en la superficie del metal. Lo anterior puede relacionarse con lo expuesto por [15] que dice que en un proceso de aplicación de calor o carga térmica, la temperatura alcanzada en la zona afectada térmicamente se considera muy importante en la afectación de las propiedades mecánicas del material ocasionadas por el cambio en la morfología de los precipitados en la microestructura de la aleación de aluminio Al-Mg-Si.

La forma más adecuada para modificar propiedades de la aleación AA6061 T6 esperando hacer posteriormente deformaciones plásticas en frío, y considerando conservar en el material lo mejor posible las propiedades mecánicas mencionadas, sin alterarlas significativamente, es aplicar calor a una distancia no mayor a 100mm cerca de la pieza buscando eficiencia en el proceso y esperando alcanzar una temperatura por encima pero muy cercana a los 200°C, que permita modificar la elongación del material hasta un estado óptimo sugerido para una buena deformación en frío. El porcentaje de elongación del material representó un papel importante para el objetivo del trabajo, y a raíz de los resultados se pudo identificar que cuando la temperatura de llama de gas natural es aplicada por encima de 200°C y cada vez más cercano a este valor se puede obtener una variación en el porcentaje de elongación cercano al 11% de elongación que según [14], puede generar un buen resultado cuando se requiere hacer una deformación en frío en perfiles de aluminio magnesio silicio de estas mismas características. El proceso de calentamiento con llama a temperaturas cercanas a los 300°C, para una aplicación de calor en las tres distancias analizadas en el experimento, afecta sensiblemente el material.

El tamaño de grano en la estructura fue afectado significativamente con el aumento de la temperatura hasta 300°C, sin embargo, en el rango de temperatura mencionado cercano a los 200°C se genera una variación en el tamaño de grano que llegó a un número de 3. La consecuencia de tener números de tamaño de grano cercanos a 1, es decir muy grandes, puede considerarse un resultado no deseado de propiedades mecánicas como resistencia última a la tracción y límite de cedencia, en el contexto del trabajo. Sin embargo para la deformación plástica puede resultar conveniente por el comportamiento creciente que se evidenció en esta propiedad cuando la temperatura se acercó a los 300°C.

La dureza del material presentó un efecto de decrecimiento en la medida en que se aplicó calor. En el rango de temperatura entre 200°C y 250°C, para las tres distancias y teniendo en cuenta un punto de partida de 15 Webster de dureza del material original, la muestra puede perder de 1 hasta 2 Webster de dureza.

6. Conclusiones

Los perfiles de aluminio de aleación AA6061 con envejecimiento artificial T6 han alcanzado una solución sólida de Mg y Si en su estructura con propiedades mecánicas óptimas de acuerdo a la secuencia solución sólida → Zonas GP (Guinier and Preston) → $(Mg_2Si)''$, precipitados en forma de agujas → Mg_2Si' , precipitados en forma de listones → Mg_2Si , precipitados en forma de plaquetas, sin embargo si se aplica calor posteriormente por encima de los 200°C se empieza a inducir un sobre envejecimiento del material que modifica la microestructura del mismo donde, de acuerdo a los resultados obtenidos es claro que el tamaño de grano es afectado, asociándose a la pérdida de propiedades mecánicas del material. Sin embargo en un tiempo mucho más prolongado de aplicación de calor a una carga térmica determinada se puede llegar a ocasionar una evolución del tamaño y fracción de volumen de los precipitados de Mg-Si presentes en el material.

Un calentamiento por encima de 200°C realizado con una llama directa de gas natural a perfiles de aleación de aluminio AA6061 T6, en conjunto con las ecuaciones y gráficas presentadas en este trabajo, permite anticipar los resultados de propiedades mecánicas como resistencia última a la tracción, límite de cedencia, dureza y porcentaje de elongación desde la etapa del diseño de un producto, para procesos de deformación en frío sin incurrir en una gran pérdida de propiedades mecánicas para el material o propiciar el debilitamiento crítico durante su desempeño.

La distancia de aplicación de calor al material entre 100mm y 200mm no resulta significativa para modificar la microestructura del metal, sin embargo una distancia menor a 100mm hace que el procedimiento de calentamiento sea más eficiente en tiempo de proceso.

Números de tamaño de grano cercanos a 1 en la estructura del aluminio, puede considerarse un resultado no deseado para tener unas buenas propiedades mecánicas como resistencia última a la tracción y límite de cedencia en el aluminio AA6061 T6, aunque para la deformación plástica puede resultar conveniente debido al mejor comportamiento de la elongación en el material.

