



UNIVERSIDAD NACIONAL  
AUTÓNOMA DE  
MEXICO

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

PROGRAMA DE MAESTRIA Y DOCTORADO  
EN INGENIERIA

FACULTAD DE QUIMICA

EFFECTO DEL  $Sr$  SOBRE LA DISTRIBUCIÓN  
DE PARTÍCULAS DE  $SiC$  EN UN  
COMPOSITO LAMINADO  $Al\ 6061/SiCp$

T E S I S

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERIA

INGENIERIA QUIMICA - METALURGIA

P R E S E N T A :

I.M. FRANCISCO DANIEL DAVILA  
MUÑOZ

TUTOR:

DR. JOSE ALEJANDRO GARCIA  
HINOJOSA

2009





Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

**JURADO ASIGNADO:**

Presidente: Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

Secretario: M. en C. Sergio García Galán

Vocal: Dr., Arturo Barba Pingarron

1<sup>er</sup>. Suplente: Dr. Carlos González Rivera

2<sup>do</sup>. Suplente: Dr. José Alejandro García Hinojosa

Lugar o lugares donde se realizó la tesis:

FACULTAD DE QUÍMICA EDIFICIO D

**TUTOR DE TESIS:**

Dr. José Alejandro García Hinojosa

---

**FIRMA**

# AGRADECIMIENTOS

En primer lugar es necesario agradecer a mi familia, que sin su valiosa ayuda hubiera sido imposible lograr este trabajo, a mis padres, Rosario y Francisco, por su infinito amor y apoyo en los momentos difíciles, por compartir las alegrías y ser un ejemplo de vida para todos los que los rodeamos. A mi hermana Magda y a su esposo Javier, por alentarme en todo momento y apoyarme cuando fue necesario. A mi hermano Paco y su esposa Ana, por demostrarme su apoyo incondicional a lo largo de mi vida. A todos ustedes gracias, son un modelo a seguir por su éxito logrado a través del trabajo.

Merecen también reconocimientos, en primer lugar, a la Universidad Nacional Autónoma de México, por todo lo que ofrece como una institución del más alto nivel además de ser un orgullo haber estado en sus instalaciones, así como ser Puma de corazón por toda la vida. Además se agradece el apoyo otorgado al Consejo Nacional de Ciencia Y Tecnología (CONACYT) por confiar en que la ciencia ayuda al progreso de un país como el nuestro.

A su vez merecen especial agradecimiento diversas personas que me ayudaron al principio de esta etapa a superar diversas dificultades, como lo son el Dr. Bernardo Campillo, Patricia Vargas del Departamento de Control Escolar y a Beatriz López del Departamento de Becas, muchas gracias por tomarse el tiempo para proporcionarme la ayuda necesaria. Mención especial merece el Dr. Jesús Colín, de la Universidad Autónoma del Estado de Morelos, que gracias a su apoyo fue el comienzo de esta etapa de mi vida y por brindarme su amistad.

La realización de este trabajo hubiera sido imposible sin la ayuda de mi asesor, Dr. José Alejandro García Hinojosa, gracias por su ayuda y asesorías en todo momento durante la realización de este trabajo; así como fue de suma importancia la ayuda brindada por el M. Adrián Amaro Villeda, el IQM Ignacio Beltrán Piña, los profesores Teresita Robert Núñez y José Ramírez Vieyra; todos pertenecientes al Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química UNAM, de igual forma se agradece la ayuda de la Dra. Socorro Valdez del Instituto de Ciencias Físicas, UNAM, el apoyo técnico del M. Gabriel Lara del Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM. Sin duda, su apoyo fue fundamental en el desarrollo experimental de la presente tesis.

Es necesario agradecer también la ayuda y apoyo brindado por todos mis amigos, por los excelentes momentos que hemos pasado y que seguiremos teniendo, su amistad en un tesoro incalculable para mí, gracias a: Aarón, Adrián, Alberto, Jessica, Jorge, Mario, Pamela, Rogelio, Walter; agradezco a la vida que los haya puesto en mi camino, para compartir las buenas y las malas experiencias de nuestras vidas.

Por último, pero no menos importante, quiero agradecer a Yanin, su apoyo y amor en los momentos difíciles han sido fundamentales para mí, así como brindarme momentos felices e inolvidables en todo este tiempo que hemos estado juntos, por enseñarme a ver la vida de otra forma, mi amor por ti no dependía de verte todos los días, sino de saber que siempre estabas ahí, muchas gracias de verdad.

# ÍNDICE

Introducción	Página III
Planteamiento del problema	IV
Objetivos	IV
Hipótesis	V
Resumen	V
1. ANTECEDENTES	1
1.1 Aleación 6061 sin reforzar	1
1.1.1 Propiedades	1
1.1.2 Microestructura	2
1.1.3 Efecto del Sr	4
1.2 Materiales Compuestos de Matriz Metálica Al 6061(AIMMC's)	5
1.2.1 Propiedades	7
1.2.2 Microestructura	9
1.2.3 Efecto del Sr	10
1.2.4 Efecto de la laminación en compósitos Al 6061/SiCp	11
2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS	15
2.1 Predicción microestructural	15
2.2 Trabajado en caliente	15
2.3 Proceso de Laminación	17
2.3.1 Características	19
2.3.2 Parámetros	26
2.3.3 Factores que afectan la carga de laminado	27
2.3.4 Cambios microestructurales en el metal	27
2.3.5 Lubricantes	28
2.4 Aplicaciones de la aleación 6061	29
2.5 Proceso de Fabricación del compuesto por el método del Vórtice	29
2.5.1 Condiciones que definen la distribución de partículas de reforzante (agitación, agentes humectantes, velocidad de solidificación)	32
2.5.2 Métodos de conteo de partículas de cerámico	33
2.6 Ensayos de Dureza Vickers	34
3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	35
3.1 Fabricación del molde para lingotes de laminación	36
3.2 Composición química de la aleación matriz (6061)	37
3.3 Fabricación de lingotes de matriz monolítica con y sin Sr	38
3.4 Caracterización metalográfica de la matriz Al 6061 con y sin Sr	39
3.5 Fundición de lingotes de Al 6061 /SiCp	39
3.6 Corte del lingote en placas	41
3.7 Caracterización metalográfica del lingote de compuesto 6061/SiCp	42

3.8	Conteo de partículas en los compósitos Al 6061/SiCp	42
3.9	Tratamiento térmico de homogeneización	44
3.10	Caracterización del compósito Al 6061/SiCp después del tratamiento térmico	45
3.11	Laminado en caliente del compósito Al 6061/SiCp	45
3.12	Análisis metalográfico de las muestras laminadas y conteo de partículas	48
3.13	Ensayos de Dureza Vickers	49
4.	RESULTADOS Y DISCUSION	51
4.1	Microestructuras y contenido de Sr de la matriz 6061 sin reforzar en condiciones de colada	51
4.2	Microestructuras y % Sr en los compósito Al 6061/SiCp	52
4.3	Conteo de partículas de SiC en compósitos de colada	53
4.4	Microestructuras de compósitos con tratamiento térmico de homogeneización	56
4.5	Compósito Al 6061/SiCp laminado	58
4.6	Análisis metalográfico de las muestras laminadas	60
4.7	Conteo de partículas de muestras laminadas en la dirección transversal	65
4.8	Conteo de partículas de muestras laminadas en la dirección de laminado	72
4.9	Dureza Vickers	80
5.	CONCLUSIONES	85
	ANEXOS	87
	REFERENCIAS	95

## Introducción

Dentro de los que se conoce como un efecto del Sr en las aleaciones de Al en especial la serie 6XXX, es que produce una refinación de la fase  $AlFeSi$  (*Gholamali 1999*), provocando una transición de la fase  $Al_5FeSi$  ( $\beta$ ) a una más benéfica  $Al_8Fe_3Si$  ( $\alpha$ ), que generalmente mejora sus propiedades mecánicas sin la necesidad de aplicar tratamientos térmicos de homogenizado (*P.C. Van Wigger 1996*). En lo que respecta al procesamiento metalmecánico de aleaciones con adiciones controladas de Sr, se ha demostrado que se reduce significativamente el problema de grietas, al igual que se mejoraron la resistencia a la fatiga duplicando la vida útil del componente.

En lo que respecta a los materiales compuestos de matriz base aluminio se han realizado estudios con resultados exitosos, ya que representan una alternativa para las aleaciones convencionales monolíticas o sin reforzar, debido a sus excelentes propiedades mecánicas a causa de la conjunción de un metal con un reforzante cerámico.

En los compósitos, el reforzante introducido en la matriz metálica puede ser en forma de fibras continuas, fibras cortas o discontinuas o partículas, los cerámicos más usados son:  $SiC$ ,  $B_4C$ ,  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$  y  $TiC$ . El  $SiC$  mejora en gran medida las propiedades mecánicas de la matriz de aluminio, lo que incrementa sus potenciales aplicaciones. Algunas de las propiedades mejoradas son el módulo de Young y la resistencia a la cedencia, pero ciertos niveles de reforzante disminuyen sensiblemente la ductilidad del compósito.

El papel que desempeñan las variables como la fracción, forma y tamaño de partículas en la fabricación de un compósito es fundamental, ya que dependiendo de las características particulares, el material final va a responder de diferente manera a los esfuerzos a los que sea sometido. Debido a esto se tiene una cantidad muy grande de opciones de diseño de compósitos de matriz base aluminio, por lo que el campo de estudio de este tipo de materiales es muy amplio y con resultados potencialmente exitosos.

Se han reportado diversos métodos de fabricación y de conformado de componentes de compósitos como lo son el de vórtice, metalurgia de polvos, atomización, etcétera. El método del vórtice es un método de fundición directa y es uno de los más utilizados ya que es de fácil operación y de bajo costo, en forma resumida el método consiste en la agitación mecánica vigorosa de la mezcla metal líquido-cerámico mediante un aspa, dispersando el reforzante en el metal líquido.

Las piezas obtenidas por el proceso del vórtice pueden ser piezas de fundición ó lingotes que pueden ser posteriormente procesados por métodos metalmecánicos. El trabajo en caliente es un proceso metalmecánico que consiste en la deformación plástica del metal a una temperatura superior a la temperatura de recristalización, durante el trabajo en caliente el metal se recristaliza continuamente. El trabajo en caliente es adecuado para el conformado de piezas grandes ya que el metal presenta un bajo límite elástico y alta ductilidad. Algunas imperfecciones del metal se pueden eliminar o minimizar, tales como los poros que pueden cerrarse y soldarse durante el trabajado a alta temperatura.

En particular el proceso de laminado de metales se ocupa básicamente de reducir el espesor de un material dado, de acuerdo a las necesidades de aplicación de dicho metal. El laminado incluye diversos aspectos que abarcan en gran medida lo concerniente a la ciencia de materiales, debido a que involucra conceptos de deformación plástica del metal, procesos de recristalización de grano,

aumento de longitud, etc. Para que exista este trabajo de reducción de espesor es necesaria la interacción de fuerzas, ya sea la de fricción, la fuerza que aplican los rodillos al presionar y la fuerza de reacción del propio metal que tiende a separar los rodillos.

En el presente trabajo no se toma en cuenta la dinámica de fuerzas en el proceso de laminado, ni su cuantificación, ya que no es el objetivo del trabajo. En este aspecto solo se mencionan las fuerzas activas y la forma en como se identifican cada una de ellas. Sin embargo, se indica en la revisión bibliográfica un informe detallado de lo que implica un laminado, como lo son sus características, parámetros y demás cuestiones que se involucran en este proceso.

En el presente trabajo los lingotes de compuesto de matriz 6061 reforzados 10 % en vol. de SiC con y sin adición de Sr, son sometidos a reducciones de espesor del 60,70 y 80 % mediante laminación en caliente. Las láminas de compuesto fueron caracterizadas metalográficamente para evaluar la distribución de las partículas de SiC. Posteriormente fueron obtenidos resultados de dureza de acuerdo a las distintas reducciones de espesor efectuados, para observar como se comportaba esta propiedad en los compósitos.

## Planteamiento del problema

En base a lo reportado en la literatura, existe un problema de incorporación de partículas en compósitos de matriz de Al, esto es debido a la poca humectabilidad entre las partículas reforzantes y el metal líquido, esta alta tensión superficial solo se puede superar por medios mecánicos como lo es la agitación.

Por lo tanto, es necesario tratar de minimizar este fenómeno con el único propósito de lograr una distribución homogénea de las partículas de SiC en la matriz de Al 6061, adicionando Sr, lo que traería como consecuencia mejoras en las propiedades mecánicas del compuesto. Para después conocer el comportamiento de estos materiales ante una deformación severa como lo es la laminación en caliente.

## Objetivos

Los objetivos de la presente tesis fueron:

- ✓ Evaluar el efecto de la adición de Sr en términos de la distribución de partículas en un compuesto Al 6061/SiCp.
- ✓ Determinar el efecto de diferentes % de trabajado en caliente (laminación) sobre la distribución de SiC en la matriz de aluminio.
- ✓ Determinar la dureza Vickers en los compósitos en condiciones de colada y en los laminados.
- ✓ Analizar y explicar los cambios o efectos producidos en la distribución de partículas de SiC en los compósitos laminados y de colada, así como en la dureza.

## Hipótesis

Se espera que la presencia de Sr mejore la distribución de las partículas de SiC tanto en el compósito de colada como en el compósito laminado, provocando mejoras en la propiedad mecánica de la dureza debido a una mejor distribución del reforzante.

## Resumen

En la presente tesis se estudió y reportó el efecto que tiene el Sr sobre la distribución de las partículas de SiC en un compósito Al 6061/SiCp que se sometió al proceso de laminación. El compósito se fabricó por medio del método de Vórtice, de donde se obtuvieron lingotes para laminación con y sin adición de Sr. Los lingotes de colada fueron caracterizados metalográficamente para poder observar la microestructura de la matriz y la distribución de las partículas de SiC y así determinar el efecto del Sr en condiciones de colada.

Los lingotes de compósito con y sin Sr fueron cortados para efectuar el tratamiento térmico de homogeneización y eliminar la estructura dendrítica de este modo se obtiene una composición uniforme. La laminación se desarrolló en caliente a 3 niveles: 60, 70 y 80% de reducción de espesor. Las láminas producidas fueron analizadas para evaluar y cuantificar la distribución de las partículas de SiC para, de esta forma, evaluar la influencia del Sr en el compósito. También se realizaron ensayos de dureza para evaluar dicha propiedad de los materiales fabricados y después de la laminación.

Los resultados experimentales indican que la presencia de Sr en el nivel ensayado provoca que las partículas se distribuyan de una forma más uniforme en la matriz. Lo anterior se debe a que el Sr humecta las partículas para que se adhieran y distribuyan mejor en la matriz metálica, provocando que haya menos conglomerados y que en todo el material exista un número similar de partículas de cerámico. Después del proceso de laminación se observó que las partículas se distribuyeron y alinearon en la dirección del laminado en toda la matriz.

Los resultados de los ensayos de dureza muestran que los compósitos con Sr presentan valores inferiores de dureza, tanto en condiciones de colada como después de la laminación, en las respectivas reducciones de espesor.

# 1. ANTECEDENTES

## 1.1 Al 6061 sin reforzar

La aleación 6061 es parte de la serie 6XXX en la que el Mg y Si son los principales elementos aleantes, esta aleación ofrecen buenos valores de resistencia a la tensión, buena capacidad para colarse, excelente resistencia química, buena conductividad tanto eléctrica como térmica (J.R. Davis 1993,3). En la tabla 1.1 se muestra la composición típica de la aleación 6061, la cual se utilizó en este trabajo como matriz para fabricar el compósito por el proceso del vórtice.

Tabla 1.1. Composición nominal de la aleación 6061 (J.R. Davis 1993)

Aleación	UNS	ISO	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
<b>6061</b>	A96061	AlMg1SiCu	0.4- 0.8	0.7	0.145- 0.4	0.15	0.8- 1.2	0.04- 0.35	0.25	0.10

### 1.1.1 Propiedades

Las propiedades mecánicas de esta aleación son afectadas por las condiciones de manufactura o de tratamiento, la tabla 1.2, muestra las propiedades de la aleación con diferentes condiciones de procesamiento.

Tabla 1.2. Propiedades mecánicas de la aleación 6061 (Zaki Ahmad 2001)

Aleación	Designación	UTS		YS		Elongación %	Resistencia al corte		Limite a la fatiga	
		MPa	Ksi	MPa	Ksi		MPa	Ksi	MPa	Ksi
<b>6061</b>	0	125	18.1	55	8	25	80	11.6	60	8.7
<b>6061</b>	T4	240	34.8	145	21	22	165	23.9	90	13.1
<b>6061</b>	T6	310	45	275	39.9	12	205	29.7	95	13.8

Donde: O: recocido y recristalizado, se usa para obtener productos con mejor ductilidad y una estabilidad dimensional. T: tratado térmicamente. Las subdivisiones de este grupo son: T1, envejecido de manera natural; T3, solución sometida a tratamiento térmico, trabajada en frío y envejecida naturalmente; T4, solución sometida a tratamiento térmico y envejecida naturalmente; T5, enfriado a partir de un proceso de moldeo a temperatura alta y luego envejecido artificialmente; T6, solución sometida a tratamiento térmico y envejecida artificialmente; T7, sometida a tratamiento térmico y estabilizada; T8 sometida a tratamiento térmico, trabajada en frío y luego envejecida artificialmente.

Otras propiedades además de las mecánicas son mostradas en la tabla 1.3, las cuales son de las más importantes y estudiadas para el Al 6061.

Tabla 1.3. Propiedades generales de la aleación 6061 (*William F. Smith 2006*)

<b>Propiedades Mecánicas</b>	
Dureza Brinell	30
Elongación a la ruptura	25 %
Elongación a la ruptura	30 %
Módulo de elasticidad	68.9 GPa
Relación de Poisson	0.33
Densidad	2.70 g/cm <sup>3</sup>
Maquinabilidad	30 %
<b>Propiedades Térmicas</b>	
Punto de fusión	582 - 652 °C
Punto de ebullición	2500 °C
Solidus	582 °C
Liquidus	652 °C
<b>Propiedades de procesamiento</b>	
Temperatura envejecido	160 °C

### 1.1.2 Microestructura

En este sistema en el que los elementos principales son el Al, Mg y el Si, las fases presentes que pueden precipitar son las fases primarias aciculares  $\alpha$  (Al),  $Mg_2Si$  y  $Al_5FeSi$  ( $\beta$  acicular) debido a los demás elementos que componen este tipo de aleación, también es posible encontrar la fase denominada  $(Fe, Cr)_3SiAl_{12}$ . (*Paray F 1996*)

La fase mayoritaria es  $\alpha$ (Al) con un poco cantidad de fase  $Mg_2Si$ , a su vez también existe la presencia de fase  $Al_5FeSi$  en forma de agujas alargadas o forma acicular.

En la figuras 1.1 y 1.2 se muestran las microestructuras correspondientes a la aleación 6061, con una magnificación para mostrar las agujas de fase  $Al_5FeSi$ . (*P.C. Van Wigger 1996*)

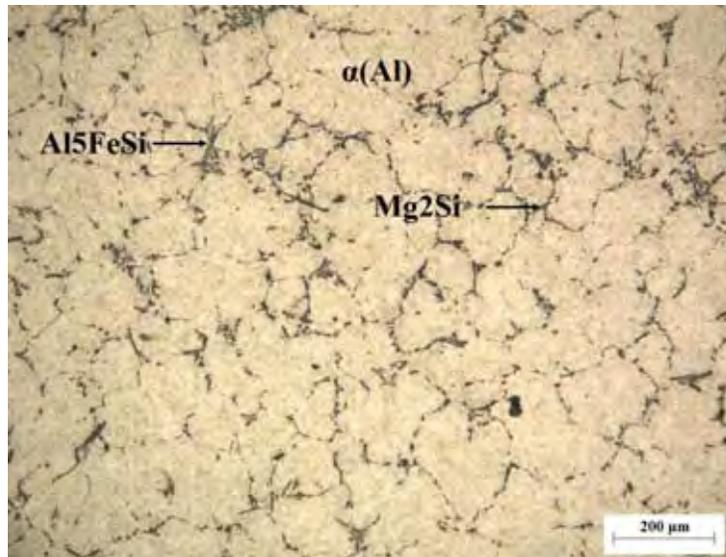


Figura 1.1. Microestructura de la aleación 6061.



Figura 1.2 Imagen a 50X donde se presentan las agujas alargadas de  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ .

En la figura 1.1 se observa, que la fase mayoritaria es  $\alpha(\text{Al})$ , mientras que la segunda fase corresponde a  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , mientras que en la figura 1.2 se observa la presencia de la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ , que se encuentra en forma de agujas alargadas.

### 1.1.3 Efecto del Sr

En cuanto al efecto que tiene el Sr en las aleaciones de Al, es posible comentar que es un elemento que tiene la propiedad de cambiar las características del aluminio durante el proceso de colada, incluso cuando se agrega en pequeñas cantidades, lo que trae como consecuencia un aumento en las propiedades mecánicas del material, ya que el cambio producido es del tipo estructural.

El Sr tiene muy baja solubilidad en la fase sólida del Al un consecuente comportamiento de segregación del Al eutéctico líquido durante la solidificación y el proceso de colada; sin embargo uno de los factores limitantes del uso del Sr es su reactividad del (oxidación).

El Sr es usado para refinar la fase  $Al_5FeSi$ , que en la figura 1.3 explica su formación, en la serie 6XXX, de una forma de agujas alargadas a una forma más fina y corta, (figura 1.4). Cuando se agrega en niveles del 0.02% ha tenido un efecto benéfico en la estructura de la fase  $AlFeSi$  en la aleación 6061, ya que resulta en una transición de la fase  $Al_5FeSi$  a una más benéfica  $Al_8Fe_3Si$  lo que demuestra que mejoran sus propiedades mecánicas, (P.C. Van Wigger 1996) como lo es la resistencia a la tensión (Gholamali Farhadi Cheshmeh Morvari 1999).

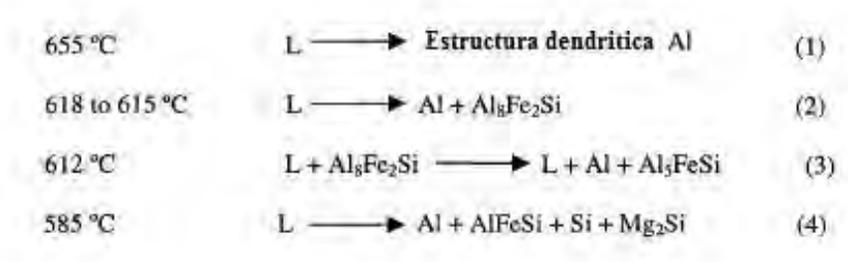


Figura 1.3. Mecanismo de formación de la fase  $AlFeSi$  en las aleaciones 6XXX, con su respectivo orden. (Mulazmoglu M.h 1996)

También en un rango de 0.015 a 0.03 % de Sr se presenta el cambio de fase durante la solidificación y en presencia de 0.018% de Sr se mejora el acabado superficial de esta aleación 6061 (Paray F 1996)

En la literatura también se ha reportado el efecto estabilizador del Sr en la fase  $Al_8Fe_2Si$  que tiene una influencia importante sobre el trabajado en caliente de las aleaciones 6061. (Kulunk B.and D J. Zuliam 1996)

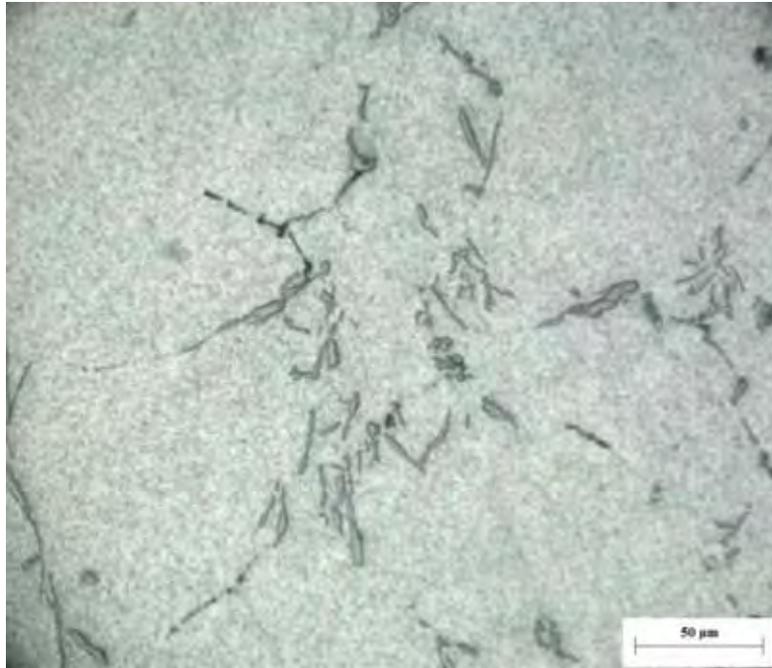


Figura 1.4. Cambio de fase producido por la adición de Sr, la nueva fase  $Al_8Fe_3Si$  con una forma más corta y fina.

## 1.2 Materiales Compuestos de Matriz Metálica Al 6061 (AIMMC's)

Un material compuesto de matriz metálica es una combinación de dos materiales de propiedades diferentes (eléctricas, mecánicas, térmicas y/o químicas), que esencialmente son insolubles entre ellos, los cuales se combinan para alcanzar mejores propiedades que los materiales originales (materiales monolíticos), en los cuales el metal actúa como matriz encontrándose en mayor proporción y el otro actúa como reforzante y está en menor proporción, este generalmente es un cerámico. (García H.J 2007)

Estos materiales preferentemente deben ser ligeros, resistentes al desgaste y a la abrasión, tener alta tenacidad y resistencia; algunos de ellos soportan altas temperaturas. Algunas de las mejoras son: mayor rigidez, mayor tenacidad, mejor resistencia mecánica, mayor resistencia al desgaste, mejores propiedades térmicas (coeficiente de expansión térmica). (García H.J.2007, D.B. Miracle 2005)

Los reforzantes en los AIMMC's son por lo regular cerámicos en forma de fibras continuas, fibras cortas ó partículas, que se llaman también discontinuos, (figura 1.5. (Escobar M.L. 2002)

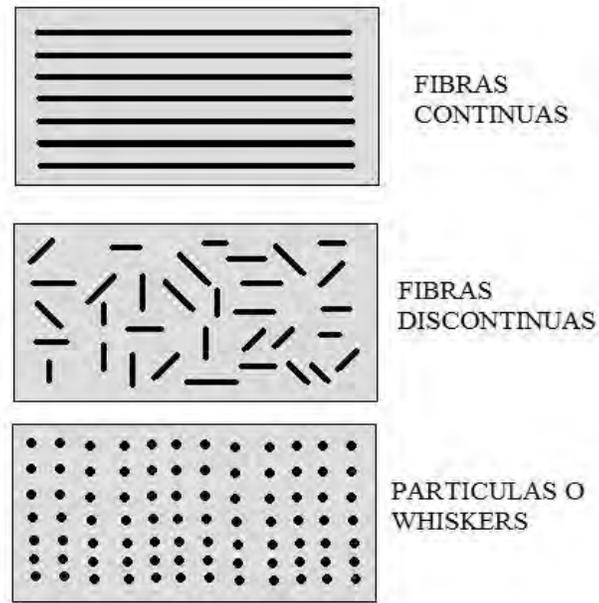


Figura 1.5. Representación esquemática de las distintas formas del reforzante

Dependiendo del uso que vaya a darse al compuesto, se utilizan distintos reforzantes, lo que trae como consecuencia que exista una diversidad de refuerzos para el metal, ampliando notoriamente el campo de aplicación de los compósitos justificando los estudios y trabajos que se han realizado en su desarrollo. (Escobar M.L.2002)

La tabla 1.4 muestra las propiedades de algunos cerámicos utilizados como reforzantes en matrices base aluminio.

Tabla 1.4. Propiedades de algunos reforzantes (Escobar M.L.2002)

Reforzante	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	Módulo elástico (GPa)	Resistencia a la compresión (MPa)	Conductividad térmica (W/mK)	Coefficiente de expansión térmica $\eta$ 10 <sup>-6</sup> /K
SiC	3.21	430	2800	132	3.4
B <sub>4</sub> C	2.52	450	3000	29	5
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	3.92	350	2500	32.6	6.8
TiC	4.93	345	2500	20.5	7.4

### 1.2.1 Propiedades

Después de mostrar un panorama general de los compuestos de matriz metálica, es conveniente reducir la información a un material en particular, que es el presentado en este trabajo, el cual es el Al-SiCp.

La meta buscada en el diseño de MMC's, es la de combinar las propiedades favorables de los metales y de los cerámicos. La adición de partículas con alta resistencia a un metal dúctil produce un material con características intermedias entre la matriz metálica y los reforzantes cerámicos. En la actualidad se ocupan diversos reforzantes de acuerdo a las necesidades presentadas, los de mayor aplicación son el SiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiC. En la tabla 1.5 se presentan algunas características del SiC:

Tabla 1.5. Características del SiC (*Hashim J., Looney L 1999*)

	Propiedades mecánicas del SiCp			
	Tamaño (μm)	Densidad (g/cm <sup>3</sup> )	UTS (GPa)	E
SiC	15-340	3.2	3	482

El aluminio y el carburo de silicio tienen diferentes propiedades mecánicas, como son el módulo de Young, 70 y 400 GPa respectivamente, resistencia a la cedencia, 35 y 600 MPa respectivamente. Pero cuando se combinan estos materiales, como por ejemplo el Al 6061/SiC/17p se obtiene un módulo de Young de 96.6 GPa y una resistencia a la cedencia de 510 MPa. (*Hashim J., Looney L 1999*)

Como se sabe, los resultados de algún trabajo están sujetos a circunstancias externas (condiciones ambientales, factores humanos, etc.) que pueden modificar dichos resultados, tomando en cuenta esto, se presenta en las tablas 1.6 y 1.7, los valores de algunas propiedades del Al 6061 con distintos contenidos de SiCp en cada una de ellas con distintos parámetros de procesamiento; sin embargo se considero pertinente incluirlas para conocer los rangos de valores que puede llegar a tener este tipo de material.

Tabla 1.6. Propiedades mecánicas del Al 6061 SiCp (*Ge X, Schmauder S. 1995*)

Matriz	Vol. SiCp (%)	Tratamiento	Resistencia a la cedencia (MPa)	Resistencia última (MPa)	Módulo elástico (GPa)
6061	0	T6	368.5	394	71.1
6061	10	T6	381.2	420	90.5
6061	20	T6	397	458	107.8

Tabla 1.7. Otras propiedades mecánicas del Al 6061 SiCp (*Srivatsan T. S., Meslet Al-hajri 2001*)

Reforzante (%)	Temperatura (°C)	Módulo de Young (GPa)	Resistencia a la cedencia (MPa)	Resistencia última (MPa)	Resistencia la fractura (MPa)	Elongación a la fractura (%)
0	27	66	287	316	145	26
10	27	81	278	332	313	16.3
15	27	89	343	372	353	7

En la literatura, se encontró la variación del módulo de Young con respecto a la cantidad de reforzante contenido, tanto en forma de partículas como de whiskers. Como puede observarse en la figura 1.6, al aumentar el contenido de reforzante, el módulo de Young se incrementa igualmente en el Al 6061, lo que significa un aumento de resistencia del material.

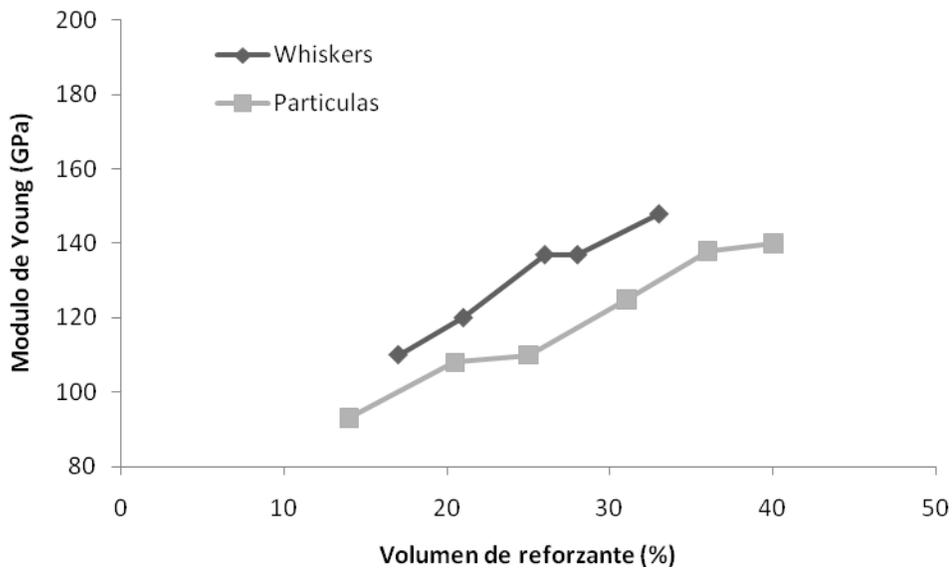


Figura 1.6. Variación del módulo de Young respecto al contenido y forma de reforzante (*Zaki Ahmad 2001*)

En la siguiente figura se puede analizar que, a cantidades relativamente grandes de reforzante, la ductilidad del Al 6061 comienza a disminuir, lo que nos lleva a concluir que para lograr una buena ductilidad del aluminio es necesario no adicionar cantidades grandes de reforzantes.

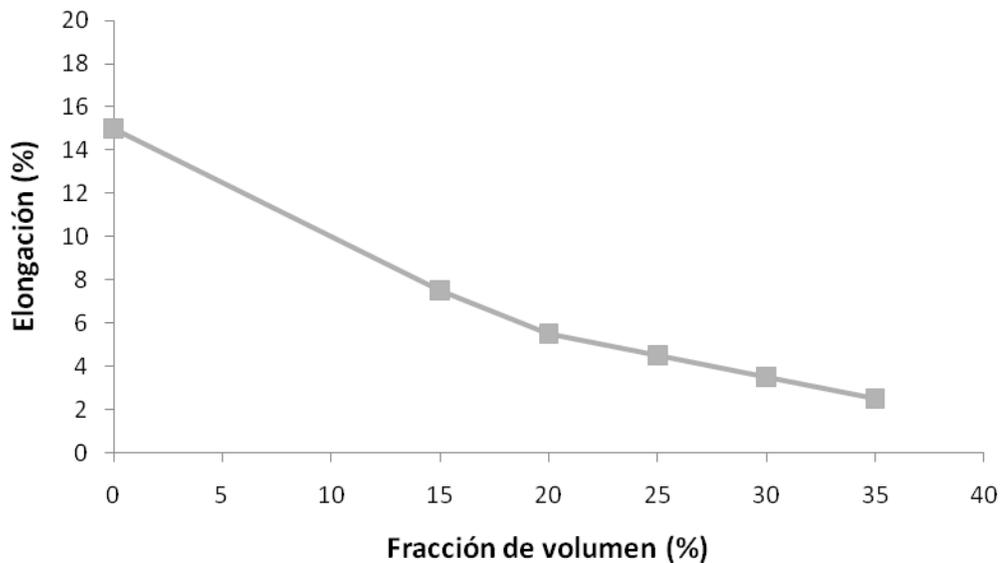


Figura 1.7. Elongación en función del contenido de reforzante SiC (Zaki Ahmad 2001)

Los AlMMC's reforzados con partículas de SiC son aplicados comúnmente en la industria aeroespacial, industria automotriz, componentes deportivos y militares, debido a sus excelentes propiedades mecánicas. El aluminio reforzado con SiC se ha producido para aplicarse en la industria aeroespacial, en el fuselaje de aviones, en aparatos eléctricos y en la industria automotriz, esto es, ya que tienen mejores propiedades que las aleaciones convencionales, como la resistencia al desgaste, excelente tenacidad y otras que justifican su procesamiento. (Escobar M.L. 2002)

Los compuestos de matriz de aluminio reforzados con SiC poseen una buena estabilidad térmica y química en ambientes adversos, por lo que pueden ser aplicados en condiciones como las que se presentan en los pistones de un motor. (Escobar M.L. 2002)

### 1.2.2 Microestructura

La fase principal en la microestructura del compuesto matriz Al 6061 es la  $\alpha$  (Al), con la presencia de compuestos intermetálicos como el  $Mg_2Si$ , debido a la existencia de los demás elementos aleantes. (W. Zhou, Z. M. Xu 2000)

Se ha encontrado que las partículas de SiC presentan una tendencia a acumularse en zonas que se enfrían en la última etapa de la solidificación, usualmente conteniendo fases eutécticas, además se ha observado que las partículas tienen una inclinación a estar acomodadas en las fronteras de grano del Al 6061. (W. Zhou, Z. M. Xu 2000)

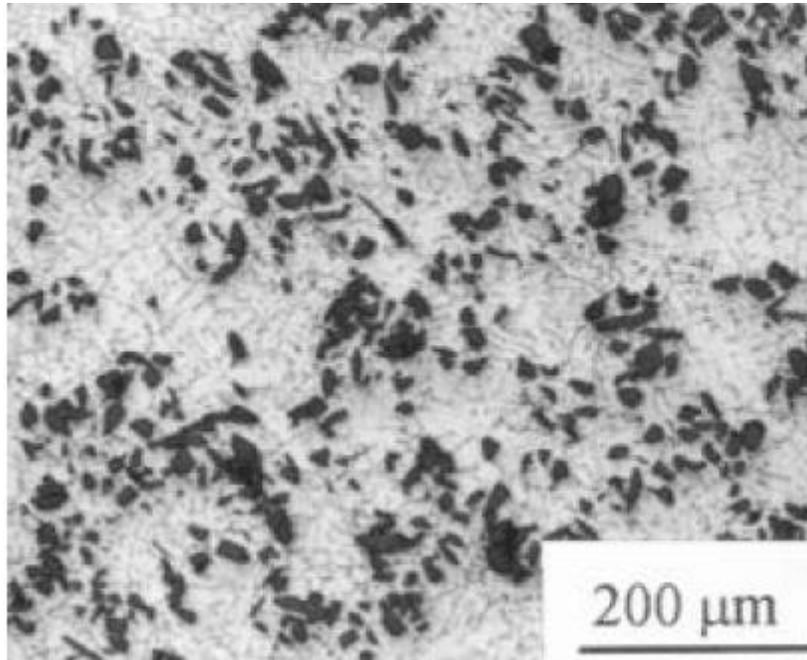


Figura 1.8. Microestructura de un compuesto Al 6061/ 20 % SiCp (*W. Zhou, Z. M. Xu 2000*)

Durante el crecimiento de las dendritas, las partículas de SiC suspendidas pueden ser atrapadas por el frente dendrítico o también ser llevadas hacia adelante por el mismo frente, dependiendo de la velocidad de crecimiento, figura 1.8. Debido a esto, se ha encontrado que las partículas se localizan predominantemente en las regiones interdendríticas. (*W. Zhou, Z. M. Xu 2000*) Esto es ratificado en otra investigación, donde también se observó que las partículas se ubicaron en las regiones interdendríticas e intergranulares, ya que el reforzante es generalmente segregado en la última zona de enfriamiento, por lo tanto, las partículas son rechazadas cuando se solidifica la fase primaria. (*González-Rivera 2003*)

### 1.2.3 Efecto del Sr

Uno de los principales problemas en la fabricación de compósitos es la mala incorporación de los reforzantes en la matriz, lo que reduce sus propiedades mecánicas. Las razones por las que los reforzantes no se incorporan de buena forma a la matriz, son por que existe alta tensión superficial y poca humectabilidad de las partículas y el baño metálico, por lo tanto, es necesario emplear una fuerza mecánica para vencer dicha tensión superficial para mejorar la incorporación de las partículas. (*W. Zhou, Z. M. Xu 2000*)

Se ha reportado que el Sr reduce significativamente la tensión superficial del baño metálico, teniendo un efecto benéfico ya que de esta forma las partículas se adhieren de un mejor modo en la matriz, incrementándose las propiedades mecánicas del compósito. (*Gholamali Farhadi Cheshmeh Morvari 1999*)



Figura 1.9. Compósito Al 6061/10 %SiCp

La adición de Sr promueve una alta incorporación del SiCp en la matriz, mejorando así la humectabilidad del compósito. (García-Hinojosa J.A 2004) Se ha encontrado que cuando se tiene Sr en concentraciones entre 0.05 y 0.2 % en peso, mejora la incorporación de partículas de SiC, sin tener algún efecto en la modificación de la estructura de la matriz metálica, teniendo un máximo de eficiencia de incorporación de reforzantes en un rango de 0.05 a 0.10% en peso, lo que hace suponer que el Sr mejora de una manera importante la humectabilidad entre las partículas y el metal. (García-Hinojosa J.A 2004)

En condiciones de colada, el Sr en una proporción de 0.007% en el compósito, mejora significativamente su comportamiento en el proceso de fundición. (Samuel F. H. and. Samuel A. M 1994). El Sr también tiene la propiedad de controlar el ángulo de contacto entre el reforzante y el metal, ya que en presencia de Sr el ángulo de contacto es igual a cero. (Mccomb D. 2000)

#### 1.2.4 Efecto de la laminación en compósitos Al 6061/SiCp

Los productos finales laminados de aluminio pueden tener un aspecto brillante o mate, éste aspecto es obtenido según la calidad del rectificado del cilindro de laminación, por otra parte, la superficie de los productos de aluminio son muy sensibles a los frotamientos y a los choques con las partes fijas de la maquina. (Bernard Pierre 1968)

En la literatura se localizó un trabajo donde se utilizó una aleación Al 6061 la cual se laminó en frío hasta un 50% en 5 pasos, obteniéndose un tamaño de grano de 0.4μm. El espesor inicial de la muestra fue de 2mm, después del proceso de laminado se llegó a una hoja con espesor de 1mm y fue recocido a 414.85°C por 2 horas; la muestra fue desengrasada con acetona seguido de una eliminación de la capa de oxido en la superficie y una limpieza ultrasónica después. (Kyung-Tae Park a 2001)

A las muestras laminadas se les midió la dureza Vickers, dependiendo del grado de deformación se encontró un valor de dureza distinto que obviamente se relaciona con el número de pasos de laminado, tal como se muestra en la figura 1.10.

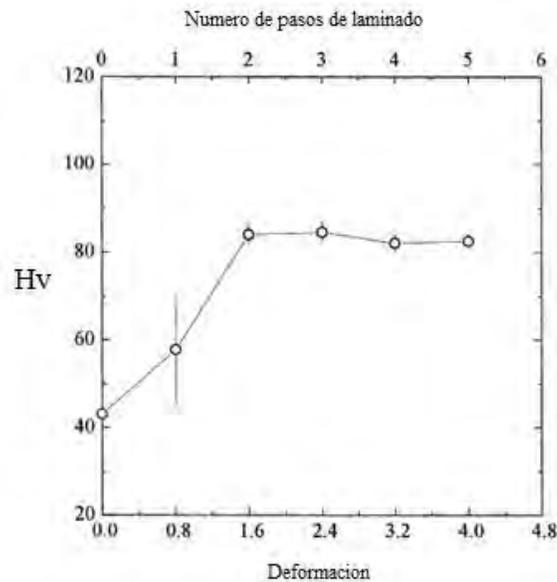
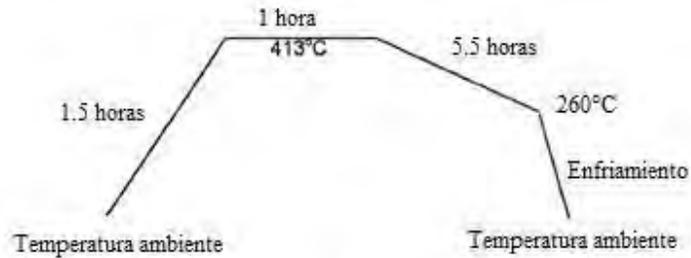


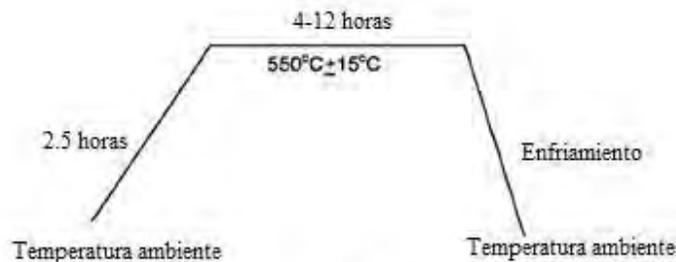
Figura 1.10. Variación de la dureza Vickers respecto a las deformaciones (*Kyung-Tae Park a 2001*)

En otros artículos revisados se encontró que la reducción de espesor por laminado (50% en total) se realizó con una velocidad de 7.8m/min a 249.85, 294.85 y 349.85 °C, antes del laminado, la muestra fue precalentada por 15 min en un horno con atmosfera de Argón. El recocido estático fue de 1 hora a varias temperaturas de entre 99.85-499.85°C, obteniéndose distintos valores de dureza dependiendo los pasos de laminado. (Figura 1.10); (*Kyung-Tae Park a 2001*)

Con respecto a la laminación, se ha reportado que es conveniente efectuar un tratamiento térmico de homogeneización y recocido antes de la deformación, figura (1.11) esto es debido a que se encontró que la grieta ocurre cuando la reducción alcanza un 60% para el Al 6061 colado y cuando es del 80% en Al 6061 homogenizado y recocido, lo que demuestra que las muestras homogenizadas y recocidas presentan mejores propiedades para el laminado. (*Li, M.E. Kassner2000*)



(a)



(b)

Figura 1.11. Tratamientos térmicos de piezas para laminar. (a) Tratamiento de recocido del Al 6061 antes del laminado; (b) Tratamiento de homogeneización del Al 6061 antes del laminado (Li, M.E. Kassner2000)

El máximo valor alcanzado para la reducción de espesor fue de 50% para muestras coladas sin tratamiento térmico y de 70% para recocidas y homogenizadas (tabla 1.8). (Li, M.E. Kassner2000)

Tabla 1.8. Reducciones para las distintas muestras ocupadas (Li, M.E. Kassner2000)

Aleación	Porcentaje de reducción del Al 6061						
<b>6061 Sin T.T</b>	9.9	21	30.4	39.7	49.8		
<b>6061 Recocida</b>	10.6	22.1	32.4	40.4	50.4	60.5	70.4
<b>6061 Homogenizada</b>	10.4	20.2	31.3	40.2	50.2	60.5	70.3

El laminado de aluminio reforzado con SiC ha producido hojas o placas, y puede ser realizado usando dos rodillos con diámetros grandes. Para minimizar la formación de grietas se debe tener un control cuidadoso de la temperatura de trabajo y el grado de deformación necesaria. La pérdida de calor deber ser mínima y las reducciones no deben exceder el 10 % por paso. (J.R. Davis 1993)

En otro trabajo se ocuparon muestras de Al 6061/SiCp con un espesor de 6.3 mm, cada una de ellas se pulió a lija 400 y después se limpió químicamente, el laminado fue realizado a temperatura de 475°C y se lograron espesores finales de 1.7 mm. El porcentaje de contenido de partículas SiC

fue 20%. Estos materiales tuvieron un incremento en sus propiedades mecánicas, al ser sometidos a cargas constantes de 50 MPa a una temperatura de 250°C, elevándose su resistencia antes de ocurrir la falla. (*Biner S. B. 2002*)

En otro artículo, el compuesto SiC/6061 Al fabricado por método de Vórtice fue estudiado para encontrar las condiciones óptimas de laminado para producir superplasticidad a altas deformaciones. El tamaño de partícula fue de 0.6  $\mu\text{m}$ . El Al 6061 fue procesado para fabricarse el compuesto a 749.85°C fundiéndolo y agitándolo con las partículas precalentadas y con una adición de 0.3%Ca y 0.15%Sb, con velocidades rotatorias de 500-700 rpm a 10.8 segundos. También se le añadió 0.3%Mg por cada 40 Kg. Se realizó una operación de laminado en caliente usando deformaciones por paso de 0.05 a 0.3 a 299.85°C, con elongaciones de 200 a 300 %. Para encontrar elongaciones de más de 300% se ocuparon temperaturas de 399.85 y 449.85°C con tiempos de recalentamiento entre cada paso de aproximadamente 5 minutos. Las muestras tuvieron un espesor final de 0.75 mm con una deformación total de  $\approx 24$ . (*Takeo Hikosaka 1996*)

Los resultados anteriores muestran que el proceso de laminación en caliente sobre compósitos Al 6061/SiCp tiene efectos benéficos sobre las propiedades del material, elevándose su resistencia y campo de aplicación, ya que se tiene nueva información sobre los distintos métodos de procesamiento de los compósitos lo que lleva a que se tenga un campo mayor de aplicación debido a sus buenas propiedades.

## 2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

### 2.1 Predicción microestructural

Se espera que los compósitos de Al 6061/SiCp contengan una fase principal en la microestructura conocida como  $\alpha$  (Al), seguida de una fase minoritaria que corresponde a  $Mg_2Si$  con la aparición de intermetálicos aciculares como el  $Al_5FeSi$  las cuales serán modificadas por el Sr, según lo reportado en la literatura. (*P.C. Van Wiggeren 1996*)

También se presume que las partículas de SiC tengan la tendencia a acumularse en las fronteras de grano y en las regiones interdendríticas del Al 6061. (*W. Zhou, Z. M. Xu 2000*)

Después de revisar la literatura en términos del efecto del Sr en esta clase de compósitos, se tiene la idea de que la adición de Sr provocará que las partículas tengan una mayor humectabilidad con la matriz, (*García-Hinojosa J.A 2004*), teniendo como consecuencia que las partículas del reforzante se distribuyan de una mejor forma en toda la matriz, que esto sería sumamente benéfico para las propiedades del compósito ya que se elevaría su resistencia a esfuerzos, al mismo tiempo se eliminan los problemas durante el proceso de laminado en caliente.

### 2.2 Trabajado en caliente

El trabajo en caliente se define como la deformación plástica del metal a una temperatura superior a la temperatura de recristalización, durante el trabajo en caliente el metal se está recristalizando continuamente. Durante la deformación por trabajo en caliente no hay endurecimiento, por lo tanto la deformación plástica puede ser ilimitada.

El trabajo en caliente es adecuado para el conformado de piezas grandes ya que el metal a trabajarse presenta un bajo límite elástico y alta ductilidad. Algunas imperfecciones del metal se pueden eliminar o minimizar, tales como los poros que se pueden cerrarse y soldarse durante el trabajo en caliente. (*Askeland Donald 2001*)

En el trabajo en caliente hay que mantener la temperatura por encima de la indicada, en este proceso tienen lugar simultáneamente la deformación plástica y la recristalización de los granos deformados, (figura 1.11) además se requiere no solo trabajar por encima de la temperatura límite, sino mantener el metal con esa temperatura el tiempo suficiente para que la recristalización se complete, obteniéndose cristales nuevos sin deformación.

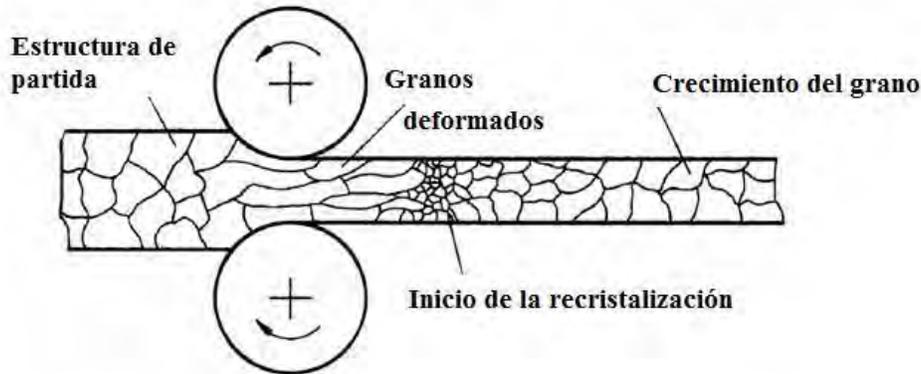


Figura 1.11. Efecto de la laminación en caliente en la estructura de los metales (Askeland Donald 2001)

El trabajado en caliente permite obtener la misma deformación que en frío con menores esfuerzos y puesto que se produce simultáneamente la deformación y recristalización, es posible obtener:

- Grano más fino.
- Materiales más blandos y dúctiles.
- Ausencia de tensiones residuales.
- Estructura más uniforme y fibrosa y por tanto mayor resistencia mecánica.
- Superficies más oxidadas ([www.desiertoslejanos.com/blog/?page\\_id=210](http://www.desiertoslejanos.com/blog/?page_id=210))

El trabajado en caliente de un material se lleva a cabo bajo condiciones de temperatura y velocidad de deformación tales que tienen lugar los procesos dinámicos de restauración (recuperación dinámica, sola o acompañada de recristalización dinámica) lo que permite alcanzar grandes deformaciones prácticamente sin endurecimiento. Las temperaturas de trabajado son superiores a  $0.6T_m$  ( $T_m$  temperatura de fusión) y las velocidades de deformación están comprendidas entre  $0.5$  y  $500 \text{ ms}^{-1}$ . ([www.cnea.gov.ar/cgi2/wwwi32.exe/%5Bin=cgi2/tesis/tesis-b.in%5D?1=tesis&2=000008](http://www.cnea.gov.ar/cgi2/wwwi32.exe/%5Bin=cgi2/tesis/tesis-b.in%5D?1=tesis&2=000008))

Los factores que influyen en el tamaño de grano que se obtiene con la deformación en caliente son:

- Tamaño inicial del grano.
- Cantidad de la deformación.
- Temperatura final del proceso.
- Velocidad de enfriamiento.

Dado que el metal se encuentra a alta temperatura, los cristales formados comienzan a crecer nuevamente, pero estos no son tan grandes e irregulares como antes. Al avanzar el trabajado en caliente y enfriarse el metal, cada deformación genera cristales más pequeños, uniformes y hasta cierto grado aplanados, lo cual da al metal una condición a la que se llama anisotropía u

orientación de grano o fibra, es decir, el metal es más dúctil y deformable en la dirección del trabajado.

Esta condición (anisotropía) nos ayuda a explicar las siguientes ventajas del trabajado en caliente ([www.sepi.upiicsa.ipn.mx/sab/ProcManuf/Otro/Documentos/Unidad3/3.1.doc](http://www.sepi.upiicsa.ipn.mx/sab/ProcManuf/Otro/Documentos/Unidad3/3.1.doc)).

- No aumenta la dureza o ductilidad del metal ya que los granos distorsionados deformados durante el proceso, pronto cambian a nuevos granos sin deformación.
- El metal se hace más tenaz pues los cristales formados son más pequeños y por lo tanto más numerosos.
- El material se hace más tenaz debido a que se disminuye el espacio entre granos y se segregan las impurezas.
- Se requiere menor fuerza para trabajarse y por lo tanto menor tiempo, ya que el material es más maleable.
- Facilidad para transformar el metal a formas extremas cuando esta caliente, sin grietas ni desgastes pues los cristales se forman continuamente.
- Se eliminan zonas de baja resistencia.
- Se eliminan los poros en forma considerable debido a las altas presiones de trabajo.
- Baja costos de dados.

Una desventaja de trabajar en caliente, es que la precisión dimensional es algo difícil de controlar, debe tomarse en consideración una mayor deformación elástica, ya que a las temperaturas de trabajo en caliente el módulo de elasticidad es bajo y el metal se contrae al enfriarse, por lo que en ocasiones es necesario sobredimensionar las piezas en su diseño. (*Askeland Donald 2001*)

## 2.3 Proceso de Laminación

El proceso de laminación es uno de los métodos más baratos y más eficientes para reducir el área transversal de una pieza de material de tal forma que el espesor final sea uniforme a lo largo de toda la pieza; este proceso de deformación plástica del metal ocurre cuando se pasa la pieza de trabajo por una serie de rodillos, como se observa en la figura 1.12. Cuando esto se produce, el material está sujeto a altos esfuerzos compresivos producidos por la acción de los rodillos, y de esfuerzos cortantes como resultado de la fricción entre los rodillos y el metal. (*Higgins Raymond A 1984, Dieter George E. 2003*)

El flujo plástico del metal puede ser investigado realizando unos barrenos en algunas secciones de la longitud de la pieza de trabajo y colocando unos pasadores o pequeños cilindros de algún otro material y observar el flujo del metal laminado (Figura 1.17). (*Higgins Raymond A 1984*)

El laminado es un proceso básico para conformar hojas o láminas, este procedimiento es muy importante ya que los pequeños espesores requeridos, las tolerancias y la calidad superficial del producto, no se pueden lograr directamente de la colada. (*Totten George E. 2003, Singh R.V. 2000*)

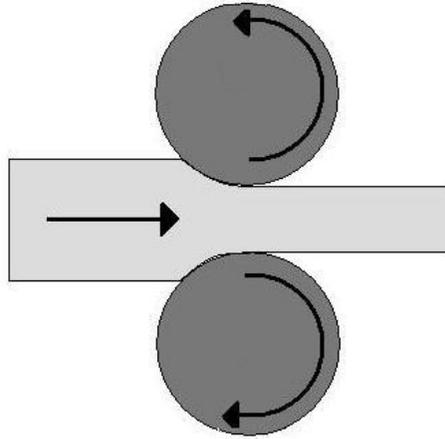


Figura 1.12. Representación esquemática del proceso de laminado

En el proceso de laminado de productos planos dos rodillos de laminación reducen la pieza de trabajo a un espesor más delgado; los rodillos se soportan en bastidores y su separación se puede ajustar por medios mecánicos o hidráulicos. Sin embargo, se debe de tener un cuidadoso control de las variables del proceso, con el fin de obtener piezas de buena calidad. (Schey John A 2002)

El proceso de laminado del aluminio puede ser subdividido como se muestra en la figura 1.13:

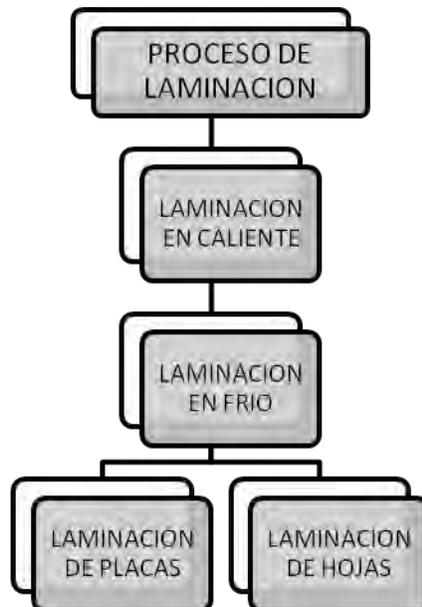


Figura 1.13. Esquema del proceso de fabricación para piezas laminadas (Singh R.V 2000)

Durante este proceso tiene lugar una redistribución considerable de impurezas y los efectos de segregación que hubiesen estado presentes en el lingote original se reducen. (Osman Tood M., 2002)

En distintos procesos industriales, el laminado en caliente se efectúa antes que el de en frío, con el fin de lograr mejores resultados de resistencia y dimensiones. El laminado en caliente casi siempre se usa en el formado inicial de los lingotes vaciados ya que a temperaturas elevadas la maleabilidad es generalmente alta, permitiendo la deformación de los metales con relativa facilidad. Este proceso se lleva a cabo a una temperatura considerablemente superior a la de recristalización del metal que se lamina de manera que, conforme tiene lugar la deformación de este metal en la abertura entre rodillos, la recristalización se inicia casi de inmediato. (Totten George E. 2003, Osman Tood M 2002)

### 2.3.1 Características:

El laminado en caliente o el recocido antes del laminado en frío se pueden utilizar para reducir las presiones de los rodillos, aunque estos métodos no se aplican cuando el objeto del laminado en frío es el de obtener un cierto grado de dureza en el metal. Por lo tanto se tienen dos opciones:

1. Puede aplicarse tensión a la pieza de trabajo en ambos lados de la separación entre cilindros, como se ve en la figura 1.14, aquí  $T_2$  es la tensión que tiende a estirar la pieza de trabajo a través de los cilindros y  $T_1$  es la fuerza que tiende a retenerla. Estas fuerzas, trabajando en oposición con las fuerzas de fricción operantes tienden así a reducir la fuerza de separación entre los cilindros.
2. Pueden usarse rodillos de diámetro más pequeño, esto tiene el efecto de reducir el área de contacto entre la pieza de trabajo y los rodillos, reduciendo así la fuerza de separación total. (Higgins Raymond A 1984)

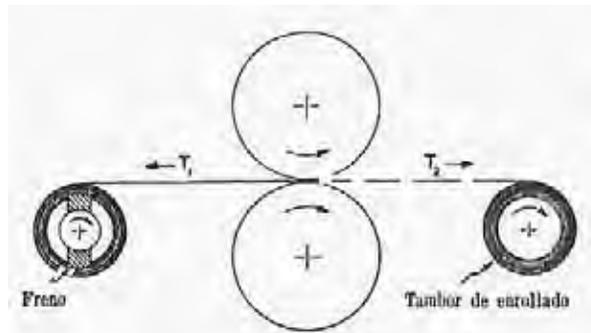


Figura 1.14. Tensiones en el laminado (Higgins Raymond A 1984)

Aunque el principal objetivo del laminado es el de reducir el espesor del metal, también ocurre un ligero incremento en el ancho, por lo que una resulta en un incremento en longitud. (Dieter George E. 2003)

Los rodillos pueden ser clasificados con respecto a su número y arreglo, el más común es el de dos cilindros de igual tamaño girando en una sola dirección cada uno. Para una producción alta es común que se instalen una serie de rodillos uno tras otro en secuencia. Cada arreglo de rodillos es llamado stand, ya que diferentes reducciones son realizadas en cada stand, la punta del metal se va moviendo a diferentes velocidades dependiendo en que arreglo de rodillos se encuentre el metal. Otro punto importante es que dependiendo las características finales deseadas de la pieza

laminada, se pueden ocupar más de dos rodillos en cada operación, como en la figura 1.15-c, o como en el caso de la 1.15-d, que se utiliza para laminar con tolerancias muy pequeñas con unos rodillos pequeños, accionados con unos más grandes. (Dieter George E. 2003)

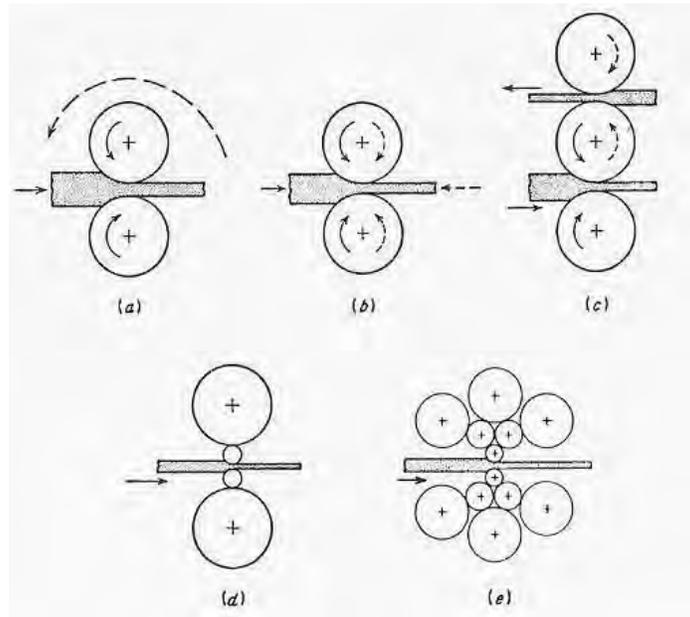


Figura 1.15. Arreglos de rodillos utilizados en la industria. (a) Dos cilindros en una sola dirección; (b) Dos cilindros reversibles; (c) Tres cilindros, dos reversibles; (d) Stand de cuatro cilindros, para tolerancias pequeñas; (e) Arreglo múltiple, cada rodillo esta soportado por dos cilindros. (Dieter George E. 2003)

En un aplicación industrial se ocupan para este tipo de operación comúnmente cuatro rodillos de alta velocidad con 3 o 5 estaciones, con el fin de laminar aceros, aluminios o cobres. Otro arreglo muy funcional es el de cilindros reversibles, que cuando el material pasa a través de ellos, los cilindros cambian su dirección de rotación. (Smith William F. 2006, Dieter George E. 2003) (Figura 1.16).