7. Bibliografía

- [1] T. A. Association, *Aluminum standards and data 2006*. 2006.
- [2] The materials information Company, “ASM HANDBOOK. Volume 4. Heat Treating,” in *ASM INTERNATIONAL*, 1991, pp. 1861–1959.
- [3] R. R. J. y D. E. Laughlin, “La secuencia de precipitación en aleaciones de aluminio y cobre,” *Ciencia*, Mexico, pp. 107–116, 1981.
- [4] ANSI. American National Standard Institute, *ANSI-H35.2(M)-1993 Dimensional Tolerances for Aluminum Mill Products*. 1993, p. 40.
- [5] W. Hufnagel, *Manual del Aluminio*, Segunda ed. Barcelona-España, 1992.
- [6] A. Munitz and C. Cotler, “Aging impact on mechanical properties and microstructure of Al-6063,” *J. Mater. Sci.*, vol. 5, pp. 2529–2538, 2000.
- [7] F. Ozturk, A. Sisman, S. Toros, S. Kilic, and R. C. Picu, “Influence of aging treatment on mechanical properties of 6061 aluminum alloy,” *Mater. Des.*, vol. 31, no. 2, pp. 972–975, 2010.
- [8] M. P. Evangelista E., Forcellese A., Gabrielli F., “Hot Formability of AA 6061 PM Aluminum Alloy,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 24, pp. 323–332, 1990.
- [9] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper, “The Precipitation Sequence In AL-Mg-Si Alloys,” *Acta Metall. Inc.*, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904, 1998.
- [10] J. A. B. Suárez-peña, “Análisis cuantitativo y caracterización morfológica de la aleación 6063. Diferencias microestructurales y mecánicas entre la superficie y el núcleo de barras cilíndricas de colada semicontinua,” *Rev. Metal.*, vol. 48, no. 3, pp. 199–212, 2012.
- [11] G. Al-Marahleh, “Effect of Heat Treatment on the Distribution and Volume Fraction of Mg₂ Si in Structural Aluminum Alloy 6063,” *Met. Sci. Heat Treat.*, vol. 48, p. 6, 2006.
- [12] T. Oppenheim, S. Tewfic, T. Scheck, V. Klee, S. Lomeli, W. Dahir, P. Youngren, N. Aizpuru, R. Clark Jr., E. W. Lee, J. Ogren, and O. S. Es-Said, “On the correlation of mechanical and physical properties of 6061-T6 and 7249-T76 aluminum alloys,” *Eng. Fail. Anal.*, vol. 14, no. 1, pp. 218–225, Jan. 2007.
- [13] D. Maisonnette, M. Suery, D. Nelias, P. Chaudet, and T. Epicier, “Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 6, pp. 2718–2724, Mar. 2011.

- [14] J. Bourget, M. Fafard, H. R. Shakeri, and T. Côté, “Journal of Materials Processing Technology Optimization of heat treatment in cold-drawn 6063 aluminium tubes,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 209, pp. 5035–5041, 2009.
- [15] B. Heinz and B. Skrotzki, “Characterization of a Friction-Stir-Welded Aluminum Alloy 6013,” *Metall. Mater. Trans. B*, vol. 33, no. June, pp. 489–498, 2002.
- [16] S. a. Balogun, D. E. Esezobor, and S. O. Adeosun, “Effects of Deformation Processing on the Mechanical Properties of Aluminum Alloy 6063,” *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 38, no. 7, pp. 1570–1574, Jun. 2007.
- [17] S. K. Panigrahi and R. Jayaganthan, “Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 6063 Al alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 492, no. 1–2, pp. 300–305, Sep. 2008.
- [18] Y. C. Lin, Y. Jiang, Y. Xia, and X. Zhang, “Materials Science & Engineering A Effects of creep-aging processing on the corrosion resistance and mechanical properties of an Al – Cu – Mg alloy,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 605, pp. 192–202, 2014.
- [19] D. Bardel, M. Perez, D. Nelias, A. Deschamps, and C. R. Hutchinson, “ScienceDirect Coupled precipitation and yield strength modelling for non-isothermal treatments of a 6061 aluminium alloy,” *Acta Mater.*, vol. 62, pp. 129–140, 2014.
- [20] J. Shang, K. Wang, Q. Zhou, D. Zhang, J. Huang, and G. Li, “Microstructure characteristics and mechanical properties of cold metal transfer welding Mg/Al dissimilar metals,” *Mater. Des.*, vol. 34, pp. 559–565, 2012.
- [21] A. E. V. y G. A. O. P., “Metalurgia Básica de Algunas Aleaciones de Aluminio extruidas o laminadas,” Universidad de Antioquia, 2012.
- [22] N. M. Rossello, S. Patricia, and S. Grupo, “Estudio de las propiedades mecánicas y microestructurales de una aleación de aluminio 6061 sometida a un proceso de soldadura GMAW,” Universidad Nnacional de Córdoba, 2007.
- [23] O. Orlando, M. Mart, L. Alberto, S. Esperanza, and M. Mart, “Diseño de experimentos,” no. M. Bogotá, p. 594, 2006.
- [24] I. ASTM, *ASTM B221-14 Standard Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Extruded Bars, Rods, Wire, Profiles, and Tubes*. 2015, pp. 1–15.
- [25] I. ASTM, *E1251-11 Standard Test Method for Analysis of Aluminum and Aluminum Alloys by Spark*. 2015, pp. 7–16.
- [26] I. ASTM, *ASTM E3-11 Standard Guide for Preparation of Metallographic*