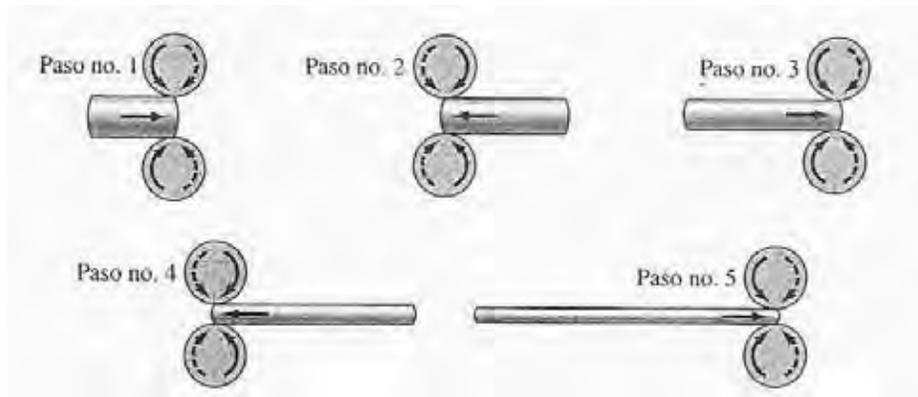


Figura 1.16. Representación con los diferentes números de pasos utilizados con cilindros reversibles (Smith William F. 2006)

El laminado de barras y perfiles difiere del de hojas y láminas en el hecho de que la sección transversal del metal es reducida en dos diferentes direcciones. Una hoja de metal con un espesor  $h_0$  entra en los rodillos en el plano de entrada, con una velocidad  $V_0$ , la hoja pasa a través de la abertura de los rodillos y los deja en un plano de salida con un espesor reducido  $h_f$ , se puede escribir la siguiente relación que representa el comportamiento a la entrada y salida de los rodillos por parte del material: (Dieter George E. 2003)

$$bh_0v_0 = bhv = bh_fv_f$$

Donde:

$b$ = ancho de la hoja

$v$ = velocidad a cualquier espesor  $h$  entre  $h_0$  y  $h_f$

La velocidad de salida  $V_f$  debe ser mayor que la  $V_0$ , solo en un punto a lo largo de la superficie de contacto entre el cilindro y la hoja. En consecuencia sólo en un punto del arco de contacto (XY), figura 1.17, entre los rodillos y la pieza de trabajo, será la velocidad periférica de la superficie de rodillos igual a la velocidad de avance de la pieza de trabajo. Este punto se llama el *punto neutro* o *punto de deslizamiento nulo*, cuando el lingote entra a los rodillos su velocidad será inferior a la velocidad de los rodillos, mientras que al abandonarlos su velocidad de avance será mayor que la velocidad periférica de éstos; por lo tanto en todos los puntos excepto en el neutro debe ocurrir un deslizamiento entre los rodillos y pieza de trabajo. (Higgins Raymond A.1984; Dieter George E. 2003)

Las fuerzas incluidas en el laminado pueden alcanzar fácilmente varios millones de libras o kilogramos; por lo que una construcción muy rígida debe ser instalada para producir artículos laminados, así como grandes motores deben ser utilizados para proporcionar la potencia necesaria. (Dieter George E. 2003)

$$\text{Área } ABCD = \text{Área } A_1B_1C_1D_1$$

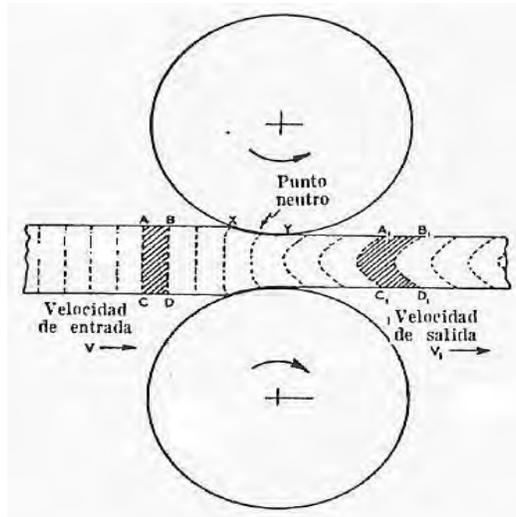


Figura 1.17. Ubicación del punto neutro (Higgins Raymond A. 1984)

Puesto que la pieza de trabajo se está alargando por un proceso de laminado, se deduce que su velocidad al abandonar los rodillos es mayor que la velocidad de entrada a los mismos, como se menciono anteriormente: (Higgins Raymond A. 1984)

$$\frac{V_1}{V} = \frac{A_1 B_1}{AB}$$

Ya que el deslizamiento tiene lugar entre los rodillos y pieza de trabajo, se deduce que entran en acción las fuerzas de fricción, al girar los rodillos ejercen una fuerza de fricción  $F$ , tirando del metal entre ellos y una resistencia de fricción correspondiente  $F_1$  (Figura 1.18) a la pieza de trabajo que se retira de ellos. A su vez, la fricción de los rodillos contra la pieza de trabajo también produce un movimiento relativo entre las capas superficiales y el interior del material, conduciendo a un flujo plástico del material. La deformación durante el laminado es causada por una combinación de esfuerzos de compresión y corte; los relacionados a la compresión se deben a la acción compresiva aplicada por los cilindros y los esfuerzos de corte por la fricción entre cilindros y pieza de trabajo. (Higgins Raymond A. 1984)

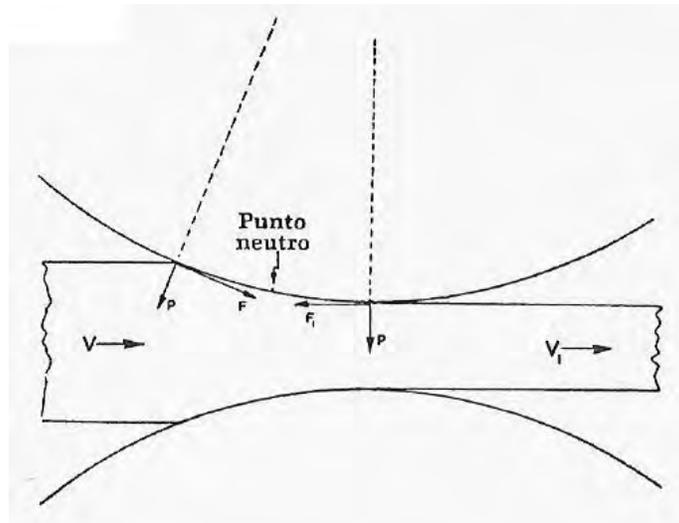


Figura 1.18. Fuerzas de fricción presentes en el laminado (Higgins Raymond A. 1984)

El coeficiente de fricción tiene un efecto determinante en las fuerzas que interactúan en el proceso de laminado, ya que si el coeficiente de fricción entre los cilindros y pieza de trabajo se reduce, entonces la fuerza que tiende a separar los cilindros también se reduce, en otras palabras, la presión entre los cilindros se reduce. El contacto con superficies tersas en la pieza de trabajo y en la superficie de los cilindros reducirá la fricción entre ellos. Esto conducirá a una reducción en la fuerza de separación entre rodillos, que a su vez resultará en un menor consumo de energía del proceso de laminado; en la operaciones de laminado en frío la fricción puede reducirse usando cilindros altamente pulidos y un lubricante adecuado. (Higgins Raymond A. 1984)

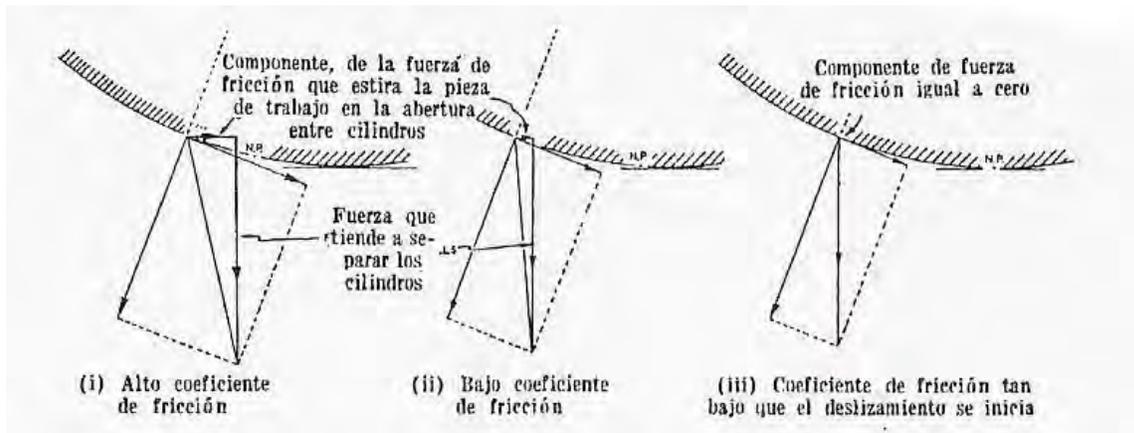


Figura 1.19. Efecto del cambio de valor del coeficiente de fricción en las fuerzas presentes entre los rodillos y la pieza de trabajo (i, ii, iii) (Higgins Raymond A. 1984)

El fenómeno de mordida o mordisco, es el que tiene lugar en la abertura de los rodillos, es decir, cuando el material va pasando por los rodillos, estos lo “muerden” iniciándose el proceso de

reducción de espesor. Esta operación constituye un sistema friccionante sin el cual el proceso de laminado no podría existir. *(Singh R.V. 2000)*

Para unas mismas condiciones de fricción, un rodillo de diámetro grande permitirá una chapa más delgada a la entrada que unos rodillos con diámetro pequeño. Debido a las altas fuerzas generadas en el laminado, se pueden presentar dos tipos mayores de distorsión elástica en los rodillos:

1. Los rodillos tienden a doblarse a lo largo debido a que la pieza de trabajo tiende a separarlos mientras se esta trabajando.
2. Los rodillos se pueden aplanar en la región donde se hace el contacto con la pieza de trabajo y por lo tanto, el radio de curvatura se incrementará en una pequeña cantidad.

Una variedad de problemas en el laminado pueden producir defectos específicos los cuales es posible nombrarlos dependiendo de la interacción de la deformación plástica del metal con la deformación elástica de los rodillos. Los rodillos eventualmente se deforman más fácilmente que la pieza de trabajo debido a las presiones resultantes del trabajo. *(Singh R.V. 2000)*

La deflexión elástica de los rodillos crearía problemas en el calibre y en la forma, por lo tanto a menudo se incorporan dos rodillos de soporte en el bastidor. La lámina formada en frio tiene un calibre más delgado, mejor acabado superficial y tolerancias más cerradas. El costo se incrementa a medida que el calibre disminuye. *(Schey John A 2002)*

En un análisis completo se muestra que el espesor limite (cantidad en la cual no se puede reducir aún más la hoja de un material dado y con condiciones específicas) es cercanamente proporcional al coeficiente de fricción, el radio del cilindro, el flujo del esfuerzo de la pieza de trabajo y es inversamente proporcional al modulo elástico de los rodillos.

La abertura de los rodillos debe ser perfectamente paralela, de otro modo, una superficie de la hoja del material se reducirá en espesor en mayor cantidad que otra, ya que el volumen y el ancho permanecen constantes, esta cara de la hoja se deformará más que la otra se puede fracturar.

Existen dos aspectos relacionados a la forma de la lámina para trabajarse, el primero se refiere al espesor uniforme a lo largo de toda la pieza, este aspecto es muy importante y debe ser medido con toda precisión. El segundo aspecto es lo liso del material aunque esta cuestión no es posible medirse con tanta exactitud, el proceso de laminado es muy sensible a este punto.

Otra razón para que puedan iniciarse grietas es que puede haber defectos originados en el lingote o durante el mismo proceso de laminado. *(Dieter George E. 2003)*

La teoría del laminado tiene como objetivo el expresar las fuerzas externas, como la carga del laminado y el torque de los rodillos, en términos de la geometría de la deformación y las propiedades de resistencia del material que se esta laminando. Todas las teorías de laminado tienen su base, como muchas otras, en suposiciones para así poder entender más lo que ocurre, algunas de las suposiciones que se han hecho son:

- El arco de contacto es circular, no existe deformación plástica de los rodillos.
- El coeficiente de fricción es constante en todos los puntos del arco de contacto.
- No hay expansión lateral del metal, así que se considera un problema en deformación plana.
- Las secciones en el plano vertical permanecen planas, la deformación es homogénea.

- La velocidad periférica de los rodillos es constante.
- La deformación elástica de la hoja es insignificante en comparación con la deformación plástica.
- No hay cambios de volumen.
- La presión radial es uniforme a lo largo del arco de contacto y sobre toda el área de contacto.

Para un determinado porcentaje de reducción y un tamaño de cilindro particular, el valor de  $\mu$  (coeficiente de fricción) debe tender a ser mínimo, el cual es proporcional con la reducción y el diámetro del rodillo. (*Dieter George E. 2003, Singh R.V 2000*)

La potencia es aplicada a los rodillos por la aplicación de un torque, esta potencia se distribuye en cuatro formas: (*Dieter George E. 2003*)

1. La energía necesaria para deformar el metal.
2. La energía requerida para superar las fuerzas de fricción en las uniones.
3. La energía perdida en el sistema de transmisión de potencia.
4. Pérdidas eléctricas en los motores y generadores.

La deformación por compresión del laminado puede incluso cerrar algunos defectos como poros u hoyuelos, en adición a esto, la textura desarrollada durante el laminado establece las propiedades finales de la hoja de aluminio. En el proceso de laminación una deformación definida es aplicada para lograr la resistencia deseada del producto, por medio del endurecimiento por deformación, y así obtener una estructura bien definida (*Totten George E. 2003*). La zona entrando al plano neutral y la zona del plano neutral a la salida son llamadas “zona trasera y delantera” respectivamente.

El comportamiento de la aleación depende en gran medida de la capacidad y el tipo del equipo de laminado, el diámetro del rodillo, la lubricación etc. Cambiando el diámetro del rodillo, se cambia el arco de contacto y la distribución de la energía de endurecimiento por trabajo a través del espesor del metal. Se recomienda ocupar rodillos de diámetros pequeños y ocupar lubricantes a base de aceites ligeros minerales. (*Lancke Marc Van 1967*)

Dentro de los desarrollos efectuados a lo largo del tiempo en el campo del proceso de laminado, se encuentran los de las mejoras a los instrumentos de control, lo que ha permitido que haya mayor cuidado en las variables involucradas, teniendo como consecuencia mayor calidad en los productos terminados de acuerdo a las necesidades actuales del mercado. (*Singh R.V.2000*)

En la laminación en caliente es posible una mayor reducción de espesor por cada paso, al trabajarse en caliente, la superficie tendrá un tamaño de grano más fino que en el centro, además se produce una estructura fibrosa al alargarse las inclusiones y las partículas de segunda fase en la dirección de laminación. (*Smith William F. 2006, Askeland Donald 2001*)

En el laminado en caliente se presentan problemas por que no se puede cuantificar las condiciones de fricción, como en otros procesos, el flujo del esfuerzo está en función de la temperatura y el grado de deformación. (*Dieter George E. 2003*)

Cuando se trabaja en caliente durante el laminado es posible que el material se adhiera a los rodillos, este fenómeno es llamado “fricción adhesiva”. Ya que las cargas son bajas en

comparación con el laminado en frío, el aplanamiento de los rodillos puede ser despreciado para un análisis completo. (*Totten George E. 2003*)

Experimentos en flujo de materiales durante el laminado, han probado que no únicamente ocurre un deslizamiento externo, sino que también se presenta un deslizamiento interno, esto último hace que el sistema de esfuerzos se vuelva un poco más complicado y sugiere que las suposiciones fundamentales de las teorías de laminado necesiten alguna modificación. (*Singh R.V 2000*)

Cuanto más pequeño es el cilindro de trabajo, menor es el ensanchamiento del material a laminar, pudiéndose además dar una mayor reducción total antes del recocido, sin causar grietas en los bordes, esto es conveniente para las aleaciones duras y también para las blandas que hayan sido endurecidas y se requiera efectuar sobre ellas reducciones muy significativas. (*Bernard Pierre 1968*)

### 2.3.2 Parámetros:

El laminado en caliente del aluminio es un proceso que se efectúa en un rango de temperatura de 480-520°C, terminando el proceso en un temperatura de aproximadamente 325°C, arriba de la temperatura de recristalización. La estructura es deformada, pero si la temperatura es superior a 300°C la recristalización tiene lugar, además, se mejora la facilidad de operación al momento de que se rompe la estructura de colada convirtiéndose en una fina estructura recristalizada con una mejor homogeneidad de la matriz. (*Singh R.V.2000*)

El objetivo del laminado en caliente es el de romper el lingote original o la estructura de colada en chapas para después terminarse en barras, laminas u hojas. Dicho rompimiento inicial del lingote a menudo solo incluye reducciones pequeñas. (*Smith William F. 2006, Dieter George E. 2003*)

Para establecer la reducción en cada paso, es conveniente distribuir el trabajo lo más uniforme posible sobre los distintos pasos, sin llegar a los valores máximos permisibles de reducción por paso. Por lo regular, el menor porcentaje de reducción es tomado en el último paso, para permitir un mejor control del acabado superficial.

Los principales parámetros del laminado son:

- El diámetro del rodillo.
- La resistencia a la deformación del metal influenciada por aspectos metalúrgicos, temperatura y rango de deformación.
- La fricción entre los rodillos y la pieza de trabajo.
- La presencia de tensiones frontales y traseras en el plano de la lámina. (*Dieter George E. 2003*)

En el caso del aluminio y otros materiales dúctiles se presentan pequeñas deformaciones permanentes incluso a bajos esfuerzos. (*Singh R.V.2000*)

### 2.3.3 Factores que afectan la carga de laminado:

*Coefficiente de fricción externa ( $\mu$ )* : con el incremento de del coeficiente de fricción externa, la carga de los rodillos se incrementa para cualquier valor de  $\mu$ , la carga aumenta a la par del porcentaje de reducción. (Singh R.V.2000)

*Velocidad experimentales de laminado*: se han realizado experimentos en laminaciones de Al donde se exponen resultados que muestran que el valor de  $\mu$  se reduce cuando se incrementa la velocidad periférica, algunos valores experimentados de velocidad fueron de 2.3 m/s a 2.7 m/s. Las velocidades ocupadas para un proceso de laminación en aleaciones de Aluminio pueden ser de 4.1 m/s aproximadamente. Para el laminado en caliente se necesita un mínimo grado de deformación ya que la estructura de colada se rompe en una estructura regular de glóbulos. (Singh R.V.2000, Metals Handbook vol. 4, Aluminum Handbook vol. 2 1991)

*Tensiones frontales y traseras*: la carga de los rodillos decrece apreciablemente con la aplicación de tensiones frontales y traseras.

*Endurecimiento por trabajo*: este fenómeno se presenta debido a los pasos sucesivos que se presentan en el laminado.

*Temperatura de laminado*: este factor afecta normalmente el valor del coeficiente de fricción  $\mu$ , y por lo tanto, afecta la la presión específica del rodillo. (Singh R.V.2000)

### 2.3.4 Cambios microestructurales en el metal:

Además de la producción de perfiles útiles el objetivo del laminado es obtener una estructura metalúrgicamente satisfactoria de material acabado. Durante el laminado, tiene lugar una redistribución considerable de impurezas y los efectos de la segregación que hubiesen estado presentes en el lingote principal se reducen (figura 1.20). Además siempre existe una reducción considerable en el tamaño del grano del material acabado, en comparación con el lingote original. (Higgins Raymond A. 1984)

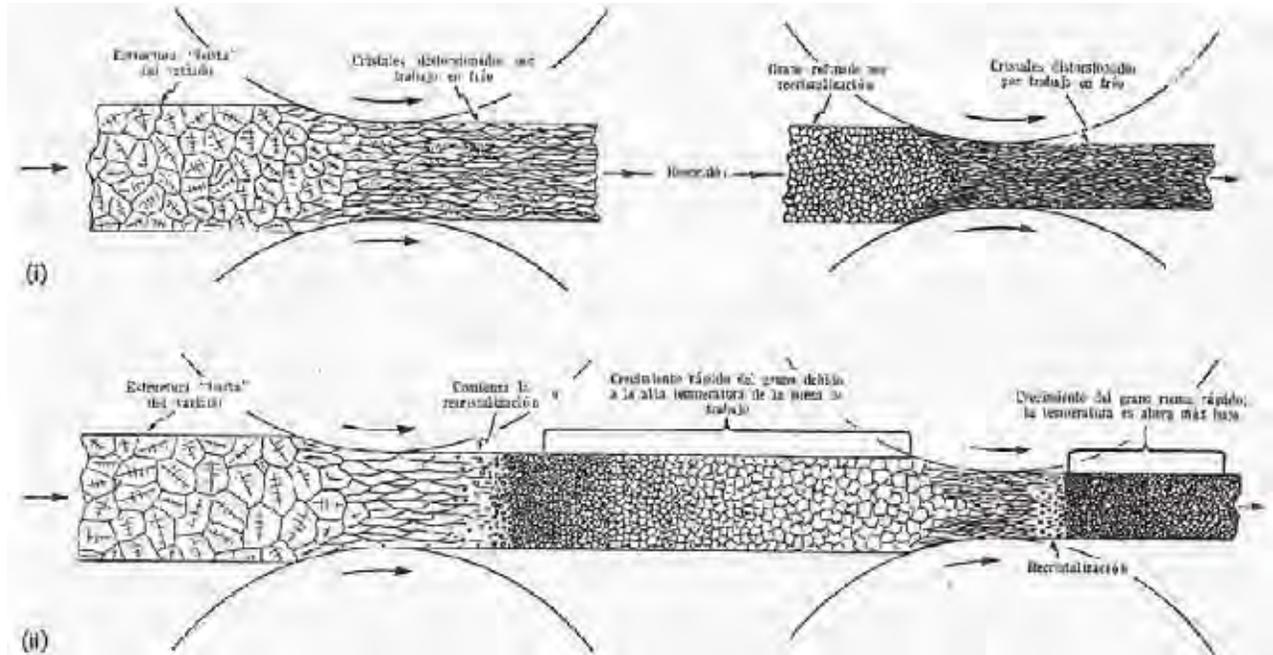


Figura 1.20. Cambios microestructurales en el proceso de laminado. (i) Recristalización después del recocido en el laminado en frío. (ii) Recristalización ocurrida después de un crecimiento rápido del grano en el laminado en caliente (Higgins Raymond A. 1984)

### 2.3.5 Lubricantes:

La lubricación depende de la viscosidad del lubricante, la velocidad de los rodillos y la presión superficial, los lubricantes más comunes en el laminado en frío del aluminio son los aceites minerales de bajas viscosidades o emulsiones. (Totten George 2003)

El criterio de cedencia es importante en el contexto de los lubricantes necesarios para el laminado en frío, además sugiere la presión específica que es necesaria para que la deformación ocurra y que por lo tanto esta presión es indicativa de la presión que a su vez el lubricante debe soportar. (Singh R.V.2000)

Los lubricantes de baja viscosidad proporcionan un acabado superficial muy brillante; el mejor acabado es usualmente obtenido cuando la capacidad del lubricante es adecuada para la reducción planeada por paso, en caso contrario puede haber daño mecánico en la superficie. (Totten George2003)

## 2.4 Aplicaciones de la aleación 6061

Las aleaciones como la 6xxx son utilizadas a menudo en múltiples aplicaciones debido a que tienen la característica de poseer buenas propiedades; la resistencia de estas aleaciones esta basada en el endurecimiento por precipitación, el cual es obtenido después de un tratamiento de solución y un subsecuente envejecido. La lámina de aluminio de cerca de 1mm de espesor se usa mucho en fuselajes de aeronaves, en componentes automotores y en la construcción de remolques. (*Totten George E. 2003, Schey John A. 2002*)

Se calcula que al año, se producen 120 000 toneladas de productos laminados. Los sectores o industrias más importantes que demandan productos laminados de aluminio y de buena calidad son:

- ✓ Industria de alimentos.
- ✓ Industria automotriz.
- ✓ Aplicaciones para construcción.

Debido a las exigencias de las distintas industrias, para mantenerse en competencia, las empresas dedicadas a ofrecer productos laminados deben de fabricar láminas u hojas más rápidamente con mayores niveles de calidad entre los que se encuentran uniformidad del espesor, tolerancias estrechas y mejor calidad de los productos finales. (*Singh R.V. 2000*)

El acabado superficial de un producto laminado en caliente es relativamente áspero, aunque estos productos se ocupan como material inicial para el prensado en frio de partes estructurales de vehículos, equipos y maquinaria pesada. (*Schey John 2002*)

## 2.5 Proceso de Fabricación del compuesto por el método de Vórtice

En general las prácticas de fundición para MMC's son similares a las utilizadas para las aleaciones convencionales de aluminio. Existen numerosas técnicas de fabricación para la manufactura de MMC's, que pueden variar dependiendo del tipo de reforzante utilizado. Estas técnicas son: agitación (stir casting), infiltración en el metal liquido, deposición por spray, infiltración, pulvimetalurgia, in situ o atomización. De estos procesos el más usado es el de vórtice ya que es el de menor costo de operación comparado con los demás citados. (*Davis J.R. 1993, Naher . 2003*)

*Método Vórtice:* este es uno de los métodos más usados para fabricar MMC's ya que es de fácil operación y tiene un costo bajo de producción. Esta técnica incorpora partículas cerámicas precalentadas en el vórtice de la aleación fundida, por medio del movimiento de una flecha; cuando se esta desarrollándose este proceso es importante lograr una humectabilidad eficiente entre las partículas y el aluminio e impedir que exista una reacción química entre las partículas y el aluminio. (*Davis J.R. 1993*)

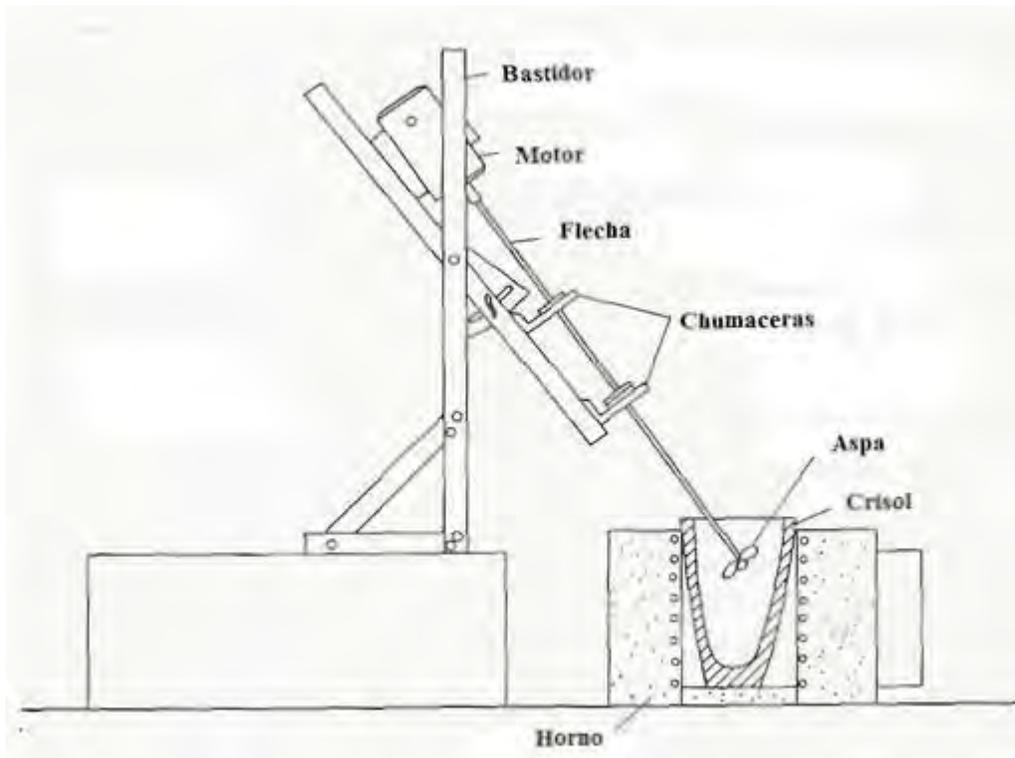


Figura 1.21. Representación esquemática del proceso de Vórtice (Davis J.R. 1993)

Esta técnica utiliza un asa que crea el vórtice por medio de la agitación mecánica, en el metal fundido. Cuando se está agitando se añade el material reforzante dispersándose en el metal líquido, como se muestra en la figura 1.21. Entre las complicaciones que se pueden presentar en este proceso es que las partículas o el reforzante no se distribuyan de una forma eficiente en el metal o que existan poros en el metal solidificado, inclusiones de óxidos o en dado caso reacciones entre el reforzante y la matriz.

Dentro de las complicaciones de este proceso, se puede comentar que cuando no se controlan bien las condiciones, se puede provocar la aglomeración o sedimentación de partículas durante la solidificación, por este tipo de aspectos es recomendable que la temperatura del baño sea de 760 y 780°C, con una velocidad de 1050 RPM con un tiempo de mezcla de 3 minutos. (Davis J.R. 1993)

La efectividad con la cual este proceso puede incorporar las partículas en la mezcla depende de los materiales constituyentes, la geometría del asa y su posición, la velocidad de agitación y la temperatura del baño metálico. Con ángulos considerables del asa y una baja viscosidad resulta en un tiempo reducido de dispersión.

Ya que las partículas de SiC están completamente húmedas por el aluminio líquido, no habrá coalescencia dentro de la mezcla, por otro lado, aunque hay una diferencia de densidades entre el aluminio y el SiC ( $2.7 \text{ g/cm}^3$  y  $3.2 \text{ g/cm}^3$  respectivamente) el uso de una asa para agitar el baño puede rápidamente dispersar las partículas en la mezcla, cabe aclarar que cualquier utensilio o herramienta de acero que se introduce al baño debe ser recubierto para prevenir contaminación

con Fe, secado y precalentado para prevenir una generación de Hidrogeno. (Davis J.R. 1993, Takeo Hikosaka1996)

La acción del aspa debe ser lenta para prevenir la formación de un vórtice en el baño y se debe de tener cuidado de no romper la superficie demasiado seguido, ya que podría haber contaminación con escoria. (Davis J.R. 1993)

El proceso de agitación tiene su mayor aplicación en situaciones donde se requiera de altos volúmenes de producción a un bajo costo. (D.B. Miracle 2005)

Las variables que intervienen en este proceso de fabricación de los MMC's se mencionan en la siguiente tabla:

Tabla 1.9. Variables en el proceso de Vórtice (Davis J.R. 1993)

<b>Variable</b>	<b>Descripción</b>
<b>Precalentamiento de las partículas de SiC</b>	Se debe de realizar ya que de lo contrario se puede presentar un rechazo por parte de la matriz y no hay una buena incorporación. Se recomienda que se precaliente arriba de los 500°C pero menor a los 780°C (que es la temperatura de descomposición del reforzante).
<b>Tamaño, forma y % de SiCp</b>	Se ha reportado que con tamaños menores a 53µm y una forma esférica se presenta una mejor incorporación incluso llegando a valores del 60%.
<b>Velocidad de adición de SiCp</b>	Este parámetro esta en función del tamaño de partícula ya que una buena incorporación del reforzante depende de la velocidad de adición
<b>Temperatura del metal liquido</b>	Se recomienda que se encuentre a temperaturas mayores de 780°C ya que se ha demostrado que así la incorporación del reforzante en más homogénea.

### 2.5.1 Condiciones que definen la distribución de partículas de reforzante (agitación, agentes humectantes, velocidad de solidificación)

Existen diversos aspectos que condicionan la incorporación de las partículas en la matriz, estos tienen efectos importantes en las posteriores propiedades del compuesto, es por ello, que estos aspectos requieren de su estudio y análisis para disminuir los posibles problemas y tratar de obtener una distribución homogénea al fabricar compósitos de excelente calidad.

Entre las dificultades que comúnmente se presentan en la fabricación de compósitos se pueden mencionar las siguientes:

- ❖ Falta de humectabilidad entre el reforzante y la matriz líquida.
- ❖ Segregación de partículas a las regiones interdendríticas.
- ❖ Distribución heterogénea del cerámico.
- ❖ Asentamiento del reforzante.

Es por ello, que a continuación se presentan los aspectos más importantes que rigen las condiciones de distribución de las partículas de reforzante:

**Agitación:** es fundamental para lograr una buena incorporación del reforzante en la matriz, si no se tiene cuidado en la velocidad, es posible que el baño metálico se desborde del crisol en el caso que la velocidad sea muy alta; en el otro extremo, si la velocidad es baja, es factible que las partículas no se distribuyan por toda la matriz en la acción del Vórtice.

**El tiempo de agitación de la mezcla:** Si el tiempo es alto, es posible que se reduzca la temperatura del baño metálico, provocando que el material se vuelva muy pastoso, resultando en problemas al momento de colarse. En el caso de que el tiempo no sea suficiente, también se tiene el riesgo de que las partículas no se distribuyan de una buena forma por todo el baño. *(García Hinojosa J.A. 2005)*

Es necesario realizar pruebas preliminares para establecer condiciones ideales, con el fin de que la fabricación del compuesto sea exitosa; se ha reportado que se obtienen buenos resultados cuando la velocidad de agitación se encuentra entre las 850 y 1100 rpm, con tiempos de agitación de 5 minutos como máximo. *(Davis J.R. 1993)*

**Agentes humectantes:** la humectabilidad es resultado de la disociación de óxidos superficiales, disolución química y la formación de compuestos interfaciales. Cuando existe una alta reactividad en los sistemas de materiales compuestos se generan mejores condiciones para la humectación matriz-cerámico. La transición de no humectado a humectado se lleva a cabo a temperaturas altas, debido a la disociación de óxidos en la superficie.

Algunos agentes humectantes utilizados son el Mg y el Sr; en el caso del Mg, su incorporación disminuye la energía interfacial y promueve las reacciones sólido-líquido en la interfase. También disminuye el contenido de oxígeno en la superficie durante la fabricación del compuesto, además tiene efectos desoxidantes, adelgazando la película interfacial de gas mejorando la humectabilidad del SiC en la matriz. Otro efecto que tiene la adición de Mg, es que reduce la capa de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, lo que permite el contacto directo con la superficie del reforzante, incrementándose la humectabilidad. *(García Hinojosa J.A. 2005)*

La adición de Sr provoca una distribución más homogénea del SiC en la matriz, en un nivel del 0.03% *(Kim Y.H. 1991)*, este comportamiento se cree que es resultado de la disminución de la energía interfacial sólido-partícula *(Wu S. 1990)*.

Cuando se le agrega Sr a un baño metálico en un rango del 0.02-0.1%, es absorbido en la superficie del cerámico para incrementar la humectabilidad entre la matriz líquida y el SiC. La incorporación del SiC, está sujeta a ciertas condiciones como lo son la temperatura y el tiempo de precalentamiento del cerámico, la temperatura del baño metálico y el tiempo de agitación después de la adición del reforzante. *(Gholamali Farhadi Cheshmeh Morvari 1999)*

**Velocidad de solidificación:** la adición de algún reforzante en la matriz líquida modifica la transformación sólido-líquido, ya que el cerámico puede actuar como una barrera para la difusión del soluto y del calor, además de provocar una nucleación heterogénea, y de inducir cambios morfológicos en el avance de la interfase de solidificación.

Las partículas de SiC en una matriz solidificándose obstruye la difusión de soluto, incrementándose el soluto entre el frente de solidificación y el cerámico, lo que reduce el gradiente de concentración en el frente del crecimiento. También, cuando una intercara planar inicialmente formada se encuentra con una barrera difusiva (reforzante) su crecimiento es más lento en comparación con el resto de la intercara. (*García Hinojosa J.A. 2005*)

En una solidificación unidireccional las partículas solo pueden ser atrapadas, mientras que es mantenida en la intercara planar y la transferencia de calor es unidireccional. En solidificación multidireccional, en cambio, las partículas pueden ser atrapadas o empujadas. En la interacción entre el frente sólido-líquido y la partícula de cerámico, pueden darse tres comportamientos: rechazo, atrapamiento y encapsulamiento. Cuando se presenta el rechazo, las partículas son empujadas sobre largas distancias por el frente de solidificación hasta las últimas regiones líquidas; el encapsulamiento se presenta cuando las partículas están rodeadas por la fase primaria de la matriz, lo que provoca la distribución uniforme de las partículas; el atrapamiento ocurre en el caso de frentes celulares o dendríticos, ya que las partículas son empujadas a las fronteras de las celdas celulares o dendríticas, así permanecen atrapadas en estas posiciones. En el caso de la solidificación dendrítica, el espaciado interdendrítico secundario (DAS) empuja las partículas provocando la microsegregación de ellas.

Si la velocidad de enfriamiento es mayor que la crítica, las partículas pueden ser encapsuladas, mientras que con una velocidad de solidificación baja, las partículas son rechazadas por el frente de solidificación. (*García Hinojosa J.A. 2005*)

## 2.5.2 Métodos de conteo de partículas de cerámico

Existen varios métodos para poder cuantificar la cantidad de partículas en un compuesto; a continuación se explican algunos de ellos.

Para poder calcular la cantidad de partículas que hay en un compuesto se pueden tomar zonas dentro de las muestras, se pueden tomar campos con aproximadamente 100 partículas, este sistema incluye la localización de la partícula central en el campo, el conteo se realiza respecto a la partícula central para poder saber que cantidad de partículas hay en cada campo en diferentes direcciones. (*Otmar Kolednik 2007*)

También se pueden realizar mediciones de la distancia más cercana entre cada partícula vecina de SiC y esta forma es la manera más sencilla de cuantificar los agrupamientos de las partículas. De esta forma se conoce como se distribuyeron las partículas en la matriz, de acuerdo a la distancia que hay entre ella. (*Tongxiang Fan, 1999*)

Es posible reducir el conteo acotando una zona representativa de la muestra, las regiones analizadas pueden tener unas dimensiones de aproximadamente 160x128  $\mu\text{m}$  para partículas pequeñas y de 939x740 y 1720x1370  $\mu\text{m}$  para regiones con partículas grandes, (*Zhao Min, 2004*) cada zona puede analizarse dividiéndola en cuadrantes, posteriormente se realiza el conteo de

cada cuadrante para conocer la forma en que las partículas están distribuidas en cada uno de ellos, de este modo es posible conocer si la distribución es homogénea o no.

## 2.6 Ensayos de Dureza Vickers

El ensayo de dureza mide la resistencia de la superficie de un material a la penetración de un objeto duro; dependiendo del contexto, puede representar resistencia del material al rayado o penetración (*Askeland Donald 2001*).

*Microdureza Vickers:* El ensayo de microdureza Vickers produce indentaciones tan pequeñas que se requiere de un microscopio para poder realizar la medida correspondiente. En esta clase de ensayos la carga es pequeña, variable y el indentador utilizado tiene forma de diamante piramidal, formando ángulos de  $136^\circ$  entre sus caras, creando una profundidad de indentación que es de alrededor de una séptima parte de la longitud diagonal (*Metals Handbook Vol 8 1991*). Cabe mencionar que la profundidad de indentación que estos métodos producen no es mayor a  $19\ \mu\text{m}$ . Un detalle a resaltar es que la escala Vickers es la única que se puede utilizar en rangos de microdureza a rangos de macrodureza con el mismo indentador, trayendo como consecuencia que el ensayo Vickers sea usado prácticamente en cualquier material.

Se puede determinar el HV (número de dureza Vickers) después de realizar la indentación midiendo ambas diagonales y promediándolas. El valor obtenido es el usado para calcular el valor de dureza Vickers en base unas tablas que relacionan el número de dureza Vickers, la carga utilizada y el valor del promedio de las diagonales.

### 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En base a los antecedentes documentados en la literatura, se procedió a establecer los parámetros y variables específicas para este trabajo de investigación, las condiciones definidas fueron las siguientes:

- ✓ Aleación: Al 6061
- ✓ Cerámico: SiCp
- ✓ Tamaño de partícula: 38 $\mu$ m
- ✓ Fracción de refuerzo: 10% en volumen
- ✓ Nivel de Sr: 0.02-0.04 %
- ✓ Reducción de espesor: 60, 70 y 80 %

Para hacer más clara la forma en como se realizó el trabajo experimental, se incluye el siguiente diagrama de la secuencia de como se efectuó dicho trabajo.

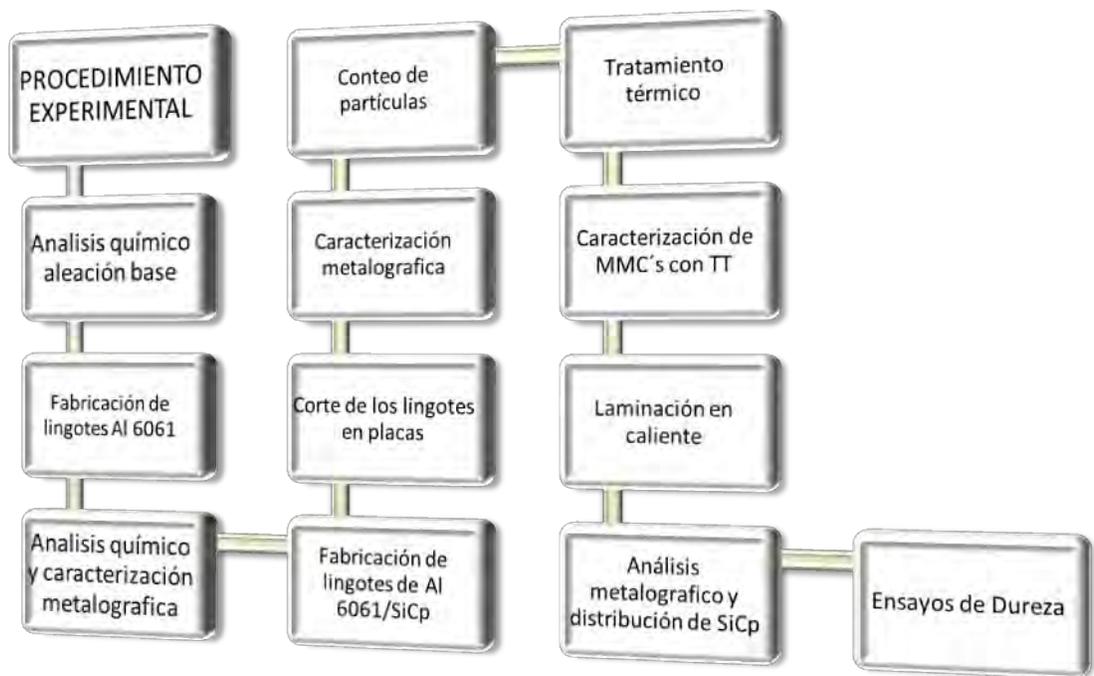


Figura 3.1 Diagrama esquemático del procedimiento experimental

### 3.1 Fabricación del molde para lingotes de laminación

Para la elaboración del molde para obtener los lingotes para laminación, se fabricaron placas de hierro nodular. Las placas fueron maquinadas y ensambladas en dos mitades para facilitar la extracción de lingotes de aleación matriz y de compuesto, observar figuras 3.2, 3.3 y 3.4.



Figura 3.2 Moldes de arena para la obtención de placas de hierro nodular



Figura 3.3 Placas de hierro nodular obtenidas después de la fundición

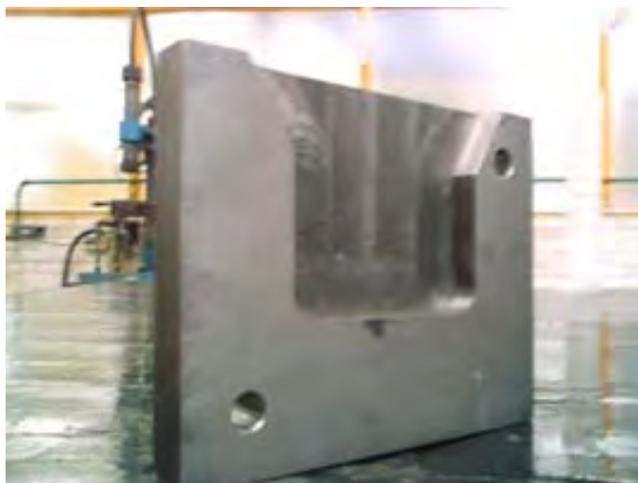


Figura 3.4 Media placa maquinada de la lingotera

### 3.2 Composición química de la aleación matriz (6061)

La aleación matriz utilizada en la fase experimental fue una aleación 6061 comercial, su análisis químico fue determinado mediante espectrometría de emisión atómica (Spectro-Lab modelo M8), la cual se presenta en la tabla 3.1 y es comparada con la composición nominal definida por la norma de Aluminium Association (AA)

Tabla 3.1. Composición experimental de la aleación 6061

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Sr	Al
0.717	0.176	0.360	0.032	1.225	0.153	0.0002	Bal.

Tabla 3.2 Composición nominal de la aleación 6061

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.4-0.8	0.7	0.145-0.4	0.15	0.8-1.2	0.04-0.35	0.25	0.10	Bal.

Como se puede observar en las tablas anteriores los elementos de la composición experimental se encuentran dentro de la norma designada para la aleación 6061 por lo que se considera que esta composición es correcta y se usará para fabricar los compósitos.

### 3.3 Fabricación de lingotes de matriz monolítica con y sin Sr

Para tener como referencia el Al 6061 antes de fabricarse el compuesto, fue necesario fabricar la matriz monolítica, ya sea reforzada o no con Sr, para ello se utilizó un horno de resistencia marca LINDBERG a una temperatura de 800°C, como el que se observa en la figura 3.5 a) y b).



Figura 3.5. Horno ocupado para fundir el aluminio 6061. a) Controles del horno; b) Horno con el crisol

Al momento de que toda la carga estuviera completamente fundida se procedió a remover la escoria del baño antes de ser vaciado en las placas de hierro nodular, este proceso se efectuó una vez para fabricar la matriz sin Sr, la segunda fundición correspondió a la matriz adicionada con Sr. El proceso fue similar al anterior, solo que ahora minutos antes de vaciarse en las placas, se adicionó el Sr para después efectuar una agitación en el baño.

Se fundió una carga adicional de aluminio, de la misma composición que la anterior, que se vació en lingoteras, con el fin de que con este material se fabricaran los compósitos, se obtuvieron un total de 17 lingotes con un peso cada uno de 240 g. En la figura 3.6, se muestran los lingotes fabricados.

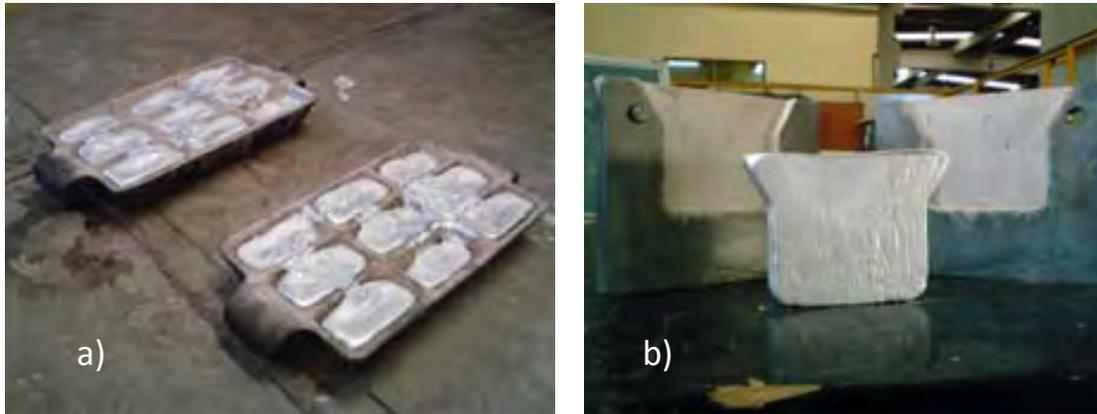


Figura 3.6. Lingotes obtenidos de Al 6061. a) Enfriándose es la lingotera; b) Lingote obtenido de las placas

También se comprobó la eficiencia de las placas de hierro nodular como molde permanente, como se observa en la figura 3.6-b), teniendo como consecuencia que se presentaran buenos resultados, lo que garantiza la obtención de lingotes de buena calidad de compuesto.

### 3.4 Caracterización metalográfica de la matriz Al 6061 con y sin Sr

Con la finalidad de observar la microestructura de las matrices obtenidas, se procedió a realizar un proceso de metalografía en una muestra de cada uno de los materiales elaborados.

El primer paso fue cortar unas muestras de Al 6061 (con y sin Sr) por medio de un disco abrasivo para obtener piezas con dimensiones que permitieran manejar las muestras para poder realizarles la metalografía respectiva. Las muestras se desbastaron y se pasaron por lijas de distintos números, hasta llegar a la lija final que fue de número 600. Posteriormente se pasaron las muestras a paño con alúmina de  $0.5 \mu\text{m}$ , hasta lograr un efecto espejo en cada una de las superficies de las muestras.

Para poder revelar la microestructura de las matrices, fue necesario aplicarles un ataque químico por medio de un reactivo en la superficie; para llevar esto a cabo, se utilizó como reactivo HF (Ácido Fluorhídrico) al 5%, el tiempo en que las muestras estuvieron expuestas al ataque fue de 3 segundos. Se probaron otros tiempos de ataque, como 10 y 5 segundos, arrojando los mejores resultados cuando se utilizó un tiempo de 3 segundos.

Después de que la muestra fue atacada, se colocó en un microscopio óptico con un aumento de 10X, para observar la microestructura de colada de las matrices.

### 3.5 Fundición de lingotes de Al 6061 /SiCp

Las condiciones para producir los lingotes de compósitos por medio del método del vórtice fueron las siguientes:

- Temperatura de trabajo (agitación): 770°C
- Velocidad de agitación 870 rpm
- Tiempo de agitación: 3-4 minutos
- Temperatura de colada: 770°C

El compósito de matriz 6061 fue reforzada con 10 % SiC en volumen, con tamaño de partícula promedio de 38 micras. La fusión se realizó en un horno eléctrico de resistencia marca Lindberg con un crisol de SiC de 1 Kg de capacidad de aluminio. Una vez fundida la carga de 0.750 Kg y alcanzada la temperatura de trabajo de 770 °C, se adicióno la correspondiente cantidad de SiC para alcanzar una fracción en volumen de 10 % vol. El SiC fue incorporado por agitación a las condiciones indicadas mediante un aspa de acero recubierta con refractario moldeable y con pintura de zircón para evitar la disolución de la misma, el tiempo de agitación fue del orden de 3-4 min., la velocidad de agitación se midió mediante un tacómetro digital. Una vez incorporado el cerámico se retiró la escoria de la superficie y se procedió al llenado de los moldes, la temperatura de colada fue de 770 °C. Finalmente los lingotes de laminación fueron desmoldados una vez alcanzada la temperatura ambiente. Los lingotes tuvieron las dimensiones finales de 6.35x10.16x2.54 cm.

El equipo utilizado se muestra en la figura 3.7.



Figura 3.7. Equipo ocupado para fabricar el compósito. a) Controles del horno; b) Horno de resistencia; c) Taladro con la hélice para producir el vórtice.

Se fabricaron lingotes de compuesto sin Sr y con  $0.03\% \pm 0.01$  en peso de Sr. Los lingotes se muestran en la figura 3.8.



Figura 3.8. Lingote de compuesto. a) Lingotera; b) Lingote final

### 3.6 Corte del lingote en placas

El paso siguiente fue cortar los lingotes de Al 6061/SiCp en placas para poder realizar el análisis metalográfico y el conteo de partículas para asegurar una distribución adecuada dentro de éste. Para ello, se cortó el lingote colado por medio de un disco abrasivo en placas adecuadas para laminarse.

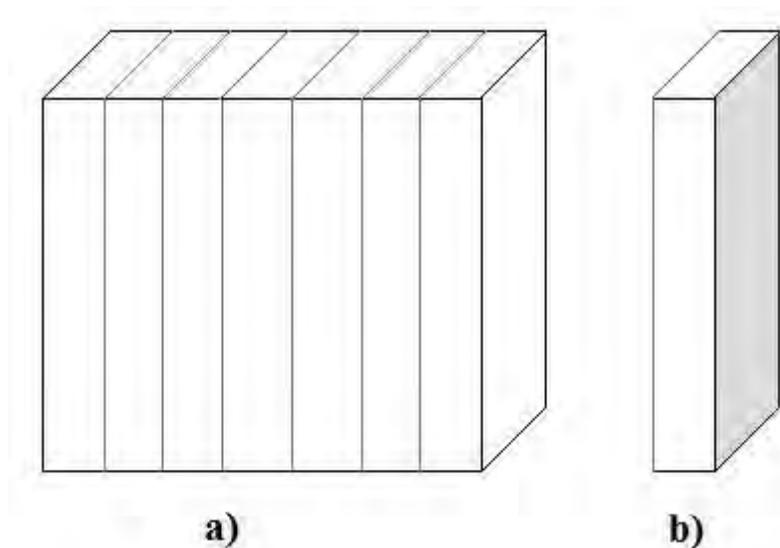


Figura 3.9. a) Corte de lingote de compuesto 6061/SiCp. b) Zona en gris, para análisis metalográfico y el conteo de partículas.

En total, se obtuvieron 20 placas, de las cuales 18 se ocuparon para realizarles el tratamiento térmico para después someterlas al proceso de laminado, mientras que las 2 restantes se quedaron como referencia. Las dimensiones promedio de las placas fueron de 81.15 x 25.4 x 12.7 mm. La figura 3.9 muestra el esquema de corte de las placas a partir del lingote y las zonas preparadas para análisis metalográfico.

### 3. 7 Caracterización metalográfica del lingote de compuesto Al 6061/SiCp

El proceso metalográfico en este caso fue igual al correspondiente de las matrices Al 6061, se desbastaron en lijas y se pulieron en paño hasta lograr un acabado espejo, de igual forma se utilizó como reactivo HF (Ácido Fluorhídrico) al 1%, en un tiempo de 3 segundos.

En la figura 3.10 se puede observar las muestras para la posterior laminación además de las caras donde se les realizó el proceso de pulido y ataque, para observar la microestructura de los compósitos y compararla con la resultante del tratamiento térmico, que se explicará más adelante.

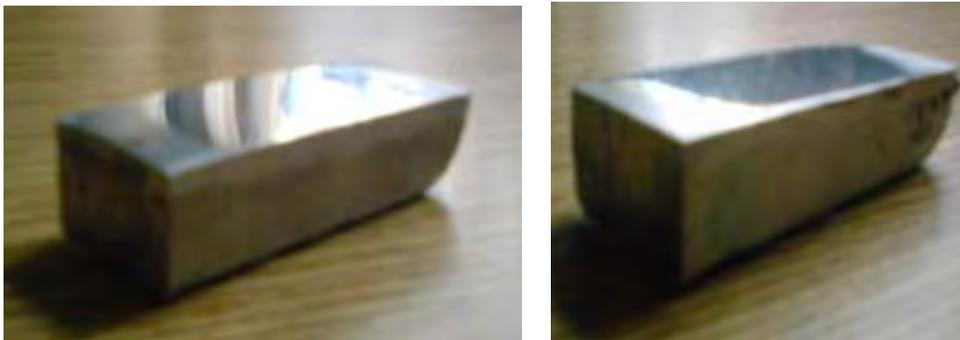


Figura 3.10. Muestras pulidas. a) Al 6061/SiCp-Sr; b) Al 6061/SiCp

Mediante microscopia óptica se observó la microestructura de los compósitos, así como la forma en que se distribuyeron las partículas de SiC. Se tomaron fotos de las muestras con un aumento de 10X.

### 3.8 conteo de partículas en los compósitos Al 6061/SiCp

El conteo de las partículas de SiC para evaluar la distribución en la matriz, se realizó con ayuda de las fotografías obtenidas. En la figura 3.11 se muestra una representación de las zonas fotografiadas por muestra.

Para realizar el conteo de partículas se procedió a dividir cada fotografía tomada en cuatro cuadrantes numerando cada una de ellas como se muestra en la figura 3.12

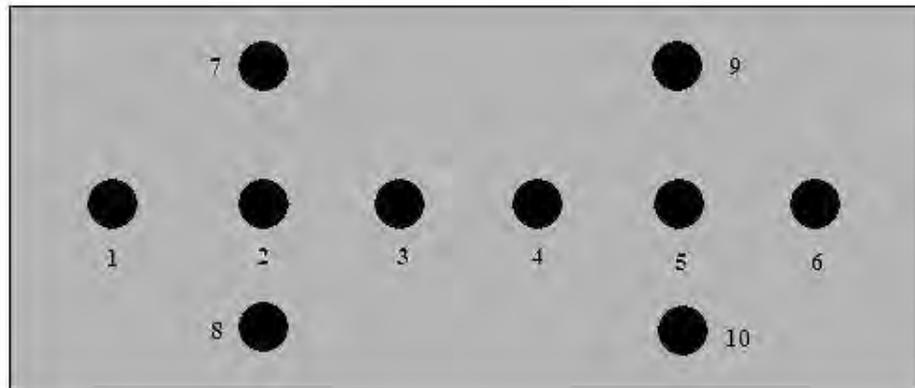


Figura 3.11. Representación esquemática de las zonas seleccionadas para realizar el conteo de partículas en un compuesto.

El paso siguiente fue contar el número de partículas que hay en cada cuadrante. En este punto cabe resaltar que en el momento de que se tomaron las fotos, se realizó un barrido en toda la superficie de la muestra, con el fin de que al realizarse el conteo, éste fuera representativo de toda la muestra.

El procedimiento del conteo se realiza de la misma manera en cada una de las imágenes, para este trabajo se tomaron 10 fotografías por muestra. El conteo tomó en cuenta tanto las partículas individuales como los conglomerados o aglomerados que se formaron en el compuesto.

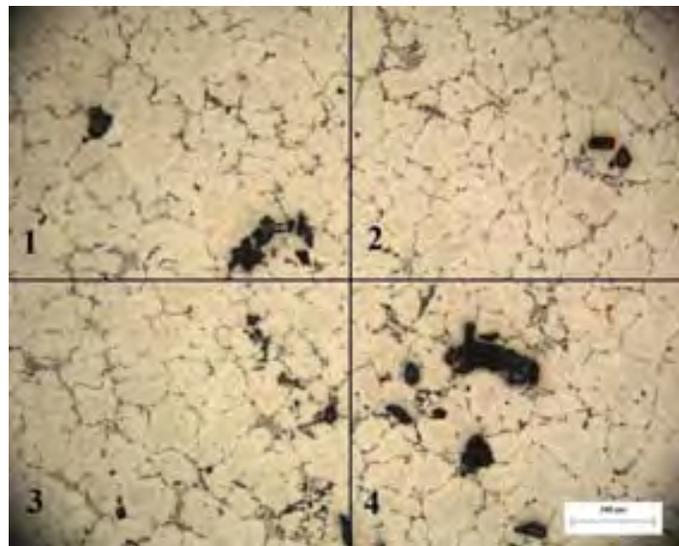


Figura 3.12. División de cada fotografía (cuadrantes) para realizar el conteo de SiCp

De esta forma, considerando las partículas individuales como los conglomerados, es posible conocer de una forma cuantitativa la forma en que el cerámico se distribuyo en la matriz.

### 3.9 Tratamiento térmico de homogeneización

Basándose en la literatura, (*Li, M.E. Kassner 2000*), donde se menciona que para lograr mejores resultados en la operación de laminado, se pueden someter los lingotes a un tratamiento térmico de homogeneización, debido a que cuando se efectúa este procedimiento el material presenta una mayor resistencia a la deformación plástica, ocurriendo la presencia de grietas a altas deformaciones del orden del 80%. Las temperaturas de trabajo se sitúan en el orden de los 550°C con tiempos de hasta 14.5 horas. Este tratamiento térmico se aplico a los lingotes previo a la operación de laminado, la secuencia se presenta en la figura 3.13.

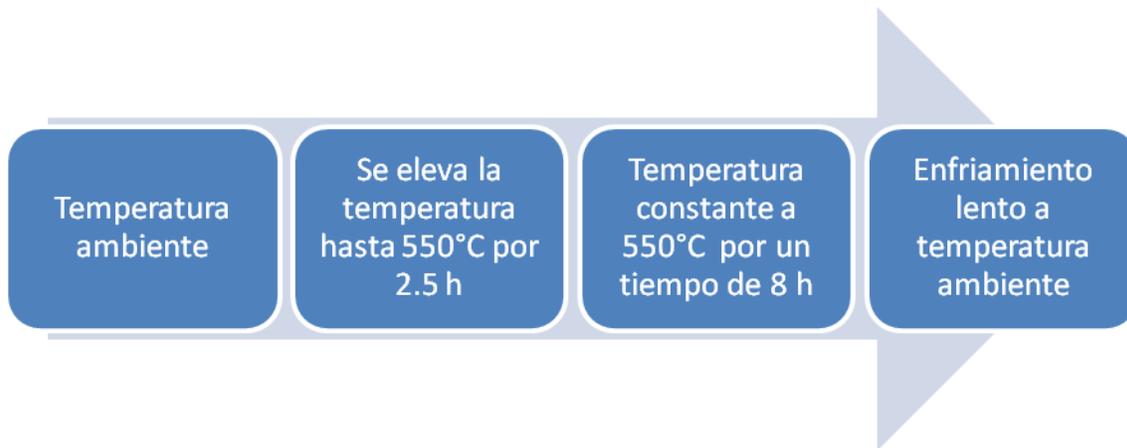


Figura 3.13. Esquema del procedimiento para el tratamiento térmico de homogeneización.

El tratamiento térmico se realizó en una mufla marca LINDBERG modelo 847, la cual se programó con las rampas de calentamiento y los parámetros establecidos. La variación del equipo fue de aproximadamente 5°C, pero después de 2 hrs la temperatura se estabilizó y se mantuvo constante en todo el tiempo programado de tratamiento que fue de 8 horas a una temperatura de 550°C.



Figura 3.14. Mufla Linberg para el tratamiento térmico

### 3.10 Caracterización del compuesto Al 6061/SiCp después del tratamiento térmico

Las características microestructurales obtenidas después del tratamiento térmico de homogeneización son importantes ya que de ello depende que la laminación en caliente se realice sin problemas (fracturas, grietas, etc.), debido a la microestructura más uniforme y libre del patrón dendrítico del lingote de colada.

La caracterización metalográfica fue igual a las anteriores descritas en este capítulo, donde las imágenes tomadas en el microscopio óptico demostraron el éxito del tratamiento, consiguiéndose una estructura más homogénea. En el capítulo siguiente de resultados se muestran las imágenes donde se corrobora lo expresado en este sentido.

### 3.11 Laminado en caliente del compuesto Al 6061/SiCp

Se prepararon 18 placas de lingote en total, 9 de compuesto sin Sr y 9 de compuesto con Sr, como se mencionó al principio de este capítulo, las reducciones de espesores experimentales fueron 60, 70 y 80%, Las dimensiones promedio de las placas fueron de 81.15 x 25.4 con un espesor inicial de lingote de 12.7 mm. Las reducciones en espesor se realizaron en pasos pequeños, de alrededor del 3%, debido a la capacidad de la máquina de laminado y el material.

Tabla 3.3. Reducciones finales.

	Reducciones (%)		
	60	70	80
Espesor final (mm)	5.08	3.81	2.54

Se obtuvieron tres probetas laminadas para cada % de deformación preestablecido para ambos compósitos sin y con Sr.

El laminado se realizó en la Facultad de Química, edificio D, con una laminadora marca OAM modelo M 120 Al con un diámetro de cada rodillo de 65 mm, el equipo cuenta con una potencia de 1 HP (figura 3.15 y 3.16).



Figura 3.15. Laminadora usada en el presente trabajo.



Figura 3.16. Detalle de los rodillos de laminación.

Al principio de este trabajo se planteó que las reducciones de espesor fueran en frío, pero este parámetro cambió ya que al momento de realizar pruebas preliminares se observó que a valores de deformación del 20 y 30%, el compuesto comenzó a fracturarse en uno de los extremos, por lo que fue necesario replantear el proceso de laminación del compuesto, para realizarse en caliente.