Specimens. 2015, pp. 1–12.

- [27] I. ASTM, *ASTM E7-15 Standard Terminology Relating to Metallography*. 2015, pp. 1–33.
- [28] ASTM. International, *B647-10 Standard Test Method for Indentation Hardness of Aluminum Alloys by Means of a Webster Hardness Gage*, vol. i. 2015, pp. 1–4.
- [29] ASTM. International, *ASTM E8/E8M-15a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. U.S.A., 2015, pp. 1–29.
- [30] I. ASTM, “ASTM B557-15 Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products,” pp. 1–16, 2015.

Apéndice

Tabla 11: Registros de pruebas mecánicas según diseño de experimento.

<i>ejecución</i>	<i>bloque</i>	<i>DISTANCIA</i>	<i>TEMPERATURA</i>	<i>RFT</i>	<i>RPC</i>	<i>Elongación</i>	<i>Dureza</i>
		<i>mm</i>	<i>°C</i>	<i>Kg/mm2</i>	<i>Kg/mm2</i>	<i>%</i>	<i>Webster</i>
1	1	100	200	24,93	20,31	11,44	12,5
2	1	200	300	18,44	14,52	10,68	8
3	1	150	250	23,65	20,87	10,8	13,5
4	1	150	300	18,91	15,45	11,48	8
5	1	100	250	22,12	19,36	8,96	11
6	1	200	200	24,88	21,66	10,48	13,5
7	1	150	200	22,89	20,37	11,78	14,5
8	1	100	300	14,71	13,56	10,28	8
9	1	200	250	23	20,24	9,48	13,5
10	2	100	200	25,92	21,25	11,74	12,5
11	2	200	300	20,33	15,25	11,52	10
12	2	150	250	22,17	20,09	9,38	12
13	2	150	300	21,26	19,18	11,72	10
14	2	100	250	21,55	19,47	8,14	11
15	2	200	200	26,19	22,95	10,46	13,5
16	2	150	200	22,49	20,42	11,08	13,5
17	2	100	300	18,5	15,49	10,84	10,5
18	2	200	250	23,66	20,64	10,46	12,5
19	3	100	200	23,28	19,82	12,14	13,5
20	3	200	300	19,23	15,29	10,96	10
21	3	150	250	21,28	20,59	10,7	13
22	3	150	300	20,27	18,2	11,06	11
23	3	100	250	22,25	19,04	8,66	11
24	3	200	200	25,7	22,03	10,94	13,5
25	3	150	200	23,62	21,07	12,38	14,5
26	3	100	300	18,22	15,92	10,74	10
27	3	200	250	21,3	19,68	11,06	12,5
28	4	100	200	23,17	20,39	11,16	13,5
29	4	200	300	20,86	15,64	11,44	11
30	4	150	250	22,48	20,4	10,36	13
31	4	150	300	20,5	18,19	10,44	11
32	4	100	250	21,62	19,76	8	12,5
33	4	200	200	26,01	22,78	10,22	13
34	4	150	200	23,1	20,33	10,74	14,5
35	4	100	300	17,44	15,58	9,84	8,5
36	4	200	250	25,11	20,69	9,94	12,5

Tabla 12: Tabla de conveniencia y deseabilidad.