El paso siguiente fue determinar la temperatura de trabajo, teniendo mejores resultados a la de 500°C. A temperaturas inferiores el material comenzaba a agrietarse y con temperaturas mayores, el material se encontraba demasiado pastoso y se adhería a los rodillos.

Otro parámetro ensayado fue el de la velocidad de laminación, se probaron 3 velocidades: 5, 6 y 6.5 m/min. Con la velocidad de 5 m/min las reducciones se realizaron adecuadamente, por lo tanto se estableció como velocidad de trabajo este valor.

Para que los rodillos “mordieran” correctamente las probetas, fue necesario realizarles un pequeño desbaste en ángulo en cada muestra, figura 3.17. De esta forma las probetas entraron entre los rodillos, ayudando en el momento de realizarles la primera reducción.

Para calentar las probetas antes de laminarse, se ocupó una mufla marca LINDBERG modelo 847, que se colocó cerca de laminadora para evitar una caída muy drástica de temperatura.



Figura 3.17. Probeta para laminar con un desbaste en ángulo

El modo en que se laminó consistió en que en el momento en que las probetas alcanzaron la temperatura de 500°C y después de un tiempo de estabilización de 15 minutos, se sacó una por una de la mufla y se colocaron entre los rodillos de la laminadora, dándoles un pequeño empuje para que pasaran por los rodillos. La maquina cuenta con un volante con escala graduada, por medio de este mecanismo se puede ir controlando la cantidad de deformación deseada.

Como se mencionó anteriormente, la velocidad de laminación fue de 5 m/min, con una deformación de 3% por paso. Al terminar de pasar las probetas por los rodillos, éstas eran devueltas a la mufla para que alcanzaran de nueva cuenta los 500°C y se estabilizaran; para que esto sucediera se dejaba un tiempo de espera de aproximadamente 15 minutos, pasando este tiempo, se sacaban las muestras de la mufla para después hacerlas pasar por los rodillos, así cada vez, hasta que se llegaban a las reducciones deseadas.

### 3.12 Análisis metalográfico de las muestras laminadas y conteo de partículas

El siguiente paso fue el de analizar las placas de la laminación, por lo tanto se cortaron muestras, de aproximadamente 1" de ancho en el sentido transversal a la dirección de laminación, con el fin de realizarles el análisis metalográfico correspondiente. El corte se realizó en ambos extremos de cada probeta, en el inicio de laminación llamado "entrada" y la última parte llamada "salida". Posteriormente una de las muestras se corto a la mitad y en la dirección de laminación y otra muestra quedo solo con el corte transversal.

El corte transversal y longitudinal de las muestras laminadas se realizó con el propósito de evaluar correctamente el conteo y la distribución de las partículas de SiC en el material laminado. Los cortes de cada muestras se pulieron y atacaron, lo anterior se muestra en la figura 3.18.

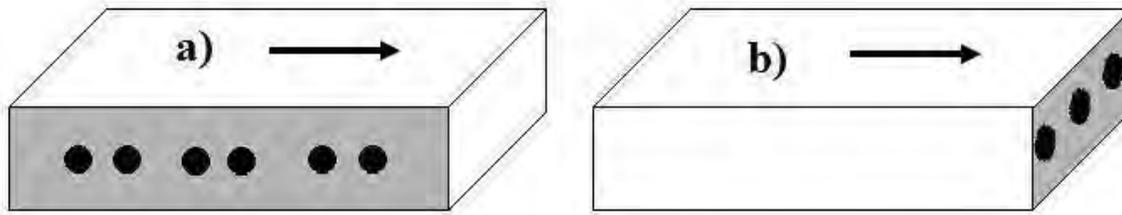


Figura 3.18. Esquema de las zonas donde se realizó el análisis metalográfico; a) Sección en la dirección de laminado. b) Sección transversal

La preparación metalográfica y el ataque de las muestras se realizó de la forma mencionada anteriormente. Las razones por la que se tomaron esas muestras en los extremos fueron las siguientes: primero se debía conservar cada probeta para poderse realizar los ensayos de dureza y segundo, se hicieron varias pruebas para demostrar que estas muestras son representativas de cada una de los materiales laminados.

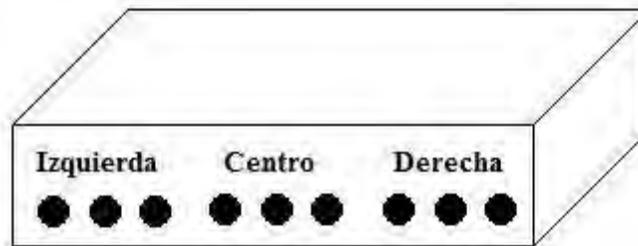


Figura 3.19. Esquema de las zonas donde se realizó el conteo de partículas de SiC en el corte transversal.

Como se presenta en la imagen anterior, se realizó el conteo en la sección transversal y longitudinal de las muestras laminadas, para ello se dividió la zona de corte transversal en 3 zonas (izquierda, centro y derecha) para determinar la distribución de partículas (figura 3.19); mientras que en la zona correspondiente a la dirección del laminado, se realizó el conteo haciendo un barrido por toda la cara analizada tomando fotografía, dividiéndose cada una en cuadrantes. La forma de evaluación por zonas es importante, ya que define la forma de distribución de las partículas en la matriz y así establecer la relación con el % de laminación y el efecto del Sr.

### 3.13 Ensayos de Dureza Vickers

Como se mencionó en el capítulo anterior, se procedió a efectuar ensayos de dureza en los compósitos laminados. La forma de determinar dicho parámetro consistió en medir la microdureza

de las muestras, para ello se utilizó un Microdurometro Vickers marca Matsuzawa modelo MHT2 (figura 3.22). La carga utilizada fue de 300 gf, el cálculo de la microdureza se realizó midiendo las diagonales tanto en el eje X como en el eje Y, para después obtener el promedio de ellas. Se comparó dicho valor con el de las tablas correspondientes, y de esta forma se encontró el número de microdureza Vickers (HV) para cada ensayo.



Figura 3.22. Micro durómetro Vickers utilizado

Es importante señalar que para tener una mayor certeza de los resultados obtenidos, se realizó más de un ensayo por muestra, es decir, se efectuaron varias pruebas (5 ensayos por muestra) haciéndose un barrido por la superficie para tener un mayor grado de confiabilidad en los resultados. Se efectuaron ensayos en los compósitos de colada, en la muestras después de la laminación, en las 2 condiciones, con y sin Sr.

## 4. RESULTADOS Y DISCUSION

En este capítulo se presentan los resultados obtenidos en la etapa experimental, así como su respectiva discusión y la información que se obtiene las pruebas realizadas.

### 4.1 Microestructuras y contenido de Sr en la matriz 6061 sin reforzar en condiciones de colada

Los resultados de las microestructuras después de la caracterización metalográfica de la matriz monolítica 6061 con y sin Sr, se presentan en la figura 4.1, donde se observa el efecto del Sr en las fases presentes en la matriz.

En la aleación sin Sr se observa la presencia de tres fases características de esta aleación que son la fase primaria  $\alpha(\text{Al})$ , la fase interdendrítica de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  de morfología acicular, este resultado coincide con lo reportado por F. Paray, (*Paray F 1996*), en cuanto a las fases presentes, un punto importante es destacar la morfología y tamaño de la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$ .

En cuanto a la muestra con Sr, se observa que su presencia fragmenta la forma acicular de la fase rica en Fe y además modifica su estequiometría a  $\text{Al}_8\text{Fe}_3\text{Si}$ , que se encuentra en forma de agujas, a una forma más fina y más corta. Esto puede observarse en la figura 4.1b. El cambio morfológico en la microestructura coincide con lo reportado en la literatura (*P.C. Van Wigger 1996*). De acuerdo a este autor el cambio morfológico por presencia de Sr resulta en una fase más benéfica para las propiedades mecánicas del material.

Para determinar el contenido final del Sr en la matriz, se realizó un análisis químico mediante Espectrometría de Emisión Atómica, el cual fue de 0.032 % en peso de Sr. Este resultado está dentro de los especificado en la etapa de desarrollo experimental.

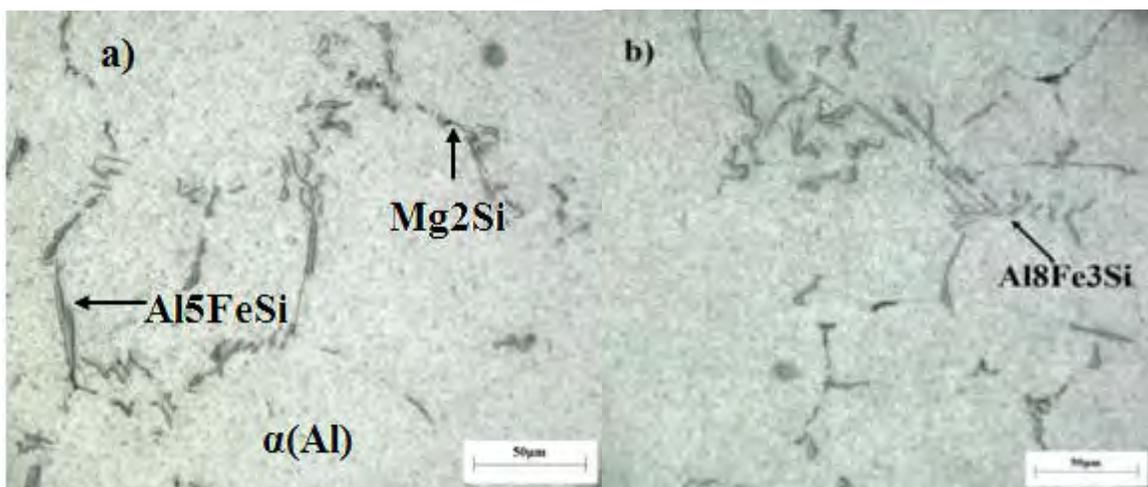


Figura 4.1 Microestructuras de la aleación monolítica 6061. a) Sin Sr y b) Con Sr

## 4.2 Microestructuras y % Sr en los compósitos Al 6061/SiCp

A continuación se muestran las imágenes de las microestructuras y distribución de las partículas de SiC, para ambos compósitos sin y con Sr, figuras 4.2 y 4.3.

En la figura 4.2 se observa una mayor densidad de partículas, aunado a la presencia de diversos conglomerados asociados a los poros; en lo que respecta a la microestructura se observan las mismas fases que en condiciones de colada antes de la adición de SiCp, la fase primaria  $\alpha(\text{Al})$  y la fase interdendrítica de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  de morfología acicular.

De acuerdo a la figura 4.3, es posible mencionar que en los compósitos adicionados con Sr se presenta una menor densidad de partículas, además de una menor presencia de conglomerados, por lo que es posible deducir que las partículas se distribuyeron de una mejor forma en toda la matriz del material, además de presentar las mismas fases mencionadas con anterioridad.

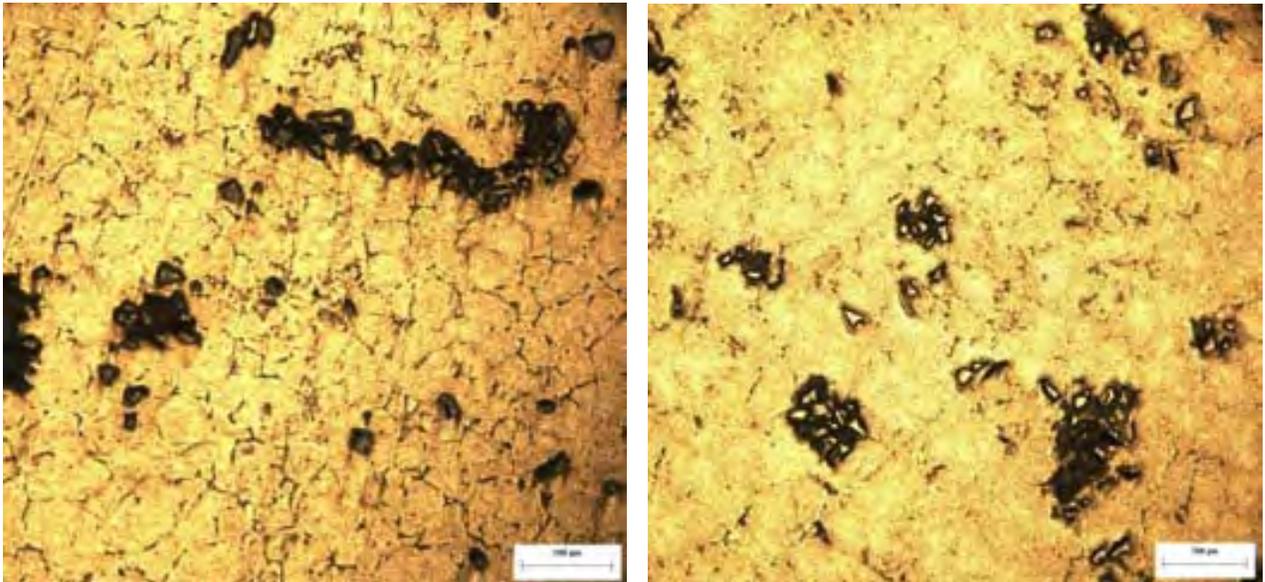


Figura 4.2. Microestructura del compósito 6061/SiCp sin Sr en condiciones de colada. 200  $\mu\text{m}$

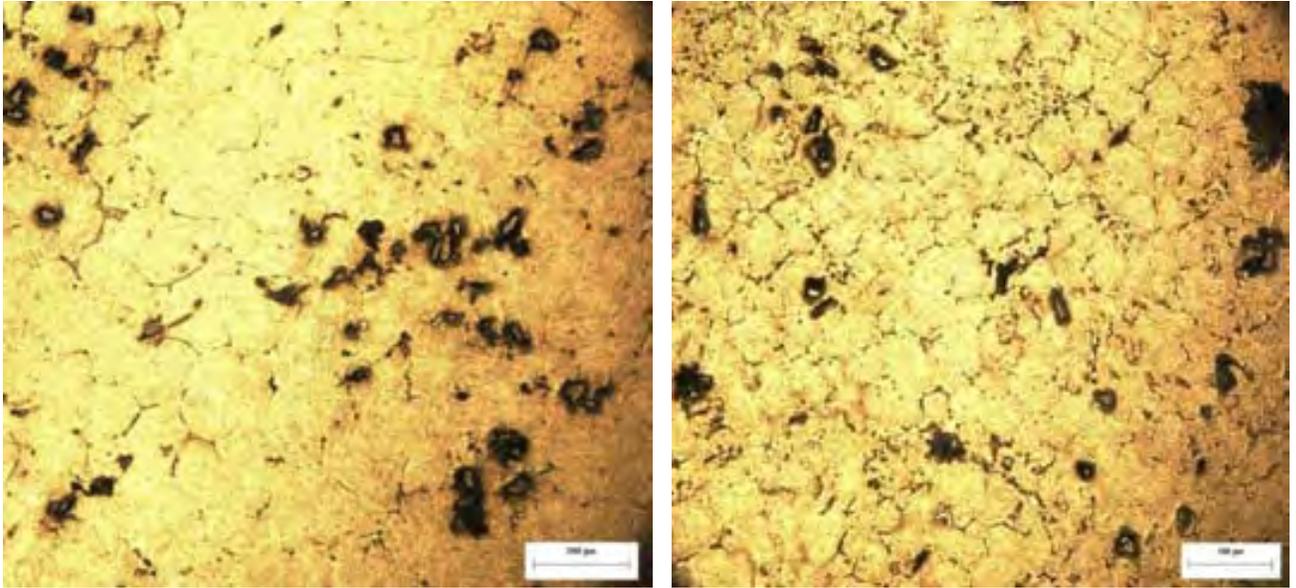


Figura 4.3. Microestructura del compuesto 6061/SiCp con Sr, en condiciones de colada. 200  $\mu\text{m}$

Las partículas se encuentran embebidas en la matriz del metal y el Sr tuvo el efecto de humectar las partículas para que se distribuyeran de una mejor forma en todo el metal, lo que provocó que las partículas no se juntaran formando conglomerados, como ocurrió en los compósitos sin Sr. Lo comentado anteriormente se corroboró con el respectivo conteo de partículas, que se presentará más adelante en este capítulo. En estos compósitos el contenido de Sr fue de 0.0290 % wt.

### 4.3 Conteo de partículas de SiC en compósitos de colada

Como se mencionó en el procedimiento experimental, se realizó un conteo de partículas en los compósitos en condiciones de colada, aplicando la técnica antes descrita. En este conteo no se tomó en cuenta el desprendimiento de partículas debido a la acción del pulido de la muestra, solo se contabilizaron las partículas dispersas en la matriz. Así mismo, se consideraron las partículas contenidas en cada conglomerado para el conteo en cada fotografía. Los resultados por zona analizada definidos en la figura 3.11, se presentan en las tablas 4.1 y 4.2 (ver anexos). Esto es un indicativo de la variación de partículas a través de todo el material compuesto.

Como se comentó con anterioridad, el objetivo del conteo sobre las zonas seleccionadas es que sea un indicativo preciso de la distribución del SiC a través de todo el material compuesto.

Para evaluar la distribución de las partículas de SiC en la zona izquierda y derecha de cada material, se dividió la superficie de la muestra en 2 partes. La primera incluyó los puntos 1, 2, 3, 7 y 8 correspondientes a la zona izquierda. La segunda mitad comprende las imágenes 4, 5, 6, 9 y 10 ó zona derecha. Ambas zonas se comparan, los resultados se muestran en las tablas 4.3 y 4.4 (anexos).

En base a los resultados mostrados del conteo puntual (zonas 1 a la 10) se puede mencionar que existe una mayor densidad de partículas en las muestras sin Sr (559 partículas), sin embargo también presentan una mayor cantidad de conglomerados (31).

En las muestras con Sr se observa que existe menor densidad de partículas (449) con un menor número de conglomerados (16).

En cuanto al conteo de las mitades de la muestra los resultados arrojan que en el compósito con Sr, la distribución de partículas fue similar en ambas zonas (promedios), 47.6 partículas contra 42.2 partículas. Mientras que en el compósito sin Sr la diferencia es más grande, 42.2 contra 69.6.

Para comparar este aspecto, se presentan las gráficas 4.4 y 4.5 con las respectivas distribuciones de partículas. Las gráficas son resultado del conteo realizado sobre las 10 imágenes tomadas con el microscopio, este método de conteo de partículas se explicó en el capítulo anterior. De la información que la figura 4.4 nos proporciona, se puede observar que la distribución de partículas en cada zona no es uniforme en este compósito, ya que los valores máximos y mínimos varían entre ellos de una forma drástica, tomando en cuenta el promedio que es de 25.8 partículas, por lo que nos lleva a la conclusión de que este compósito sin Sr presenta una distribución heterogénea de partículas. Para complementar la información que nos proporciona esta gráfica, se incluyo un intervalo de confianza, *I.C.*, el cual es un par de números entre los cuales se estima que estará cierto valor que en este caso es el promedio de densidad de partículas, como se observa, este intervalo es (17.9, 33.6), este dato es importante ya que nos da una idea de la variabilidad numérica que se presentó en el conteo, es decir, el rango es amplio, esto es debido a que los promedios en cada zona son desiguales, lo que nos sirve para recalcar que la distribución de partículas es heterogénea en este material.

En lo que respecta a la figura 4.5, compósito con Sr, se observa que la diferencia numérica de valores máximos y mínimos no es tan grande con respecto al promedio de 20.7 partículas. Además, apoyándonos en los valores de las tablas del conteo, se puede mencionar que en el compósito modificado con Sr, la distribución de partículas es más homogénea.

Esto último se comprueba basándonos en el intervalo de confianza, el cual es (17.4, 24), este rango es claramente menor al presentado en el compósito sin Sr, lo que nos demuestra que los promedios en cada zona cuantificada no presentaron diferencias muy drásticas, por lo que es posible confirmar que en este caso y apoyándonos de igual forma en los conteos preliminares, que la adición de Sr provocó que la distribución de partículas de SiC se realizará de una mejor forma, lo que llevaría a una mejora en las propiedades del material, lo que coincide con la hipótesis planteada anteriormente.

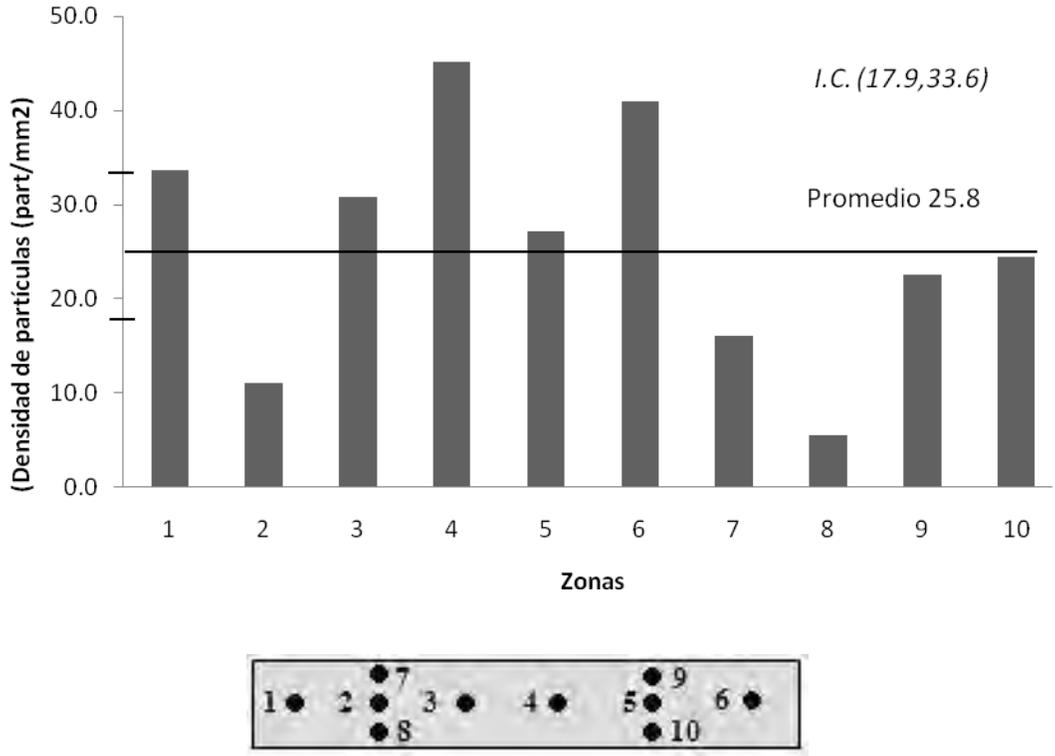


Figura 4.4. Grafica de distribución de partículas en el compuesto sin Sr con la representación de las zonas cuantificadas.

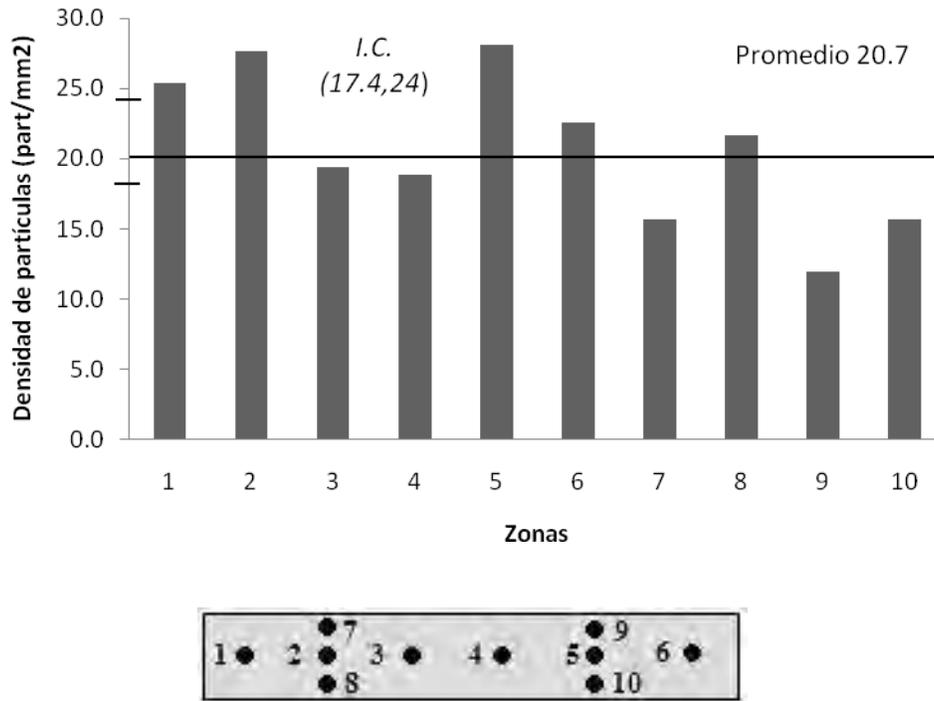


Figura 4.5. Grafica de distribución de partículas en el compósito con Sr.

En conclusión y comparando las dos gráficas del conteo, se observa que el efecto que tuvo el Sr fue que provocó que las partículas se distribuyeran de una forma más uniforme en la matriz. Lo anterior se presenta ya que el Sr humecta las partículas para que se incorporen de una mejor forma en la matriz metálica y reduce la tensión superficial del baño metálico, provocando que haya menos conglomerados y que en todo el material exista un número parecido de partículas, es decir, una distribución homogénea.

#### 4.4 Microestructuras de compósitos con tratamiento térmico de homogeneización

En las siguientes imágenes, 4.6 y 4.7, se puede observar que la estructura dendrítica de la matriz del compósito fue eliminada casi completamente por el tratamiento térmico de homogeneización, por lo que se puede decir que el tratamiento fue efectivo.

En la figura 4.6 se puede observar que la estructura dendrítica fue eliminada por completo, teniendo ahora una microestructura refinada, lo que concuerda con la literatura (*Li, M.E. Kassner 2000* y *Fraudita F. 2007*) además el tratamiento térmico no tuvo efecto sobre la distribución de partículas, las fases presentadas en condiciones de colada fueron globulizadas lo que coincide con lo reportado en la literatura (*Hidalgo-Prada B. 2007*).

En lo que respecta a la figura 4.7, la microestructura fue homogeneizada casi en su totalidad, ya que se observa la presencia reducida de fase interdendrítica, sin embargo la microestructura es

más uniforme que en condiciones de colada, de igual forma, el tratamiento térmico no tiene efecto sobre la distribución de partículas.

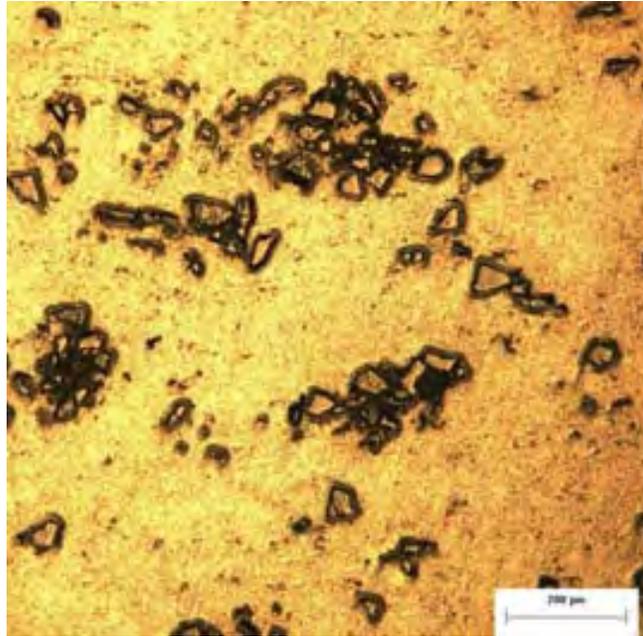


Figura 4.6. Imagen de la estructura del compuesto sin Sr con tratamiento térmico

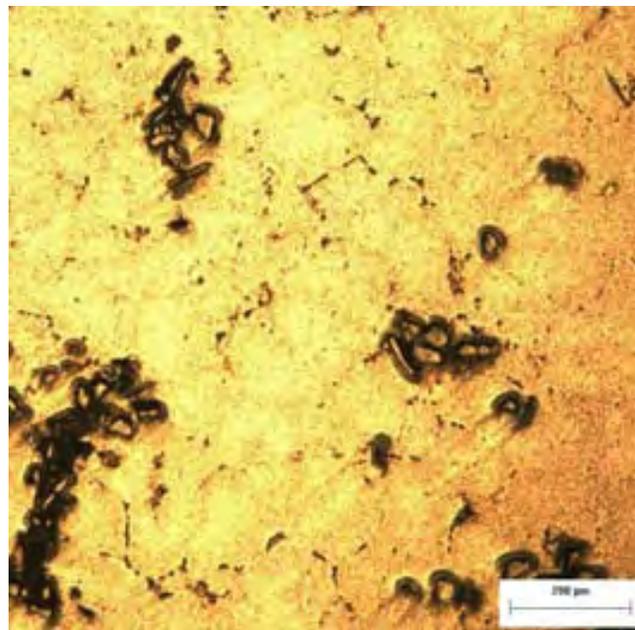


Figura 4.7. Imagen de la estructura del compuesto con Sr con tratamiento térmico

En base a las microestructuras presentadas se puede afirmar que el tratamiento de homogeneización funcionó de manera eficiente, ya que se consiguió uniformar la estructura de los

compósitos sin Sr y con Sr, además de que no tiene efecto alguno en la distribución de partículas, solo sobre la microestructura de la matriz.

#### 4.5 Compósito Al 6061/SiCp laminado

Los parámetros de trabajo establecidos en el diseño experimental original para realizar el laminado en frío, tuvieron que ajustarse, debido a que se observó agrietamiento del material durante la segunda etapa de deformación y presentaba una fractura a la tercera deformación debido a la dureza del material (Figura 4.8). Por lo tanto se decidió cambiar a laminado en caliente para corregir este problema.



Figura 4.8. Probeta de prueba fracturada después de 3 deformaciones.

Como se mencionó en el capítulo anterior, se realizó el proceso de laminado de los compósitos, con reducciones de 60, 70 y 80%. Estas reducciones fueron seleccionadas debido al interés que se tenía sobre el comportamiento de estos materiales a deformaciones severas y a la ausencia de información suficiente sobre este aspecto y el efecto sobre la distribución de partículas. De acuerdo a las características del equipo de laminación y el material, se realizaron numerosos pasos de laminación (alrededor de 35) para llegar a las dimensiones finales. En las figuras siguientes se observa el estado final de las probetas laminadas, figuras 4.9 y 4.10.

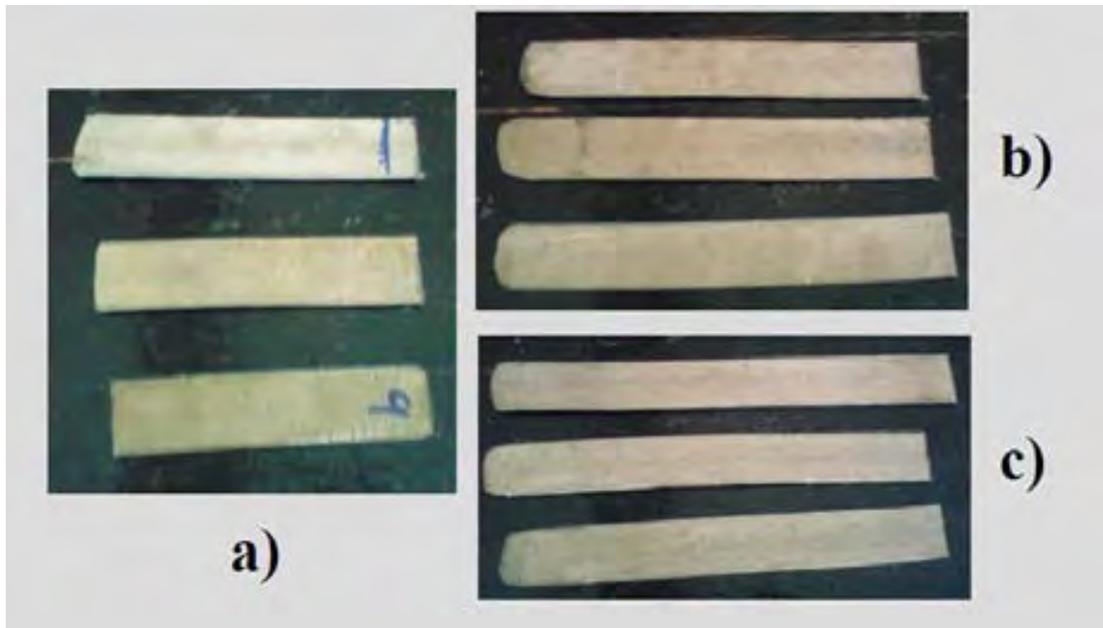


Figura 4.9. Probetas del compósito sin Sr después del proceso de laminación; a) Deformación al 60%, b) Deformación al 70%, c) Deformación al 80%



Figura 4.10. Probetas del compósito con Sr después del proceso de laminación; a) Deformación al 60%, b) Deformación al 70%, c) Deformación al 80%

Ya que en el proceso de laminado se tiene una reducción de espesor, también se tiene en consecuencia una deformación en su longitud. La tabla 4.5 especifica la cantidad de deformación en función de los espesores iniciales y finales de los materiales deformado.

Tabla 4.5. Dimensiones finales de las probetas (mm)

<b>Probeta</b>	<b>Espesor inicial</b>	<b>Espesor final</b>	<b>% Reducción de espesor</b>
<b>Muestras sin Sr</b>			
<b>1</b>	12.7	5.1	60
<b>2</b>	12.7	5.1	60
<b>3</b>	12.7	5.1	60
<b>4</b>	12.7	3.8	70
<b>5</b>	12.7	3.8	70
<b>6</b>	12.7	3.8	70
<b>7</b>	12.7	2.5	80
<b>8</b>	12.7	2.5	80
<b>9</b>	12.7	2.5	80
<b>Muestras con Sr</b>			
<b>11</b>	12.7	5.1	60
<b>12</b>	12.7	5.1	60
<b>13</b>	12.7	5.1	60
<b>14</b>	12.7	3.8	70
<b>15</b>	12.7	3.8	70
<b>16</b>	12.7	3.8	70
<b>17</b>	12.7	2.5	80
<b>18</b>	12.7	2.5	80
<b>19</b>	12.7	2.5	80

En el proceso de laminado las probetas que presentaron mayor facilidad para trabajarse fueron las modificadas con Sr, la velocidad fue mayor y el tiempo de laminación fue menor. Adicionalmente, los pasos para laminar las probetas sin Sr fueron 35 y con Sr fueron 32; esto significa que la presencia de Sr suaviza el material haciéndolo más fácil de deformar al paso de las laminaciones.

## 4.6 Análisis metalográfico de las muestras laminadas

Al realizarse el análisis metalográfico en las probetas laminadas, se observaron cambios en la distribución de partículas de SiC entre los materiales de colada y los laminados, a continuación se presentan las imágenes de las microestructuras, tanto en dirección transversal como en la dirección del laminado, explicado en el capítulo anterior.

## *Muestras sin Sr*

### **Laminadas al 60 %**

En la imagen correspondiente al compuesto laminado sin Sr con una reducción de espesor del 60%, se puede observar que en la sección transversal se presentan una cantidad sustancial de conglomerados, las partículas parecen haberse juntado por la deformación formando cadenas, con una densidad de partículas elevada, localizada y alineadas. (figura 4.11)

En lo que respecta a sección longitudinal, las partículas se alinearon más fuertemente en la dirección del laminado, formando hileras finas o cadenas, con una cantidad considerable de partículas, también se puede observar que algunas partículas están dispersas en la matriz, ya que la deformación no alcanza a unir las todas en hileras. Adicionalmente los poros asociados a los conglomerados se reducen (figura 4.11).

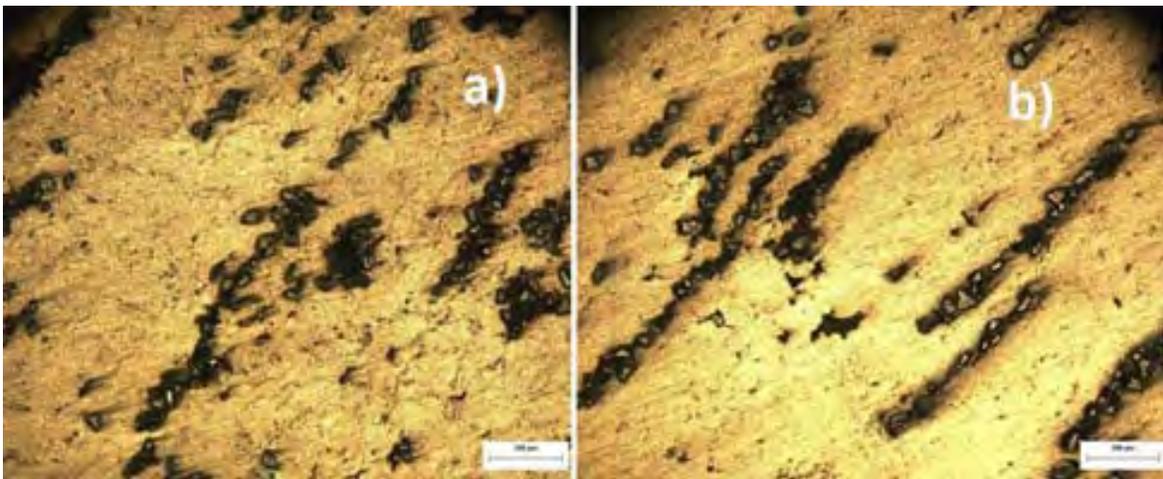


Figura 4.11. Microestructura de las muestras laminadas con 60% de reducción para el compuesto sin Sr. a) Sección transversal; b) Dirección del laminado (escala 200  $\mu\text{m}$ )

### **Laminadas al 70 %**

En la sección transversal de la figura 4.12, se presenta una reducción de conglomerados, respecto a la deformación anterior, las partículas ya no están tan alineadas y se distribuyen en toda la matriz, al parecer los conglomerados se redujeron conforme se aumento la deformación.

En lo concerniente a la figura 4.12 b) para este compuesto, la mayoría de las partículas se encuentran orientadas en la dirección del laminado, con la característica de que las hileras o cadenas son más finas. También se observa que regiones de la matriz presentan partículas aisladas o individuales (observar flecha de la imagen 4.12b).

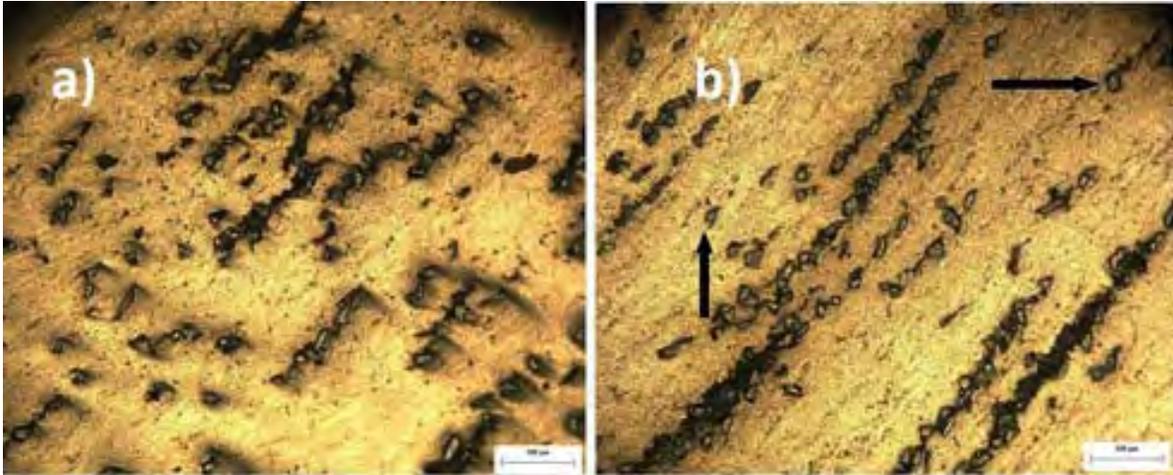


Figura 4.12. Microestructuras de las muestras laminadas con 70% de reducción para el compuesto sin Sr. a) Sección transversal; b) Dirección del laminado (escala 200  $\mu\text{m}$ )

**Laminadas al 80 %**

La figura 4.13a, en la sección transversal, muestra que las partículas están dispersas por toda la matriz metálica, con excepciones de pocas que se encuentran todavía alineadas. En este caso la deformación fue importante ya que provocó que las partículas se dispersaran homogéneamente a través de la matriz de aluminio y eliminar casi en su totalidad los conglomerados.

En la figura 4.13b, se presentan hileras muy finas de partículas, de cantidades de una partícula tras otra, como resultado de la deformación tan grande, las partículas de las cadenas se van dispersando en toda la matriz metálica.

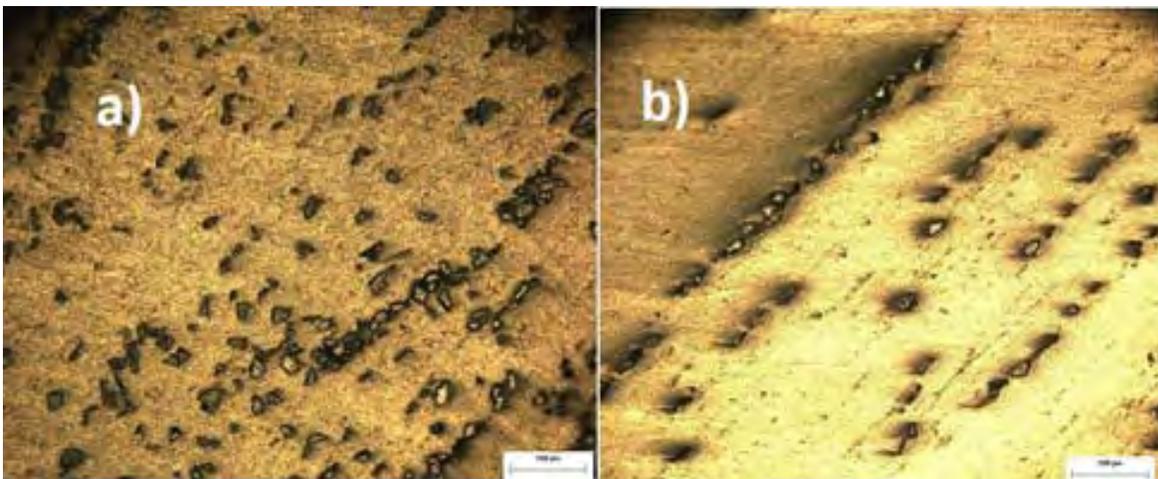


Figura 4.13. Microestructuras de las muestras laminadas con 80% de reducción para el compuesto sin Sr. a) Sección transversal; b) Dirección del laminado (escala 200  $\mu\text{m}$ )

## *Muestras con Sr*

### **Laminadas al 60 %**

Con una deformación del 60% en la sección transversal, se puede observar en la figura 4.14, que las partículas se encuentran distribuidas por toda la superficie, con una presencia mínima de conglomerados, también parece manifestarse una tendencia a juntarse, por parte de las partículas.

En la figura b), se presenta una formación de cadenas o hileras de partículas en la dirección de laminado, las cuales están relativamente gruesas. También es notorio que todas las partículas están alineadas por lo que no existen partículas dispersas o fuera de las hileras.

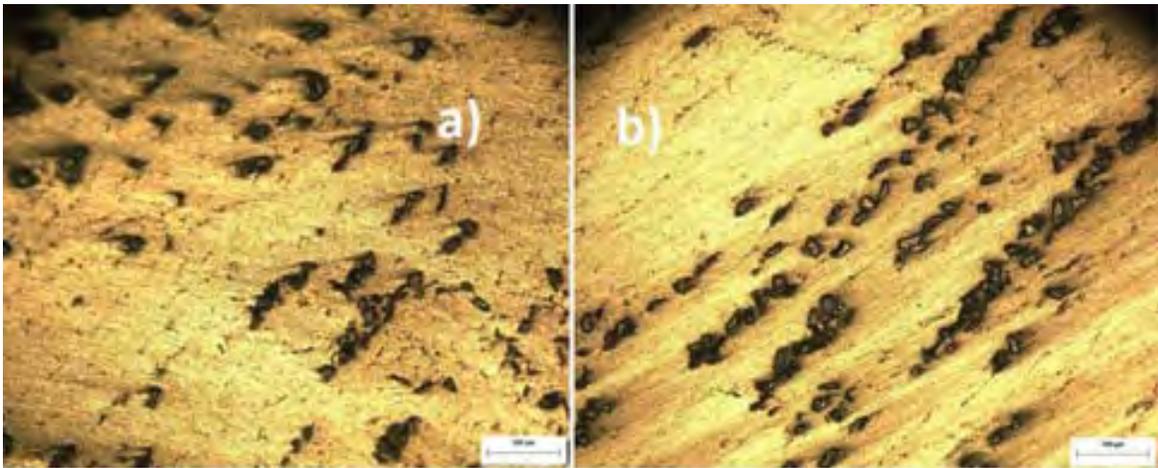


Figura 4.14. Microestructuras de las muestras laminadas con 60% de reducción para el compuesto con Sr. a) Sección transversal; b) Dirección del laminado (escala 200  $\mu\text{m}$ )

### **Laminadas al 70 %**

En lo que respecta a la sección transversal, la figura 4.15, presenta la característica de que las partículas se encuentran distribuidas por toda la matriz metálica, además de que continúan con la tendencia de juntarse, esto es provocado por la deformación causada por el proceso de laminado al reducirse el espesor.

En la imagen correspondiente a la dirección del laminado, las cadenas de partículas se van haciendo más delgadas, además de que se están separando, distribuyéndose en toda la superficie, este comportamiento va aumentando de acuerdo al porcentaje de reducción de espesor, que va distribuyendo las partículas progresivamente.

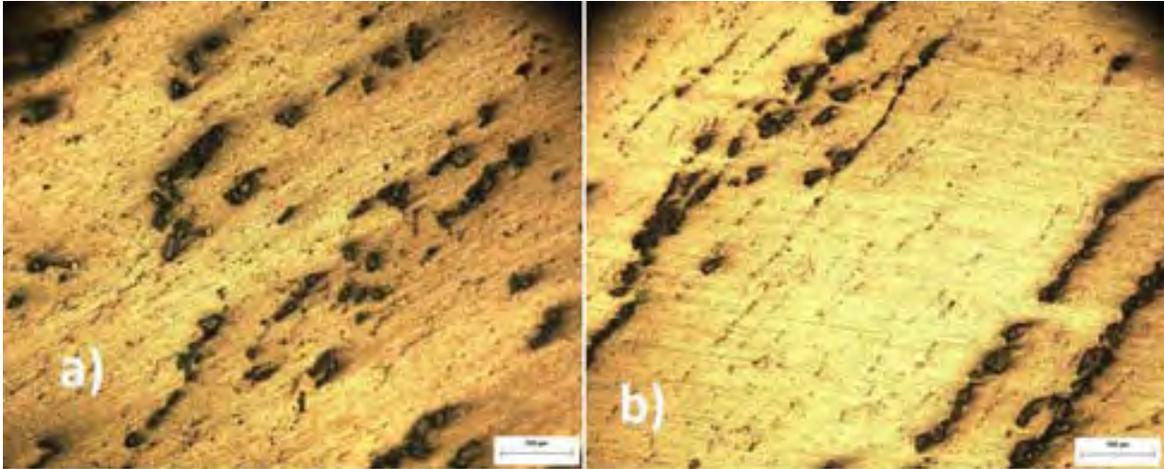


Figura 4.15. Microestructuras de las muestras laminadas con 70% de reducción para el compuesto con Sr. a) Sección transversal; b) Dirección del laminado (escala 200 µm)

#### **Laminadas al 80 %**

En la figura 4.16, en la sección transversal, las partículas se encuentran orientadas, además se puede observar una menor densidad de partículas, las cuales están distribuidas por toda la matriz, igualmente es evidente que la deformación plástica provocó que las partículas se fueran juntando a la par de que aumentaba el grado de reducción de espesor, confirmándose la tendencia presentada en la reducción del 60%.

En lo correspondiente a la dirección del laminado, las partículas se juntaron en cadenas muy finas, también con cantidades de una partícula tras otra, además de que las hileras empiezan a fragmentarse, de acuerdo a la deformación, que las va distribuyendo por toda la matriz, conforme se reduce el espesor.

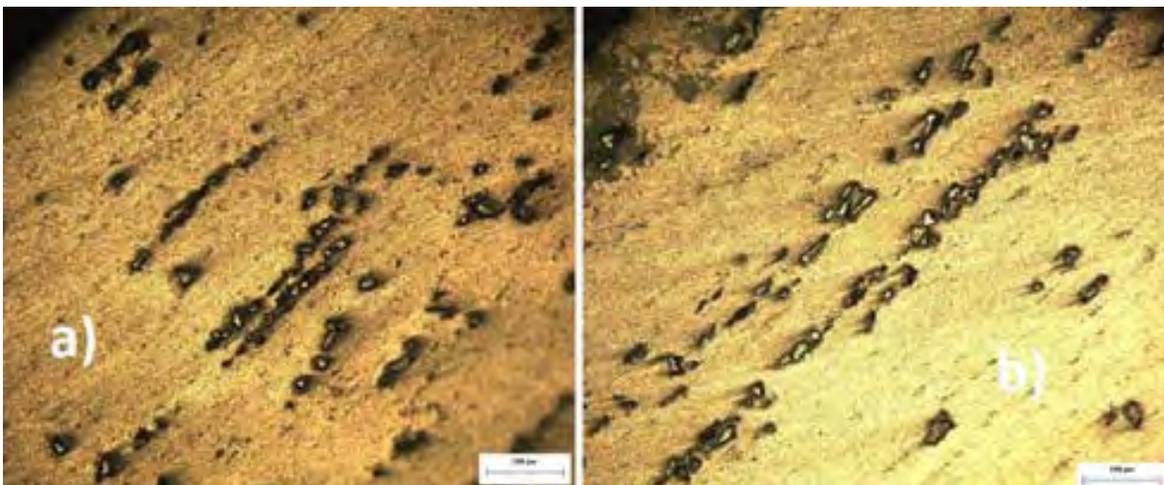


Figura 4.16. Microestructuras de las muestras laminadas con 80% de reducción para el compuesto con Sr. a) Sección transversal; b) Dirección del laminado (escala 200 µm)

Los mecanismos que explican este comportamiento de distribución de partículas en los compósitos laminados, pueden ser de dos clases. Al primero se le denomina “mecanismo de deslizamiento” y es el movimiento de las partículas duras de SiC dentro de una matriz suave provocadas por la reducción de espesor aplicada al material, esto es provocado por el movimiento de la matriz metálica que se va desplazando entre las partículas haciéndolas que se separen entre ellas, fragmentando las cadenas.

El segundo mecanismo, al cual se le puede denominar “fragmentación”, se asocia a la disminución del tamaño de partículas después de la deformación, debido a que el cerámico fragmentado se distribuye por toda la matriz metálica, por las presiones ejercidas durante el trabajado. Este mecanismo es típico de inclusiones duras en aceros como la alúmina ( $Al_2O_3$ ), la cual durante el proceso de reducción de área es fragmentada, reduciendo su tamaño lo que promueve una mejor distribución en a matriz y consecuentemente reduce el efecto negativo sobre las propiedades mecánicas del acero.

De acuerdo al análisis de las microestructuras, se observa (figuras 4.11 a 4.16) que el mecanismo operante es el de deslizamiento, ya que no se detecta fragmentación severa de las partículas duras de SiC en todas las reducciones para ambos compósitos, con y sin Sr.

### *Análisis cualitativo de la distribución de partículas de SiC*

Es importante comentar que después de analizar comparativamente la distribución de partículas de SiC correspondientes a cada deformación, para ambos compósitos sin y con Sr, es posible notar que después de realizar el proceso de laminado, persiste el comportamiento de desigualdad en la distribución de partículas, es decir, en los compósitos laminados sin Sr se presenta una distribución heterogénea de partículas, lo cual aparentemente también ocurre en los compósitos adicionados con Sr. Esto último se analizará cuantitativamente en el apartado siguiente de este capítulo.

Como conclusión a este asunto, se puede mencionar que a medida de que la deformación aumentaba, las partículas se juntaban, y se esparcían junto con el movimiento de la matriz que iba empujándolas a lo largo de toda la matriz.

## **4.7 Conteo de partículas de las muestras laminadas en la dirección transversal**

Aplicando la técnica descrita en el capítulo de desarrollo experimental se realizó la evaluación cuantitativa de la distribución de partículas de SiC para los materiales obtenidos en las diferentes condiciones de laminación con el objetivo primordial de conocer si el reforzante se distribuyó en todo el metal o se concentró en algún punto del mismo, lo cual es importante por que de esa forma se conoce si el proceso de laminación distribuyó de buena forma las partículas de SiC.

### Muestras sin Sr

Se realizó un conteo de partículas en la sección transversal de las muestras laminadas, con el objetivo de cuantificar la forma de distribución del reforzante en la matriz (tablas contenidas en anexos). La distribución por zonas de acuerdo a los esquemas se citan en el capítulo de desarrollo experimental, se presentan las gráficas 4.17, 4.18, 4.19.

### Muestra con 60 % de deformación

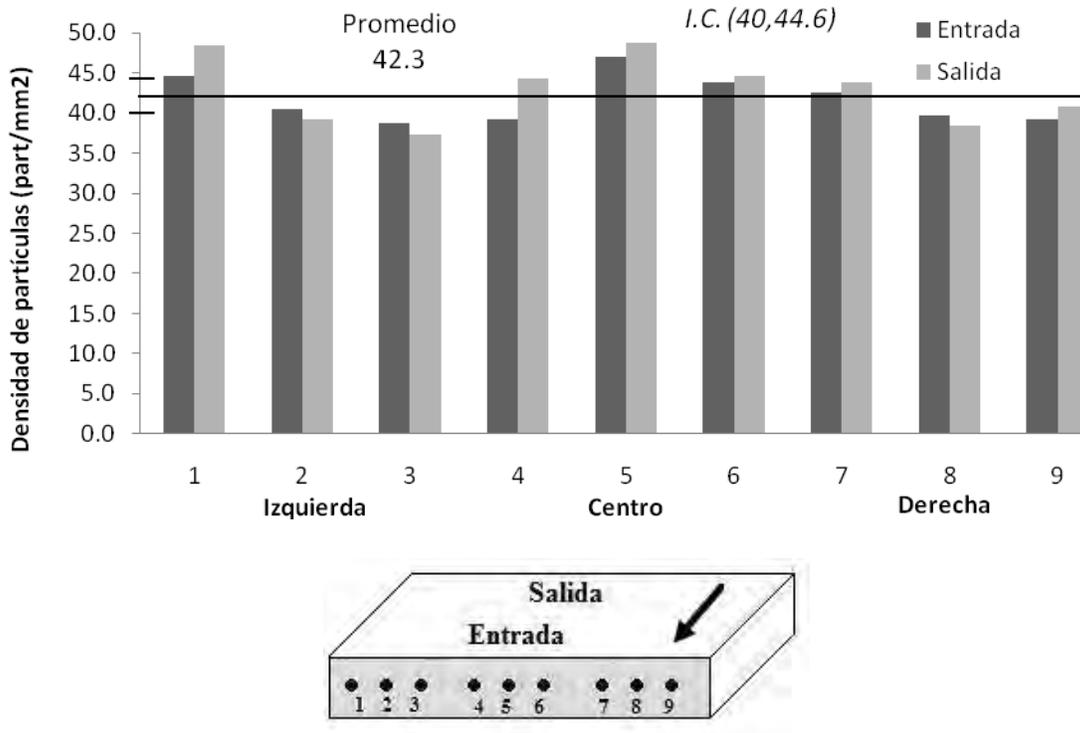


Figura 4.17. Distribución de las partículas en el compósitos con 60% de deformación sin Sr. Representación esquemática de las zonas cuantificadas y dirección de laminado.

**Muestra con 70 % de deformación**

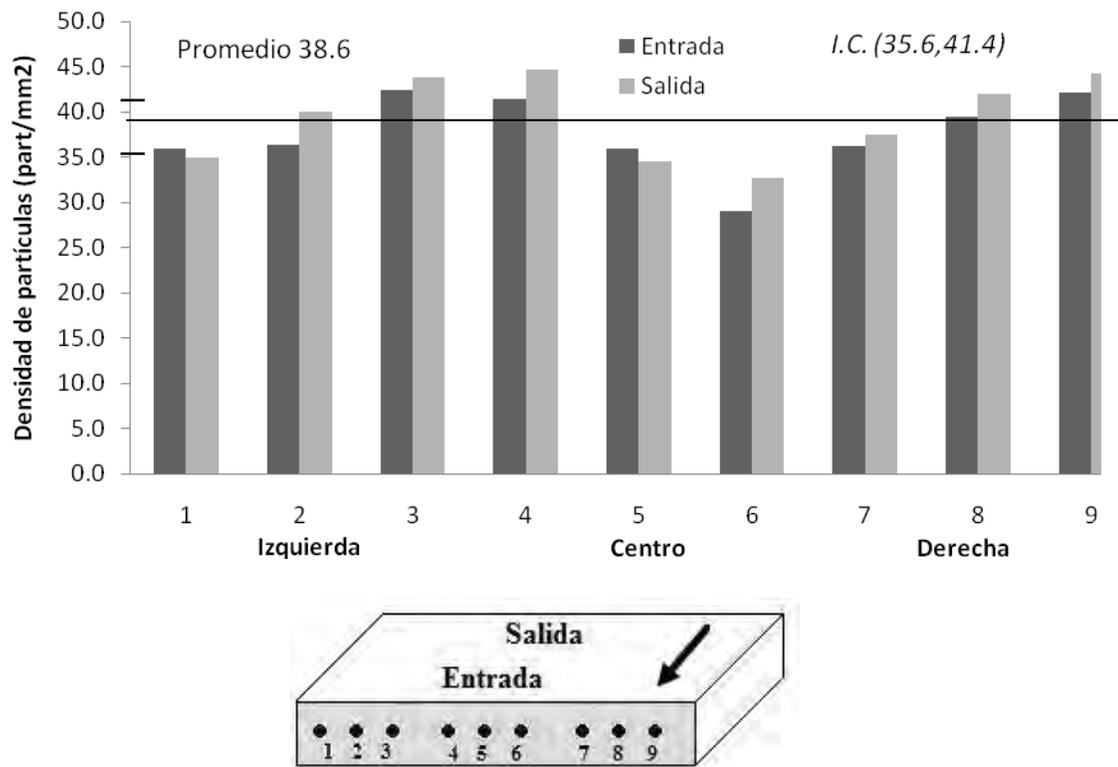


Figura 4.18. Distribución de las partículas en el compósitos con 70% de deformación sin Sr. Representación esquemática de las zonas cuantificadas y dirección de laminado.

**Muestra con 80 % de deformación**

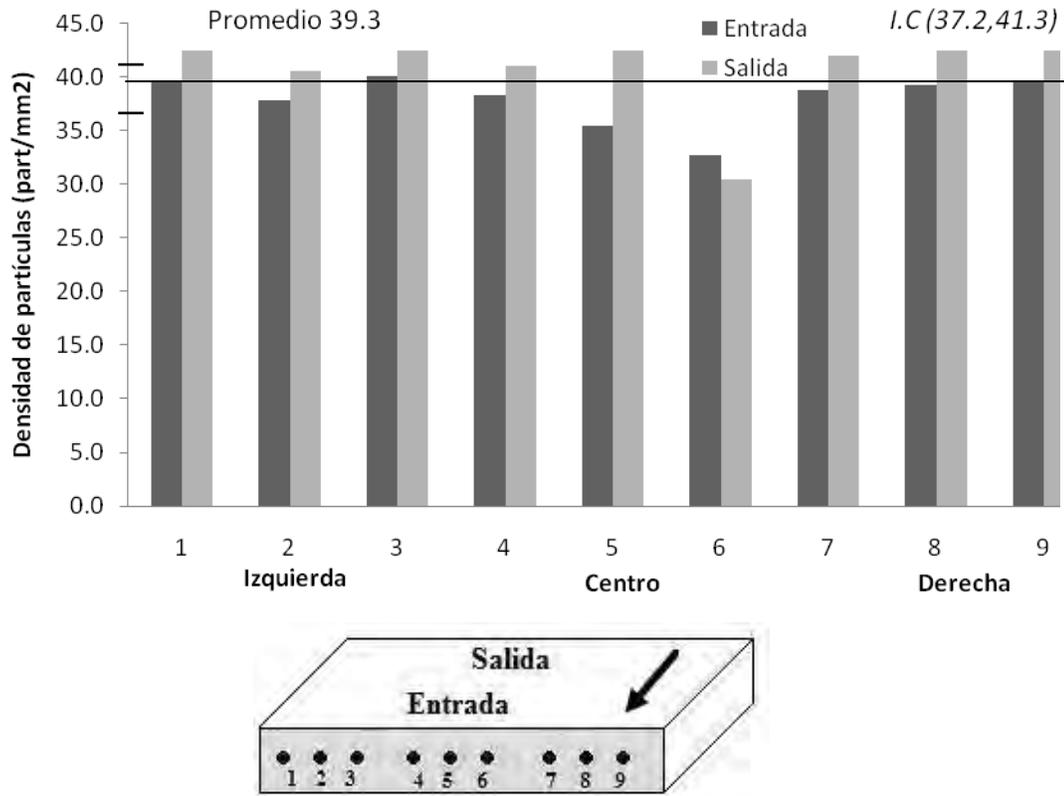


Figura 4.19. Distribución de las partículas en el compósitos con 80% de deformación sin Sr. Representación esquemática de las zonas cuantificadas y dirección de laminado.

Las anteriores gráficas nos proporcionan la información sobre como están distribuidas las partículas en los extremos de las muestras laminadas, es notable que las barras tanto de entrada como de salida, se encuentran en valores muy cercanos, también se puede observar que la distribución no es muy homogénea entre las series, ya que no cuentan con Sr, la diferencia entre los promedios no es muy grande, sin embargo, en lo que respecta a la reducción del 60 a la de 80%, existe una disminución en valor, esto es debido a que la laminación alineó las partículas en cadenas por lo que la distribución se vio reducida. En cuanto al intervalo de confianza para las reducciones del 60, 70 y 80% [(40,44.6), (35.6, 41.4), (37.2, 41.3) respectivamente], nos da una confirmación del comportamiento de la muestra, es decir, los rangos son cercanos, lo que es evidencia de que los promedios de la presencia de partículas en toda el material son similares, por lo que podemos decir que la distribución del reforzante fue buena en toda la matriz y no se concentró en algún punto.

Como se mencionó antes, lo importante de estas gráficas, radica en que nos sirven para conocer que la cantidad de partículas es parecida en ambos extremos de las muestras, lo que es una

buena señal, ya que el reforzante se distribuyó en todo el metal después de la deformación plástica provocada por el laminado.

### Muestras con Sr

La distribución por zonas para las muestras con Sr de acuerdo a los esquemas citados en el capítulo de procedimiento experimental, se presentan las gráficas 4.20, 4.21 y 4.22 que proporcionan la información necesaria para conocer la forma en como las partículas se distribuyeron después de las deformaciones en caliente (tablas contenidas en anexos).