	<i>Observado</i>	<i>Predicho</i>	<i>Observado</i>	<i>Predicho</i>	<i>Observado</i>	<i>Predicho</i>	<i>Observado</i>	<i>Predicho</i>	<i>Observado</i>	<i>Predicho</i>
<i>Ejecutar</i>	<i>RFT</i>	<i>RFT</i>	<i>RPC</i>	<i>RPC</i>	<i>Elongación</i>	<i>Elongación</i>	<i>Dureza</i>	<i>Dureza</i>	<i>Deseabilidad</i>	<i>Deseabilidad</i>
1	24,93	24,1242	20,31	20,1083	11,44	11,7044	12,5	12,7083	0,0	0,0
2	18,44	17,6967	14,52	13,775	10,68	10,6228	8,0	8,25	0,0	0,0
3	23,65	23,2042	20,87	20,4617	10,8	10,7544	13,5	13,2917	0,0	0,0
4	18,91	18,9342	15,45	16,1292	11,48	11,4311	8,0	8,41667	0,0	0,0
5	22,12	22,2067	19,36	19,4958	8,96	8,58944	11,0	11,4583	0,0	0,0
6	24,88	25,2642	21,66	22,1325	10,48	10,1211	13,5	13,5	0,0	0,0
7	22,89	23,3117	20,37	20,0992	11,78	11,8744	14,5	14,2917	0,0	0,0
8	14,71	15,4292	13,56	13,6258	10,28	10,3861	8,0	7,33333	0,0	0,0
9	23,0	23,3592	20,24	20,5125	9,48	9,89611	13,5	13,25	0,0	0,0
10	25,92	25,2119	21,25	20,9283	11,74	11,5822	12,5	12,875	0,0	0,0
11	20,33	20,7111	15,25	15,7783	11,52	11,7739	10,0	10,4167	0,0	0,0
12	22,17	21,9486	20,09	20,4383	9,38	9,71222	12,0	11,9583	0,0	0,0
13	21,26	20,8186	19,18	18,3258	11,72	11,3556	10,0	10,0833	0,0	0,0
14	21,55	22,1978	19,47	19,4658	8,14	8,18722	11,0	11,125	0,0	0,0
15	26,19	26,2353	22,95	22,7658	10,46	10,5856	13,5	13,1667	0,0	0,0
16	22,49	23,1528	20,42	20,9258	11,08	11,1122	13,5	13,4583	0,0	0,0
17	18,5	18,5603	15,49	15,8158	10,84	10,9506	10,5	10,0	0,0	0,0
18	23,66	23,2336	20,64	20,2958	10,46	10,0806	12,5	12,4167	0,0	0,0
19	23,28	24,5742	19,82	20,2294	12,14	12,2156	13,5	13,3194	0,0	0,0
20	19,23	19,3733	15,29	15,3394	10,96	11,1406	10,0	10,1944	0,0	0,0
21	21,28	21,6175	20,59	20,5428	10,7	10,8122	13,0	12,9028	0,0	0,0
22	20,27	20,5475	18,2	18,5569	11,06	11,2022	11,0	10,8611	0,0	0,0
23	22,25	21,3767	19,04	19,0369	8,66	8,90722	11,0	11,2361	0,0	0,0
24	25,7	25,0208	22,03	21,9303	10,94	11,1189	13,5	13,4444	0,0	0,0
25	23,62	23,005	21,07	20,7603	12,38	12,1256	14,5	14,7361	0,0	0,0
26	18,22	17,7992	15,92	15,5136	10,74	10,4172	10,0	9,94444	0,0	0,0
27	21,3	21,8358	19,68	19,7303	11,06	10,7006	12,5	12,3611	0,0	0,0
28	23,17	23,3897	20,39	20,5039	11,16	10,9778	13,5	13,0972	0,0	0,0
29	20,86	21,0789	15,64	15,8072	11,44	11,0628	11,0	10,1389	0,0	0,0
30	22,48	22,8097	20,4	20,5072	10,36	9,96111	13,0	13,3472	0,0	0,0
31	20,5	20,6397	18,19	18,0081	10,44	10,7111	11,0	10,6389	0,0	0,0
32	21,62	21,7589	19,76	19,6314	8,0	8,07611	12,5	11,6806	0,0	0,0
33	26,01	26,2597	22,78	22,5914	10,22	10,2744	13,0	13,3889	0,0	0,0
34	23,1	22,6306	20,33	20,4047	10,74	10,8678	14,5	14,5139	0,0	0,0
35	17,44	17,0814	15,58	15,5947	9,84	9,94611	8,5	9,72222	0,0	0,0
36	25,11	24,6414	20,69	20,7114	9,94	10,2628	12,5	12,9722	0,0	0,0