#### Muestra con 60 % de deformación

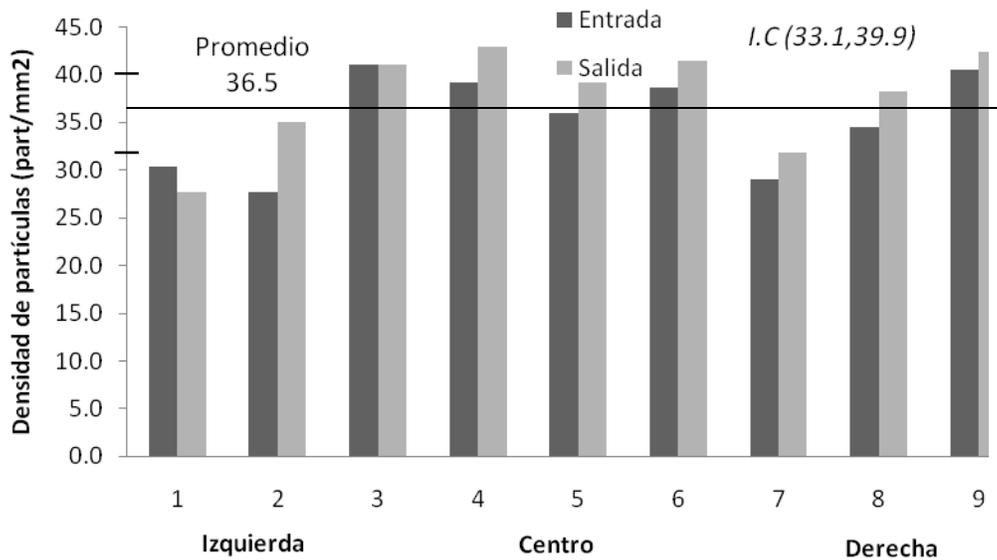


Figura 4.20. Distribución de las partículas en el compósitos con 60% de deformación con Sr. Representación esquemática de las zonas cuantificadas y dirección de laminado.

**Muestra con 70 % de deformación**

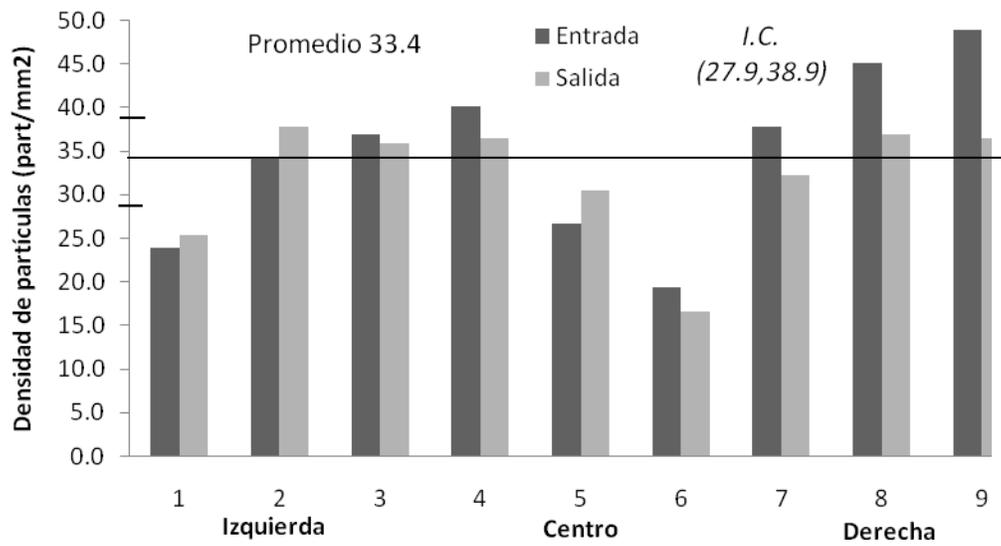


Figura 4.21. Distribución de las partículas en el compósitos con 70% de deformación con Sr. Representación esquemática de las zonas cuantificadas y dirección de laminado.

**Muestra con 80 % de deformación**

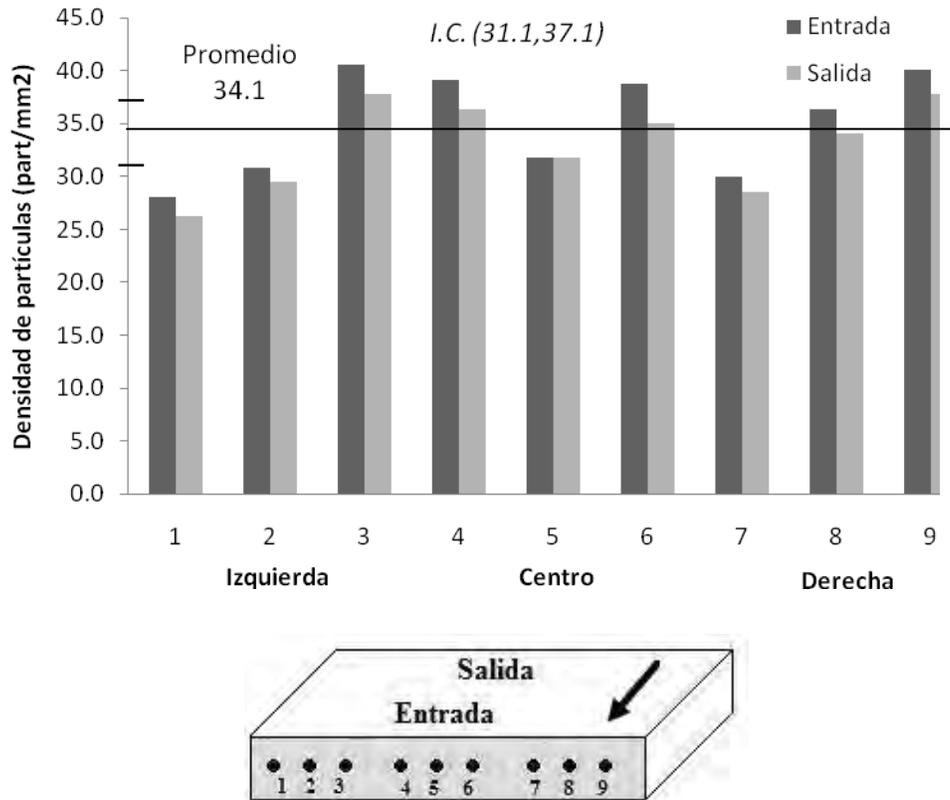


Figura 4.22. Distribución de las partículas en el compósitos con 80% de deformación con Sr. Representación esquemática de las zonas cuantificadas y dirección de laminado.

Estas gráficas tienen la misma forma que las anteriores, solo con la diferencia que corresponden a los compósitos con Sr, de la misma forma, presentan la característica de tener comportamientos parecidos tanto a la entrada como a la salida de los rodillos, por lo que se puede concluir que el proceso de laminado distribuyo de igual forma las partículas en toda la matriz metálica. En lo que respecta a la cantidad de partículas distribuidas, se puede mencionar que se presentó una disminución en la proporción del cerámico en la matriz (de 36.5 partículas promedio a una deformación del 60%, a un promedio de 34.1 con una reducción del 80%) lo que coincide con los conteos anteriores en los que la presencia de Sr distribuye de una mejor forma el SiCp en todo el material, provocando la disminución de conglomerados, comportamiento que persiste después de la laminación. Esto se puede comprobar con los intervalos de confianza para las reducciones del 60, 70 y 80% [(33.1, 39.9), (27.9, 38.9), (31.1, 37.1) respectivamente] que presentan valores

cercanos, lo que demuestra que las partículas se distribuyeron de una buena forma en todo el material.

Cabe recalcar que el objetivo principal de este conteo es conocer la forma en como se distribuyeron las partículas a la par de la deformación, es decir, tener certeza de que el cerámico no se concentró en alguna zona de la matriz, lo que sería indicativo de que las deformaciones no se produjeron de buena forma. Sin embargo, los valores a la entrada y a la salida son similares en ambos casos, con y sin Sr, por lo que demuestra que las partículas no se concentraron en algún punto del material, lo que nos lleva a la conclusión de que el proceso de laminación se realizó de una forma exitosa.

#### 4.8. Conteo de partículas de muestras laminadas en la dirección de laminado

El paso siguiente fue el de efectuar el conteo de partículas ahora en la dirección del laminado, como se mencionó con anterioridad se cortaron diversas muestras de cada deformación y se hicieron análisis preliminares (conteos mayores en las muestras laminadas) para conocer si las muestras cuantificadas eran representativas de toda el material, lo que resultó que se podían utilizar ya que eran representativas del comportamiento de las piezas completas.

La forma de las gráficas relaciona la posición de las partículas (zonas donde se tomaron las fotografías) con la densidad de ellas, de este modo se puede conocer como las partículas se fueron distribuyendo conforme se iba realizando la deformación plástica en todo el metal, también es útil para conocer si también se presentó una homogeneidad al adicionarle Sr como ocurrió en el conteo en condiciones de colada (tablas contenidas en anexos), cabe resaltar que la numeración de las zonas corresponde al sentido del laminado, es decir, la zona 1 fue la primera en tener contacto con los rodillos de laminación.

##### *Muestras sin Sr*

###### ***Muestra con 60 % de deformación***

Las gráficas representadas en las figuras 4.23, 4.24 y 4.25 muestran valores dispares, encontrándose las diferencias más significativas en la figura 4.23 que corresponde a la deformación del 60%, donde hay discrepancias con respecto al promedio que fue de 31.9 partículas, ya que 2 últimas zonas cuantificadas presentan diferencias significativas respecto a dicho promedio, esto se manifiesta de una mejor forma en el intervalo de confianza (13.4,50.3), el cual es muy amplio, lo que demuestra que los promedios de partículas en cada zona difieren en gran medida, por lo que la distribución del SiC es heterogénea en toda la muestra, esto es debido de igual forma por el propio movimiento de la matriz metálica provocado por la laminación.

###### ***Muestra con 70 % de deformación***

Mientras que en la figura 4.24 con una deformación del 70%, las diferencias no son tan grandes de acuerdo al promedio de 60.8 partículas, las 5 zonas cuantificadas presentan un comportamiento

similar, con una distribución relativamente uniforme si se compara con la gráfica 4.23, donde las deformaciones van distribuyendo las partículas de SiC por toda la matriz metálica, encontrándose diferencias numéricas importantes entre las diferentes zonas. Sin embargo, el promedio de partículas se elevó considerablemente respecto a la deformación anterior, esto puede ser posible debido al hecho de que el proceso de laminación juntaba y alineaba las partículas conforme se iba reduciendo el espesor, por lo que en este punto se encontró una mayor densidad de reforzante, dentro de este punto es preciso comentar que el intervalo de confianza (55.1, 66.5) se cerró, respecto a la deformación anterior, esto es debido a que las reducciones de espesor juntaron y alinearon las partículas, teniéndose una leve mejoría en la distribución del reforzante.

### ***Muestra con 80 % de deformación***

Para el caso de la reducción de espesor del 80%, se presentan de nuevo diferencias con respecto al promedio de 25.8 partículas, presentándose una zona con una densidad de partículas menor (zona de entrada) y una zona con mayor cantidad de partículas (zona de salida), en lo que respecta con la deformación anterior, figura 4.24; en cuanto al intervalo de confianza (20.7,30.9), se observa que se redujo, respecto a la deformación anterior, lo que demuestra que a esta reducción de espesor las partículas están completamente alineadas en la dirección del laminado, ya que el movimiento de la matriz resultado de las deformaciones distribuye las partículas alineadas en el sentido de la laminación.

También se observa que en la deformación final, la densidad de partículas se va reduciendo, esto es debido a que conforme se reduce el espesor, el cerámico se distribuye por toda la matriz, alineándose y formando cadenas de partículas.

De las gráficas mencionadas es notorio que la distribución de partículas tuvo el mismo comportamiento que en los demás conteos del compósito sin Sr, es decir, las partículas no tienen ningún patrón de distribución, como se observa en las figuras 4.23, 4.24 y 4.25, por lo que se encuentran en toda la matriz metálica de una forma un tanto desordenada. Es importante recalcar que en este caso, la incorporación de un agente externo al material, como lo es la laminación, influye de manera importante en la distribución de partículas, ya que la deformación provoca que el cerámico se ordene en hileras alargadas, reduciéndose en cierta medida la forma heterogénea de distribución que se presentó en condiciones de colada.

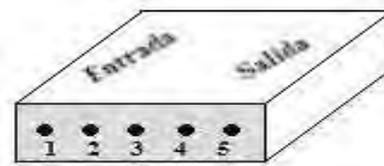
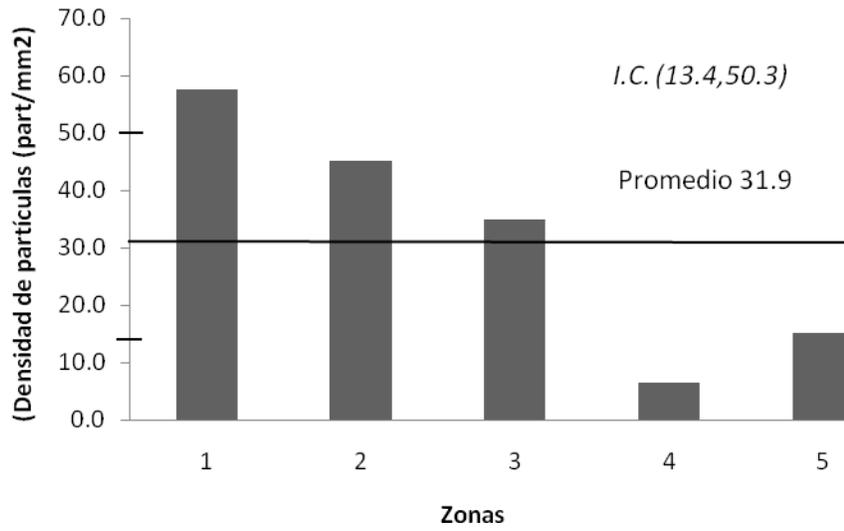


Figura 4.23. Distribución de partículas en el compuesto sin Sr con una deformación del 60% con la representación de las zonas cuantificadas.

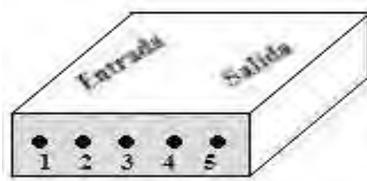
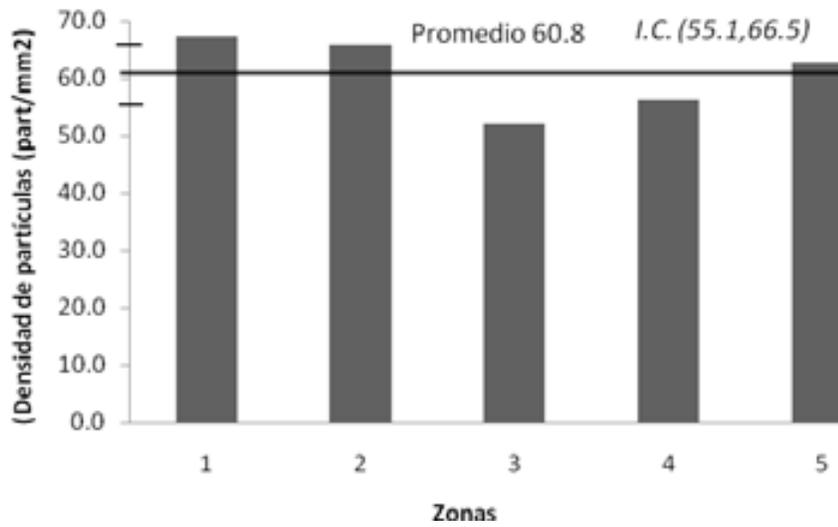


Figura 4.24. Distribución de partículas en el compuesto sin Sr con una deformación del 70% con la representación de las zonas cuantificadas.

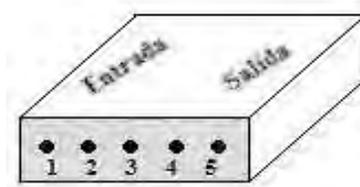
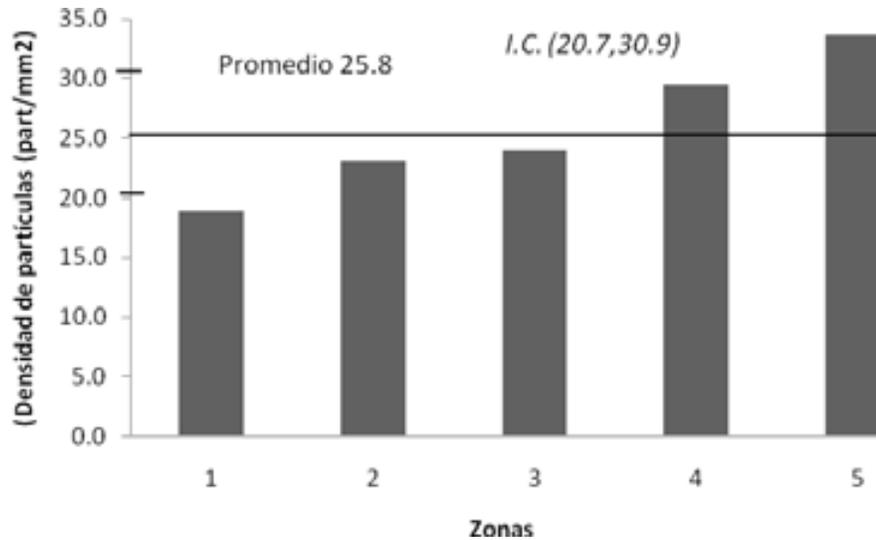


Figura 4.25. Distribución de partículas en el compuesto sin Sr con una deformación del 80% con la representación de las zonas cuantificadas.

### *Muestras con Sr*

En las gráficas siguientes, figuras 4.26, 4.27 y 4.28, se puede recabar información que nos da una perspectiva de que las partículas en la dirección del laminado de los compósitos con Sr tienen un comportamiento similar que en los demás conteos, lo que significa que también presentan un mayor grado de homogeneidad de distribución de partículas en toda la matriz del metal.

#### ***Muestra con 60 % de deformación***

En la figura 4.26 se muestra un comportamiento similar en la mayoría de las zonas, exceptuando la zona 1, donde hay una diferencia considerable, mostrando diferencias numéricas no muy drásticas en las diferentes zonas, con un promedio de 39.5 partículas, lo que demuestra que la distribución de partículas es uniforme en su mayoría. Debido al movimiento de la matriz, que alinea las partículas en hileras, se presentan diferencias en algunas de las zonas cuantificadas, lo que se demuestra en el intervalo de confianza (29.3, 49.8) que es producto del efecto mencionado anteriormente de las reducciones de espesor en la distribución del SiCp. Respecto a la misma deformación, pero en el compuesto sin Sr, el promedio de SiCp es similar, 39.5 y 31.9, pero existe la diferencia de que en el compuesto con Sr la distribución de partículas es más uniforme, debido a la propia adición de Sr.

### ***Muestra con 70 % de deformación***

En lo que respecta a la figura 4.27 se presenta un comportamiento similar al anterior, de igual forma solo una zona presenta la diferencia más grande en cuanto a valores, mientras que en las zonas restantes se presentan valores parecidos, lo que demuestra que la distribución de partículas es uniforme, en esta deformación teniendo un promedio de 19.8 partículas, lo cual es menor respecto a la gráfica 4.26, sin embargo la distribución de SiCp es más homogénea en todas las zonas. El intervalo de confianza en este caso es (15.9, 23.8) se redujo considerablemente, esto es debido a que las reducciones de espesor junta las partículas por lo que el promedio en todas las zonas es similar. En lo concerniente a esta reducción de espesor, pero en el compósito Sin Sr, la densidad de partículas es menor, pero el comportamiento es cercanamente similar, es decir, la distribución a lo largo de las zonas cuantificadas es relativamente uniforme.

### ***Muestra con 80 % de deformación***

En la última figura, 4.28, de nueva cuenta en una zona se presenta la mayor diferencia numérica con respecto a las demás con un promedio de 27.6 partículas, las zonas restantes presentan valores similares por lo que es indicativo de que la distribución fue homogénea. Este gráfica tiene la diferencia con respecto a la anterior, 4.27, de que la densidad de partículas se incremento en esta última deformación, pero mantiene el comportamiento de presentar valores parecidos en la mayoría de las zonas. Con lo que respecta al compósito sin Sr, la densidad es similar, 27.6 y 25.8, sin embargo se presenta la diferencia de que la distribución de partículas en las diferentes zonas es más uniforme en el adicionado con Sr, lo que demuestra que sigue persistiendo el efecto del Sr, que distribuye de mejor forma las partículas de SiC en toda la matriz. A este nivel de reducción de espesor, el movimiento de la matriz desplazaba las partículas, hasta el punto de separar las cadenas, por lo que en algunas zonas se presentaba menor densidad de partículas que en otras, esto explica por que existen valores que no son del todo parecidos, como se presento en cada una de las gráficas, lo que concuerda con el intervalo de confianza (21.9, 33.2) que demuestra que los promedios en la distribución de partículas se volvieron dispares, debido al comportamiento de la matriz explicado anteriormente.

La información más importante que nos proporcionan las gráficas anteriores, radica en que nos dan una evidencia del efecto que tiene el Sr aún después de un proceso de deformación de esta magnitud, la distribución de partículas es más homogénea en toda la muestra, sin embargo se presentaron en algunos casos diferencias numéricas que no ocurrieron en los demás conteos de este tipo de compósito, esto es debido a que la deformación provocada por la laminación juntaba y alineaba las partículas en la dirección del laminado, hasta separar las hileras del SiCp.

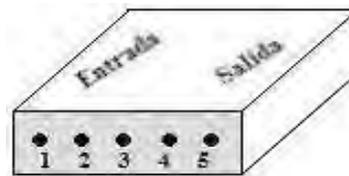
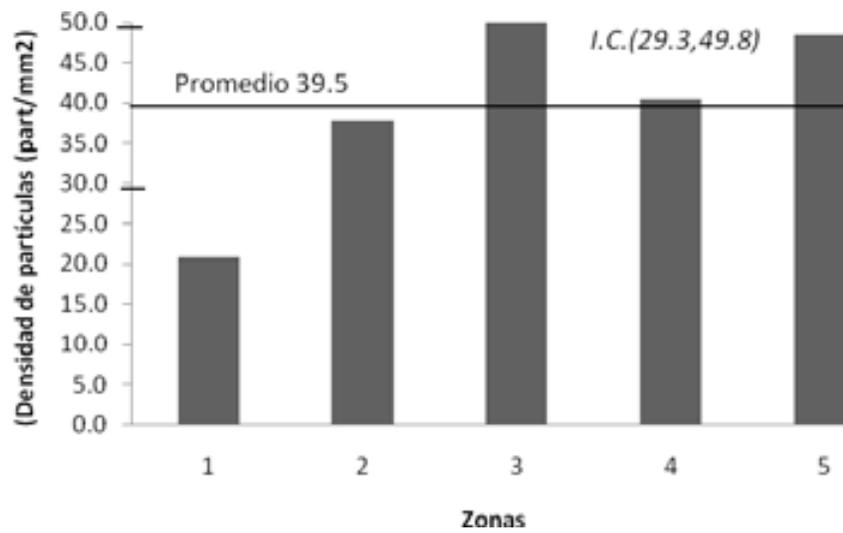


Figura 4.26. Distribución de partículas en el compósito con Sr con una deformación del 60% con la representación de las zonas cuantificadas.

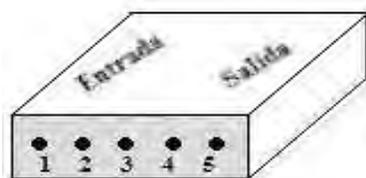
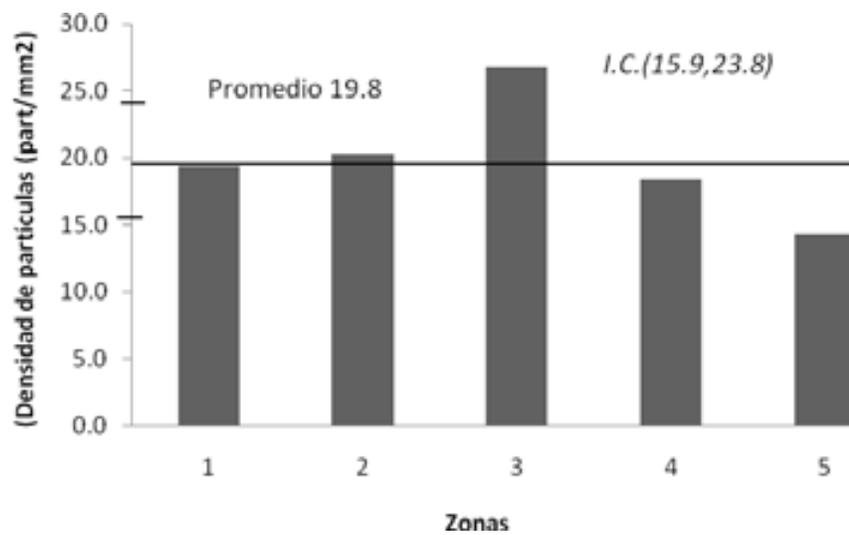


Figura 4.27. Distribución de partículas en el compuesto con Sr con una deformación del 70% con la representación de las zonas cuantificadas.

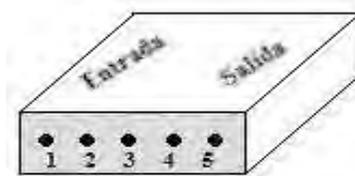
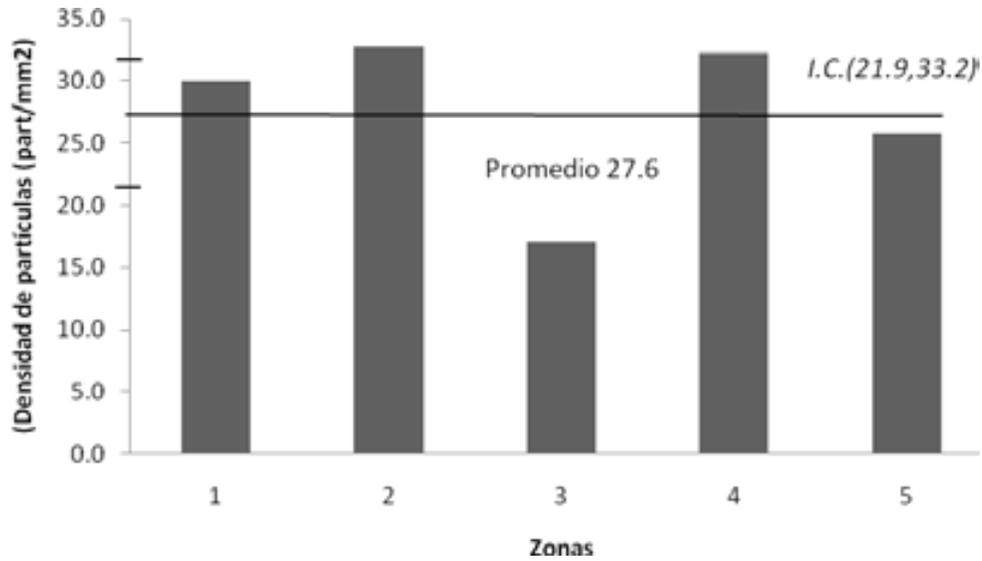


Figura 4.28. Distribución de partículas en el compuesto con Sr con una deformación del 80% con la representación de las zonas cuantificadas.

Es destacable, de igual forma, que en las gráficas se presentó mayor densidad de partículas en la deformación del 60%, esto es lógico ya que en las siguientes deformaciones las partículas se juntaron y alinearon, dispersándose por toda la matriz metálica de acuerdo al movimiento provocado por las diferentes reducciones de espesor.

## 4.10 Dureza Vickers

Los resultados de durezas mostraron que se presentó una ligera diferencia de dureza en los compósitos en condiciones de colada con y sin Sr, como se observa en la figura 4.29, las tablas con todos los valores de dureza se encuentran en la sección de Anexos.

En base a la grafica 4.29, se puede observar que el Sr además de mejorar la incorporación de partículas de SiC en la matriz metálica, como se mostro en los resultados anteriores, provoca una ligera reducción de la dureza de la aleación, de 58.6 a 53.9 HV.

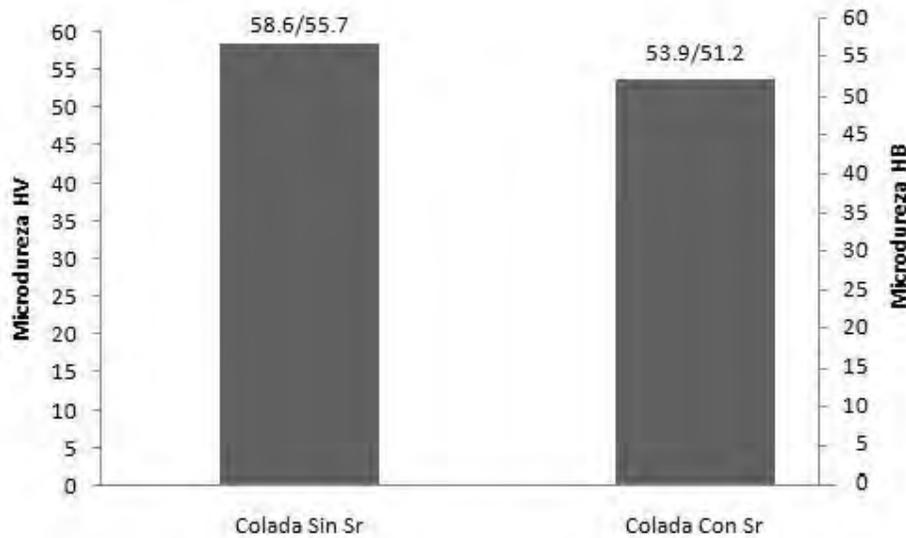


Figura 4.29. Resultados de los ensayos de microdureza compósitos en condición de colada

Este comportamiento se puede asociar al cambio morfológico de la fase  $Al_5FeSi$  acicular a la fase  $Al_8Fe_3Si$  de una forma más fina, ya que la fracción de esta fase es pequeña, el impacto sobre la dureza no es muy significativo. Esto se puede relacionar con las observaciones de algunos autores como Van Wigger (1996) que menciona un incremento en la facilidad para extrusión de aleaciones monolíticas 6061 con adiciones de Sr, por lo que la disminución de la dureza es importante para efectuar dicho proceso.

También se evaluaron las durezas en las muestras con y sin Sr con las diferentes reducciones de espesor, la figura 4.30 muestra el comportamiento que tuvieron los materiales al respecto, las tablas con los resultados completos de dureza se encuentran en la sección de Anexos.

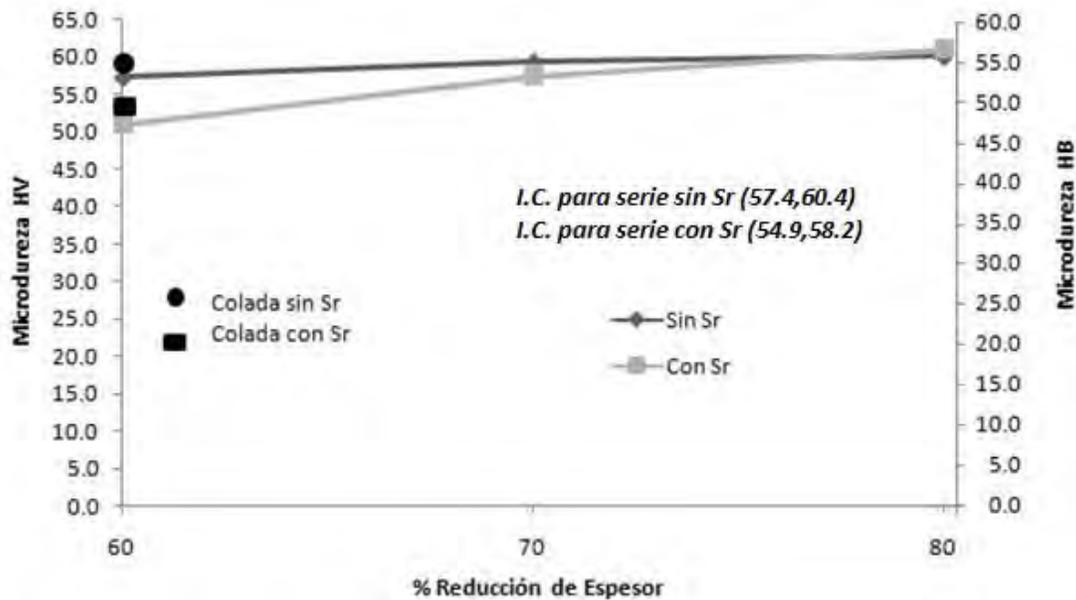


Figura 4.30. Variación de la dureza en las muestras laminadas en todas las condiciones

La figura 4.30 muestra el comportamiento de los compósitos laminados en términos de su dureza, se observa que en ambos casos, con y sin Sr, la microdureza se incrementa ligeramente, este comportamiento está relacionado al efecto que tiene la adición del reforzante, ya que endurece el material, teniéndose un efecto más claro en el compósito adicionado con Sr, debido a que distribuye de una mejor forma las partículas de SiC endureciendo la matriz ligeramente, a la par de las reducciones de espesor, que van alineando y juntando las partículas en la dirección de laminación. Otro aspecto a destacar es que, de igual forma que en condiciones de colada, la microdureza de los compósitos con Sr es menor comparada con el compósito sin adición, lo que demuestra que el Sr tiene la característica de mejorar las propiedades del material para un proceso de conformado, como en este caso la laminación en caliente.

La gráfica también nos demuestra que los valores de microdureza en condiciones de colada y a reducciones de espesor del 60%, para ambas condiciones con y sin Sr, son cercanamente similares, por lo que podemos deducir que las deformaciones en donde aparecen cambios en la dureza, aunque sean ligeros, suceden a partir del 60% de reducción, esta información puede resultar un antecedente para trabajos posteriores.

### Muestras sin Sr

En este compósito se observa un ligero incremento en la dureza de 57 HV para una reducción de espesor de 60 % a una dureza de 60.1 HV para el compósito reducido en un 80 %. En lo que respecta al intervalo de confianza (57.4, 60.4), éste es reducido ya que la variación de la dureza fue pequeña, por lo tanto los promedios de cada deformación fueron cercanos. Esta variación tan pequeña en dureza se asocia a que el proceso de reducción de espesor se realizó en caliente (500 °C), es decir no se acumularon tensiones residuales en el material por deformación de los granos, lo que no originó que el material se endureciera a medida de que las reducciones de espesor

fueran mayores, para hacer más claro este aspecto en la figura 4.31 se muestran las macroestructuras de los compósitos sin Sr, en ellas se aprecia la presencia de granos ligeramente deformados, lo que significa que estos se recrystalizaron durante el proceso de trabajado en caliente del material.

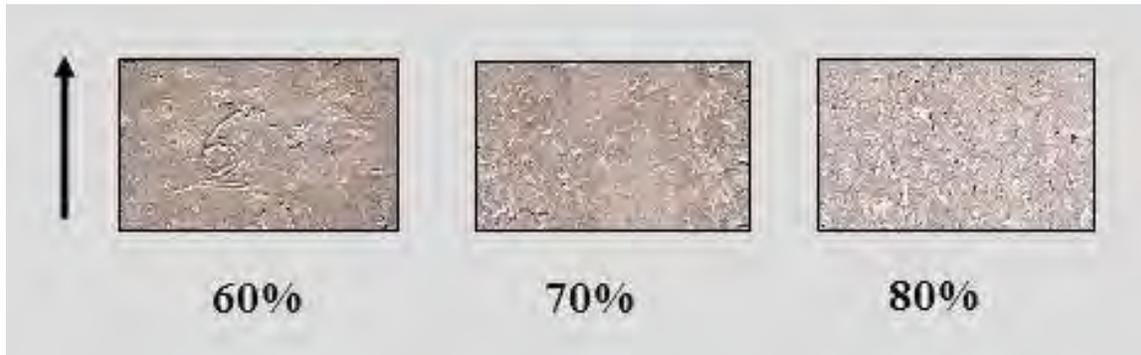


Figura 4.31. Macroestructuras de los compósitos laminados sin Sr con la flecha indicando la dirección del laminado

Desde el punto de vista de distribución de partículas asociado a la reducción de espesor, los resultados presentados indican que se tiene una distribución más heterogénea de la partículas en la matriz para reducciones de 60 % y es menos heterogénea para reducciones del 80 % (Figuras 4.11 y 4.13), por lo que el ligero incremento en la dureza para el compuesto reducido en un 80 %, (de 57.3 HV a 60.1 HV), que es de alrededor del 5%, se puede asociar a esta mejora en la distribución del cerámico reforzante. La comparación de estos resultados, así como el mecanismo que explica la redistribución del SiCp en base a datos de la bibliografía no es posible hacerla, debido a que no existe información que relacione el % de trabajado con la distribución de reforzantes en compósitos con partículas. Estos resultados son parte de la originalidad de este trabajo. Sin embargo, en base a los resultados obtenidos y al comportamiento del material, se puede mencionar que como explicación a este fenómeno, las deformaciones originadas por las reducciones de espesor provocaron que las partículas de SiC se fueran juntando y alineando en dirección de la laminación debido al deslizamiento de la matriz suave, que se desplaza entre las partículas, colocándolas por todo el material, teniendo como consecuencia que se distribuyan de una mejor forma en toda la matriz, lo que endurece ligeramente el compuesto.

Como se mencionó en párrafos anteriores, el mecanismo que explica la mejora en la distribución de partículas para los materiales con mayores deformaciones puede ser el del deslizamiento.

### *Muestras con Sr*

Al igual que en el compuesto sin Sr, este compuesto modificado, presenta una macroestructura representada por granos con una ligera deformación, debido a que fueron recrystalizados durante las reducciones de espesor, debido al trabajado en caliente, de igual forma no se acumularon tensiones residuales en el material por producto de las laminaciones, como se observa en la figura 4.32.

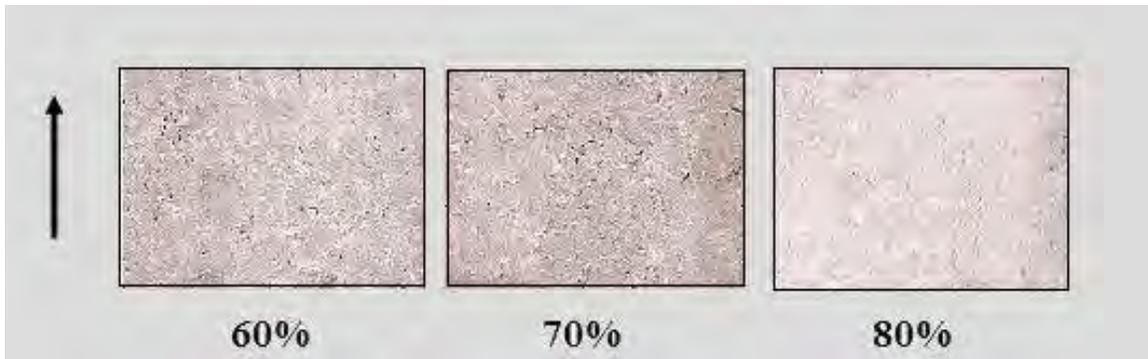


Figura 4.32. Macroestructuras de los compósitos laminados con Sr con la flecha indicando la dirección del laminado

De acuerdo a la figura 4.30 la dureza se incrementa con la reducción del espesor, para el compósito con Sr desde 51 hasta 61 HV, es equivale casi a un 20 % de incremento en la dureza, en lo concerniente al intervalo de confianza (54.9, 58.2), se observa que es un poco mayor, esto es debido a que este compósito presentó una microdureza menor, comparada al compósito sin Sr, la cual se incremento por el efecto de las laminaciones, que distribuyeron las partículas por toda la matriz, lo que significa que la mejora en la distribución de partículas de SiC provocada por ambas variables, (la presencia de estroncio y la reducción de espesor), tiene un efecto significativo sobre esta propiedad mecánica, lo que nos confirma que la adición de Sr es sumamente benéfica para mejorar las propiedades de los compósitos además de que su efecto sigue presentándose después de someter el material a deformaciones severas, como lo fue en este caso la laminación, por lo que también se puede mencionar que la combinación de condiciones, como lo son la adición de Sr y una reducción de espesor del 80%, son parámetros satisfactorios que se pueden tomar como referencia para estudios posteriores.

## 5. CONCLUSIONES

Después de analizar y discutir los resultados experimentales de este trabajo, las conclusiones más importantes son:

- ❖ En la aleación sin Sr se observa la presencia de tres fases las cuales son la fase primaria  $\alpha(\text{Al})$ , la fase interdendrítica de  $\text{Mg}_2\text{Si}$  y la fase  $\text{Al}_5\text{FeSi}$  de morfología acicular.
- ❖ La adición de Sr fragmenta la forma acicular de la fase rica en Fe ( $\text{Al}_5\text{FeSi}$ ), además modifica su estequiometría a  $\text{Al}_8\text{Fe}_3\text{Si}$ , que se encuentra en forma de agujas, a una forma más fina y más corta.
- ❖ Los conteos de partículas de SiC en los compósitos sin Sr mostraron una distribución heterogénea en la matriz de aluminio 6061, en condiciones de colada.
- ❖ La adición de Sr en los compósitos de colada promueve una distribución más homogénea de partículas en la matriz metálica y una reducción de la cantidad de conglomerados, lo que coincide con la hipótesis planteada al principio de este trabajo.
- ❖ El tratamiento térmico de homogeneización aplicado fue eficiente ya que se eliminó el patrón dendrítico para lograr mejores resultados en la laminación, obteniéndose una estructura más uniforme.
- ❖ El laminado en caliente a  $500^\circ\text{C}$  con tiempos de permanencia de 15 minutos, no presentó problemas de agrietamiento del compósito ni adhesión a los rodillos, la velocidad de 5 m/min también fue eficiente, sin embargo las reducciones por paso deben ser pequeñas para evitar sobrecargas en la máquina y el metal. Estos parámetros son adecuados para futuros experimentos en los cuales se lamine compósitos del sistema 6061/SiCp.
- ❖ Las condiciones del proceso de laminación aplicado promovió la recristalización de los granos, esto lo demuestran los granos muy ligeramente deformados y las variaciones poco significativas de dureza.
- ❖ La distribución de partículas de SiC se hace más homogénea conforme la reducción de espesor o trabajado es mayor.

- ❖ La distribución de partículas de SiC en los compósitos adicionados con Sr laminados fue más homogénea en comparación con los que no contienen Sr, esta mejora resulta coherente con la hipótesis formulada en este trabajo.
- ❖ El efecto que tiene la laminación sobre este compósito fue que distribuye las partículas por toda la matriz, alienando y juntando el reforzante en la dirección de laminación, como se observa en las imágenes correspondientes.
- ❖ Los resultados de los ensayos de dureza Vickers muestran que los compósitos de colada adicionados con Sr presentan una disminución de microdureza en comparación con el correspondiente sin Sr, este comportamiento es posible asociarlo al cambio morfológico de la fase rica en hierro, lo que consiste en una mejora en esta propiedad para que el material pueda ser sometido a un conformado mecánico.
- ❖ En lo que respecta a los compósitos laminados sin Sr, se presentó un ligero incremento en la dureza de las muestras con 60% de trabajado a las muestras con 80% de trabajado, la cual fue del orden de 5%
- ❖ Los compósitos laminados con Sr presentaron valores inferiores de dureza con respecto al compósito sin Sr para 60 y 70 % de reducción de espesor, sin embargo para reducciones del 80 % la dureza prácticamente se igual, lo que significa que cantidades de trabajado elevadas distribuyen más homogéneamente las partículas para ambas condiciones del compósito, sin y con Sr.
- ❖ El método utilizado de cuadrantes para el conteo de partículas fue efectivo y de fácil utilización, ya que los resultado obtenidos por este método generan información confiable de la distribución de las partículas en la matriz del compósito.
- ❖ Como se mencionó no existe en la literatura alguna información que relacione la distribución de partículas con el % de trabajado, por lo que los resultados mostrados en este trabajo se pueden considerar originales y sirven como base para estudios posteriores.

## ANEXOS

Tabla 4.1. Resultados del conteo de partículas en condiciones de colada para el compuesto Al 6061/SiCp

Cuadrante	Numero de Fotografía									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	21	2	11	28	14	7	15	7	23	24
2	13	12	16	17	21	30	8	0	8	15
3	19	2	14	25	5	24	4	0	3	8
4	20	8	26	28	19	28	8	5	15	6
<b>Total</b>	73	24	67	98	59	89	35	12	49	53
<b>Conglomerados</b>	4	3	4	3	2	5	2	1	4	3

Tabla 4.1 Continuación

<b>Total de partículas</b>	<b>559</b>	<b>Promedio por cuadrante</b>	
<b>Total de conglomerados</b>	31	<b>1</b>	15.2
<b>Partículas por conglomerado (promedio)</b>	7	<b>2</b>	14
<b>Promedio por Foto</b>	55.9	<b>3</b>	10.4
		<b>4</b>	16.3

Tabla 4.2. Resultados del conteo de partículas en condiciones de colada para el compuesto Al 6061/SiCp-Sr

Cuadrante	Numero de Fotografía									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	16	18	13	11	19	11	12	8	9	13
2	9	11	7	14	10	11	6	14	9	4
3	19	18	6	6	19	14	5	7	6	9
4	11	13	16	10	13	13	11	18	2	8
<b>Total</b>	55	60	42	41	61	49	34	47	26	34
<b>Conglomerados</b>	3	1	1	1	2	1	3	1	1	2

Tabla 4.2. Continuación

<b>Total de partículas</b>	<b>449</b>	<b>Promedio por cuadrante</b>	
<b>Total de conglomerados</b>	16	<b>1</b>	13
<b>Partículas por conglomerado (promedio)</b>	5.4	<b>2</b>	9.5
<b>Promedio por Foto</b>	44.9	<b>3</b>	10.9
		<b>4</b>	11.5

Tabla 4.3. Conteo de partículas en condiciones de colada para el Al 6061/SiCp

<b>Total partículas zona izquierda</b>	211	<b>Promedio</b>	42.2
<b>Total partículas zona derecha</b>	348	<b>Promedio</b>	69.6

Tabla 4.4. Conteo de partículas en condiciones de colada para el Al 6061/SiCp- Sr

<b>Total partículas zona izquierda</b>	238	<b>Promedio</b>	47.6
<b>Total partículas zona derecha</b>	211	<b>Promedio</b>	42.2

Tabla 4.6. Conteo de partículas para el compuesto Al 6061/SiCp con 60% de reducción de espesor, en dirección transversal, secciones de entrada y salida.

<b>Entrada</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	25	22	21	29	97	44.7
<b>2</b>	22	17	26	23	88	40.6
<b>3</b>	39	8	16	21	84	38.7
<b>4</b>	20	29	16	20	85	39.2
<b>5</b>	26	28	26	22	102	47.0
<b>6</b>	28	28	14	25	95	43.8
<b>7</b>	24	20	24	26	93	42.6
<b>8</b>	31	13	21	22	86	39.6
<b>9</b>	30	19	16	21	85	39.2

<b>Salida</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	23	28	25	29	105	48.4
<b>2</b>	20	26	19	20	85	39.2
<b>3</b>	15	29	18	19	81	37.3
<b>4</b>	28	26	18	24	96	44.2
<b>5</b>	25	30	22	29	106	48.8
<b>6</b>	22	29	16	30	97	44.7
<b>7</b>	22	27	22	25	95	43.8

<b>8</b>	18	28	19	20	84	38.5
<b>9</b>	22	28	18	22	89	40.8

Tabla 4.7. Conteo de partículas para el compuesto Al 6061/SiCp con 70% de reducción de espesor, en dirección transversal, secciones de entrada y salida.

<b>Entrada</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	16	14	30	18	78	35.9
<b>2</b>	19	25	17	18	79	36.4
<b>3</b>	23	29	18	22	92	42.4
<b>4</b>	20	18	27	25	90	41.5
<b>5</b>	16	23	26	13	78	35.9
<b>6</b>	10	18	14	21	63	29.0
<b>7</b>	18	20	24	18	79	36.2
<b>8</b>	21	27	18	20	86	39.4
<b>9</b>	22	24	23	24	92	42.2

<b>Salida</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	19	13	20	24	76	35.0
<b>2</b>	26	25	13	23	87	40.1
<b>3</b>	23	25	21	26	95	43.8
<b>4</b>	28	27	27	15	97	44.7
<b>5</b>	15	23	18	19	75	34.6
<b>6</b>	19	22	13	17	71	32.7
<b>7</b>	23	19	17	24	82	37.6
<b>8</b>	25	25	17	25	91	41.9
<b>9</b>	26	26	24	21	96	44.2

Tabla 4.8. Conteo de partículas para el compuesto Al 6061/SiCp con 80% de reducción de espesor, en dirección transversal, secciones de entrada y salida.

<b>Entrada</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	22	25	19	20	86	39.6
<b>2</b>	20	17	25	20	82	37.8
<b>3</b>	19	23	21	24	87	40.1
<b>4</b>	18	24	21	20	83	38.2

5	20	25	14	18	77	35.5
6	21	14	20	16	71	32.7
7	21	21	22	20	84	38.7
8	20	20	23	22	85	39.2
9	19	24	21	22	86	39.6

Salida						
Cuadrante						
Fotografía	1	2	3	4	Total	Densidad
1	22	24	25	21	92	42.4
2	16	20	26	26	88	40.6
3	23	25	23	21	92	42.4
4	22	23	26	18	89	41.0
5	25	20	28	19	92	42.4
6	17	15	14	20	66	30.4
7	19	22	26	24	91	41.9
8	20	23	25	24	92	42.4
9	23	24	25	20	92	42.4

Tabla 4.9. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp-Sr con 60% de reducción de espesor, en dirección transversal, secciones de entrada y salida.

Entrada						
Cuadrante						
Fotografía	1	2	3	4	Total	Densidad
1	18	17	15	16	66	30.4
2	18	13	15	14	60	27.6
3	20	28	21	20	89	41.0
4	25	20	21	19	85	39.2
5	20	22	19	17	78	35.9
6	21	21	19	23	84	38.7
7	18	15	15	15	63	29.0
8	19	21	18	17	75	34.6
9	23	24	21	20	88	40.6

Salida						
Cuadrante						
Fotografía	1	2	3	4	Total	Densidad
1	15	16	14	15	60	27.6
2	20	19	16	21	76	35.0
3	26	24	20	19	89	41.0

<b>4</b>	26	28	19	20	93	42.9
<b>5</b>	22	23	21	19	85	39.2
<b>6</b>	20	22	22	26	90	41.5
<b>7</b>	18	18	15	18	69	31.8
<b>8</b>	23	22	18	20	83	38.2
<b>9</b>	26	26	20	20	92	42.4

Tabla 4.10. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp-Sr con 70% de reducción de espesor, en dirección transversal, secciones de entrada y salida.

<b>Entrada</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	14	10	13	15	52	24.0
<b>2</b>	16	18	18	22	74	34.1
<b>3</b>	19	23	20	18	80	36.9
<b>4</b>	19	22	21	25	87	40.1
<b>5</b>	11	13	16	18	58	26.7
<b>6</b>	8	11	13	10	42	19.4
<b>7</b>	15	14	16	37	82	37.8
<b>8</b>	18	21	19	40	98	45.2
<b>9</b>	19	23	21	43	106	48.8

<b>Salida</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	16	14	12	13	55	25.3
<b>2</b>	23	22	21	16	82	37.8
<b>3</b>	19	18	19	22	78	35.9
<b>4</b>	20	18	17	24	79	36.4
<b>5</b>	17	21	18	10	66	30.4
<b>6</b>	8	9	10	9	36	16.6
<b>7</b>	20	18	17	15	70	32.3
<b>8</b>	21	20	20	19	80	36.9
<b>9</b>	20	18	18	23	79	36.4

Tabla 4.11. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp-Sr con 80% de reducción de espesor, en dirección transversal, secciones de entrada y salida.

<b>Entrada</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	16	15	12	18	61	28.1
<b>2</b>	18	17	17	15	67	30.9
<b>3</b>	21	22	24	21	88	40.6
<b>4</b>	19	23	20	23	85	39.2
<b>5</b>	18	19	17	15	69	31.8
<b>6</b>	21	23	22	18	84	38.7
<b>7</b>	17	16	15	17	65	30.0
<b>8</b>	20	20	21	18	79	36.4
<b>9</b>	20	23	22	22	87	40.1

<b>Salida</b>						
<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Total</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	16	13	14	14	57	26.3
<b>2</b>	15	17	15	17	64	29.5
<b>3</b>	20	23	20	19	82	37.8
<b>4</b>	21	18	19	21	79	36.4
<b>5</b>	18	11	19	21	69	31.8
<b>6</b>	18	21	18	19	76	35.0
<b>7</b>	16	15	15	16	62	28.6
<b>8</b>	18	20	18	18	74	34.1
<b>9</b>	21	21	20	20	82	37.8

Tabla 4.12. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp con 60% de reducción de espesor, en dirección de laminado

<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Totales</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	48	18	17	42	125	57.6
<b>2</b>	21	20	28	29	98	45.2
<b>3</b>	14	12	18	32	76	35.0
<b>4</b>	2	4	4	4	14	6.5
<b>5</b>	6	8	9	10	33	15.2

Tabla 4.13. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp con 70% de reducción de espesor, en dirección de laminado

<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Totales</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	41	46	38	21	146	67.3
<b>2</b>	30	46	29	38	143	65.9
<b>3</b>	15	34	35	29	113	52.1
<b>4</b>	27	26	33	36	122	56.2
<b>5</b>	28	40	30	38	136	62.7

Tabla 4.14. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp con 80% de reducción de espesor, en dirección de laminado

<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Totales</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	6	15	12	8	41	18.9
<b>2</b>	4	11	13	22	50	23.0
<b>3</b>	12	18	9	13	52	24.0
<b>4</b>	11	23	20	10	64	29.5
<b>5</b>	18	22	18	15	73	33.6

Tabla 4.15. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp-Sr con 60% de reducción de espesor, en dirección de laminado

<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Totales</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	10	13	10	12	45	20.7
<b>2</b>	15	18	24	25	82	37.8
<b>3</b>	10	32	39	28	109	50.2
<b>4</b>	22	19	23	24	88	40.6
<b>5</b>	20	27	28	30	105	48.4

Tabla 4.16. Conteo de partículas para el compósito Al 6061/SiCp-Sr con 70% de reducción de espesor, en dirección de laminado

<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Totales</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	13	8	8	13	42	19.4
<b>2</b>	12	13	9	10	44	20.3
<b>3</b>	19	9	10	20	58	26.7

<b>4</b>	6	14	15	5	40	18.4
<b>5</b>	2	9	12	8	31	14.3

Tabla 4.17. Conteo de partículas para el compuesto Al 6061/SiCp-Sr con 80% de reducción de espesor, en dirección de laminado

<b>Cuadrante</b>						
<b>Fotografía</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>Totales</b>	<b>Densidad</b>
<b>1</b>	15	16	16	18	65	30.0
<b>2</b>	11	25	16	19	71	32.7
<b>3</b>	4	16	9	8	37	17.1
<b>4</b>	17	20	15	18	70	32.3
<b>5</b>	11	17	16	12	56	25.8

Tabla 4.18. Resultados de los ensayos de dureza

<b>Microdureza HV</b>								
<b>Ensayo</b>	<b>Colada Sin Sr</b>	<b>Colada Con Sr</b>	<b>60% Sin Sr</b>	<b>70% Sin Sr</b>	<b>80% Sin Sr</b>	<b>60% Con Sr</b>	<b>70% Con Sr</b>	<b>80% Con Sr</b>
<b>1</b>	60.6	47	54.7	59.1	57.9	54	58.2	57.9
<b>2</b>	58.7	55.8	55.6	60.6	58.7	51.4	59.1	60
<b>3</b>	57.3	55.1	57.6	59.7	61	51.4	56.2	62.3
<b>4</b>	60	55.8	60	57.3	61.9	48.3	56.2	61.9
<b>5</b>	56.4	55.6	58.5	60	61	50	58.2	63.2
<b>Promedios</b>	58.6	53.9	57.3	59.3	60.1	51	57.6	61

Tabla 4.19 Equivalencias de dureza Vickers y Brinell

	<b>HV</b>	<b>HB</b>
<b>Colada Sin Sr</b>	58.6	55.7
<b>Colada Con Sr</b>	53.9	51.2
<b>60% sin Sr</b>	57.3	54.4
<b>70% sin Sr</b>	59.3	56.3
<b>80% sin Sr</b>	60.1	57
<b>60% con Sr</b>	51	48.4
<b>70% con Sr</b>	57.6	54.7
<b>80% con Sr</b>	61	58

## REFERENCIAS

Aluminum Handbook vol 2 1991 Forming and Casting.

Askeland Donald 2001 Ciencia e ingeniería de materiales.

Bernard Pierre, Gadeau Robert Enciclopedia del Aluminio Vol. 3, Ediciones URMO 1968

Biner S. B. 2002 Creep deformation and rupture behavior of a laminated metal matrix composite.

Ching-Yi Yang , Sheng-Long Lee , Cheng-Kuo Lee c, Jing-Chie Lin 2006 Effects of Sr and Sb modifiers on the sliding wear behavior of A357 alloy under varying pressure and speed conditions .

D.B. Miracle 2005 Metal matrix composites-From science to technological significance,

Davis J.R. 1993 ASM Aluminum and aluminum alloys Edited by

Dieter George E. 2003 Mechanical Metallurgy, Mc Graw Hill, 3 edición

Escalona Eduardo Trejo 2001 Tesis: Estudio de los parámetros de solidificación eutéctica en Compósitos colados Al-7Si-SiCp modificados con Sr.

Escobar Mejía Luis Darío 2002 Tesis: Efecto de la temperatura de colada, fracción de SiCp y Sr sobre las fluidez de un compuesto A356/SiCp.

Fabricantes nacionales de Aluminio Manual del Aluminio, 1983

Fraudita F., Gómez J. y Puchi E. 2007, Evolución microestructural durante el tratamiento térmico de homogenización de la aleación de aluminio 5052.

G. Ganesan a, K. Raghukandan a, R. Karthikeyan a, B.C. Pai b 2003 Development of processing map for 6061 Al/15% SiCp through neural networks

García Hinojosa J.A. 2005 Tesis Doctoral: Efecto del Sr, Mg, Na y Ti sobre la matriz, incorporación y distribución de SiC en compósitos de matriz metálica Al-Si/SiCp.

García Hinojosa J. A. 2007 Apuntes clase MMC's

García-Hinojosa J.A., González C.R., G.M. González, Y. Houbaert 2003 Structure and properties of Al-7Si-Ni and Al-7Si-Cu cast alloys nonmodified and modified with Sr.

García-Hinojosa J.A., González C.R a, J.I. Juárez b, M.K. Surappa 2004 Effect of Sr addition on an Al-7Si-10 vol.% SiCp cast composites.

Ge x, schmauder s 1995. Micromechanism of fracture in Al/SiC composites

Gholamali Farhadi Cheshmeh Morvari, 1999 Les Effets Des Elements De Trace Sur Les Caracteristiques Des Alliages De Type 6xxx Pour Les Applications Automobiles

González-Rivera C., J. Baez, R. Chevez 2003 Effect of SiCp content on cooling curve characteristics and solidification kinetics of Al-Si/SiCp cast composites

Hashim J., Looney L., M.S.J. Hashmi 1999 Metal matrix composites: production by the stir casting method.

Hatch John E. Aluminum Properties and physical metallurgy, Edited by ASM 1984

Hidalgo-Prada B. 2007 Microscopía de transformaciones de fases en aleaciones comerciales de aluminio

Higgins Raymond A. Ingeniería Metalúrgica, Tomo 2, 8° impresión 1984 C.E.C.S.A.

<http://www.cnea.gov.ar/cgi2/wwwi32.exe/%5Bin=cgi2/tesis/tesis-b.in%5D?1=tesis&2=000008>

[http://www.desiertoslejanos.com/blog/?page\\_id=210](http://www.desiertoslejanos.com/blog/?page_id=210)

Kim Y.H., S. Lee, N.J. Kim, K.M. Cho, 1991, Effect of the eutectic silicon particles on mechanical properties and fracture process of cast A356 Al-SiCp

King Frank El aluminio y sus aleaciones,, Edit. Limusa 1992

Kulunk B. and D J. Zuliarni, 1996 Applications for the strontium treatment of wrought and Die-Cast Al, JOM.

Kyung-Tae Park Hyuk-Joo Kwon a, Woo-Jin Kim b, Yong-Suk Kim 2001, Microstructural characteristics and thermal stability of ultrafine grained 6061 Al alloy fabricated by accumulative roll bonding process.

Lancke. Marc Van Metallurgy of aluminum alloys, John Wiley and sons Inc. 1967

Lenard John G. 2004, The effect of roll roughness on the rolling parameters during cold rolling of an aluminum alloy

Li X., M.E. Kassner, and S.C. Bergsma 2000 Recrystallization Behavior of rolled Ingots of 6061 and 6069 Aluminum Alloys.

Mahagundappa M. Benal a, H.K. Shivanand b 2006 Effects of reinforcements content and ageing durations on wear characteristics of Al (6061) based hybrid composites

Manoharan M. 1996 Effect of heat treatment and interfacial characteristics on the work hardening behaviour of a SiC reinforced aluminum metal matrix composite.

Metals Handbook Vol 4 1991 Forming.

Metals Handbook Vol 8 1991 Mechanical Testing.

Mulazmoglu M.h, Zaluska A,J.E. Gruzleski and F. Paray, 1996 Electron Microscope Study of Al-Fe-Si Intermetallics in 6201 Aluminum Alloy, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 27 A

Naher S., Brabazon D., Looney L. 2003 Simulation of the stir casting process

Osman Tood M., Lewandowski John J. 2002 Microstructure property relationship for an Al/SiCp composite with different deformation histories.

Otmar Kolednik , Klaus Unterweger 2007 The ductility of metal matrix composites Relation to local deformation behavior and damage evolution.

P.C. Van Wiggeren 1996 The flexible AlSr Rod.

Paray F., J.E. Gruzleski, b. Kulunk, m.h. Mulazmoglu, a. Zaluska and D.J. Zuliani, Metallurgical Effects of Strontium on Wrought 6061 Alloys, Light Metals 1996,

R. Asthana 1998 Processing Effects on the Engineering Properties of Cast Metal-Matrix Composites

Samuel F. H. and. Samuel A. M 1994 Heat-treatment parameters for a 359/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/10p composite modified with 0.07 wt% strontium

Schey John A. Procesos de manufactura, Mc Graw Hill, 3<sup>a</sup> edición 2002

Shusen Wu, Ya You, Ping 2002 An Effect of modification and ceramic particles on solidification behavior of aluminum-matrix composites.

Singh R.V. Aluminum Rolling (Processes, principles and applications) TMS 2000

Smith William F. 2006, Mc Graw Hill Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, 4 edición

Srivatsan t. S., meslet al-hajri, B. Hotton and P. C. Lam 2001 Effect of Particulate Silicon Carbide on Cyclic Plastic Strain Response and Fracture Behavior of 6061 Aluminum Alloy Metal Matrix Composites

Takeo Hikosaka and Tsunemichi Imai 1996 Effect of hot rolling on superplasticity of a sic/6061 aluminum alloy composite made by a vortice method.

Tongxiang Fan, Zhongliang Shi, Di Zhang, Renjie Wu 1999 The melt structures above the liquidus in SiCp/Al composite.

Totten George E. y Mackenzie D. Scott, Dekker Marcel 2003 Handbook of aluminum Volume 1 Physical metallurgy and processes edited by inc.

Umit Coen, Kazim Onel 2002 Ductility and strength of extruded SiCp/aluminium-alloy composites

W. Zhou, Z. M. Xu 2000 Casting of SiC Reinforced Metal Matrix Composites

Wu S., Huang N., An P., 1999, Interaction of particles with solidification front in Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al-Si composites

[www.alumac.com.mx/prod/aluminio.html](http://www.alumac.com.mx/prod/aluminio.html)

[www.en.wikipedia.org/wiki/6061\\_aluminum](http://www.en.wikipedia.org/wiki/6061_aluminum)

[www.sepi.upiicsa.ipn.mx/sab/ProcManuf/Otro/Documentos/Unidad3/3.1.doc](http://www.sepi.upiicsa.ipn.mx/sab/ProcManuf/Otro/Documentos/Unidad3/3.1.doc)

Zaki Ahmad 2001 Mechanical Behavior and Fabrication Characteristics of Aluminum Metal Matrix Composite Alloys

Zhao Min, Wu Gaohui, Jiang Longtao 2004 Aging behavior and precipitation kinetics of SiCp/6061Al Composites