



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



Estudio del microagrietamiento en IN718 procesado por Fusión Selectiva Láser

Por
Viridiana Lince Quintanilla

EN OPCIÓN AL GRADO DE
Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidades en Materiales

Junio de 2021



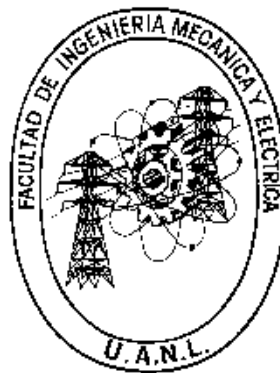
UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



Estudio del microagrietamiento en IN718 procesado por Fusión Selectiva Láser

Por:

Viridiana Lince Qunitanilla

EN OPCIÓN AL GRADO DE:

Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidades en Materiales

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, MÉXICO Junio de 2021



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Subdirección de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis "**Estudio del microagrietamiento en IN718 procesado por fusión selectiva láser**", realizada por la alumna Viridiana Lince Quintanilla, con número de matrícula 1486088, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

El Comité de Tesis

Dra. Patricia del Carmen Zambrano Robledo
Director

Dr. Omar Eduardo López Botello
Revisor

Dra. Guadalupe Maribel Hernández Muñoz
Revisor

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

135

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, junio de 2021



Agradecimientos

A Dios por permitirme llegar hasta aquí.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y al Posgrado en Ingeniería de Materiales por la oportunidad brindada y por la formación académica ofrecida.

A los doctores Patricia del C. Zambrano Robledo, Omar López Botello y Guadalupe Maribel Hernández Muñoz por brindarme su tiempo, apoyo y asesoría en cada momento. Mil gracias por estar para mí, por siempre les estaré agradecida.

Al doctor Kamran Mumtaz y la Universidad de Sheffield por su apoyo y guía durante mi estancia.

A mis papás por su infinito amor, paciencia y comprensión. Y a mi esposo por animarme a seguir, porque rendirse no es opción.

ÍNDICE

INTRODUCCIÓN	4
1.1 Planteamiento del problema.	4
1.2 Antecedentes.	5
1.3 Objetivos.	7
1.3.1 Objetivo General.	7
1.3.2 Objetivos Específicos.	7
1.4 Hipótesis.	7
1.5 Estructura de la Tesis.	7
REVISIÓN DE LITERATURA.	9
2.1 Superalcaciones- historia, metalurgia y aplicaciones.	9
2.1.1 Superalcaciones: la historia de su nacimiento.	9
2.1.2 Superalcaciones: Metalurgia.	10
2.1.3 Superalcaciones: Aplicaciones.	21
2.2 Agrietamiento de aleaciones níquel procesadas por tecnología tradicional.	23
2.2.1 Agrietamiento por solidificación.	24
2.2.2 Zona afectada por el calor (HAZ por sus siglas en inglés) agrietamiento por licuación. 25	
2.2.3 Agrietamiento por inmersión de ductilidad y ductilidad mínima.	26
2.2.4 Agrietamiento por temperatura elevada en estado sólido.	29
2.2.5 Elementos asociados con los mecanismos de agrietamientos.	29
2.3 Teoría fundamental de la solidificación y microestructura.	34
2.3.1 Fundamentos de solidificación.	35
2.3.2 Solidificación rápida.	41
2.3.3 En slm.	50
2.4 Fusión selectiva Laser: una tecnica de manufactura aditiva.	53
2.4.1 El proceso.	53
2.4.2 Aplicaciones.	54
2.4.3 Problemas característicos en slm.	56
2.5 Superalcaciones níquel procesadas por slm.	69
2.5.1 Superalcaciones níquel: microestructura, propiedades mecánicas y defectos.	69

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	84
3.1 Material	84
3.1.1 Realizer SLM100.	85
3.1.2 Parámetros de fabricación.	89
3.1.3 Técnicas de análisis.	90
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	101
4.1 Análisis Microestructural.	101
4.1.1 Microscopía Óptica.....	101
4.2.1 SEM.....	109
CONCLUSIONES Y TRABAJO A FUTURO	135
5.1 Conclusiones.....	135
5.2 Trabajo a Futuro.....	138
BIBLIOGRAFÍA	139

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

1.1 PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA.

La manufactura aditiva (AM por sus siglas en inglés) es un método de manufactura en el que por medio de capas sucesivas de material procesado se crea un objeto tridimensional (ISO-ISO, ASTM, 2015). La libertad geométrica y el reducido desperdicio de material permiten que esta técnica resulte en una de las más veloces industrias en crecimiento a nivel mundial.

A pesar de que los sistemas basados en polímeros son los líderes en el mercado global, las tecnologías base metal son el centro de atención de la ingeniería e industrias como la aeroespacial, automotriz, generación de energía y médica.

Las superaleaciones base níquel son de gran interés para la industria aeroespacial, debido a su extraordinario desempeño a altas temperaturas. Estas aleaciones usualmente son utilizadas en componentes de alto desempeño en turbinas de última generación (Weber & Banerjee, 2016). Usualmente las superaleaciones son difíciles de procesar mediante técnicas de manufactura convencional debido al alto costo de procesamiento y la limitada libertad geométrica (Shapiro et al., 2016).

La Manufactura Aditiva (AM), específicamente las técnicas de fusión de cama de polvos como lo es la Fusión Selectiva Laser (SLM, por sus siglas en inglés), ofrece una nueva vía de desarrollo para innovación tecnológica en el sector aeroespacial.

La presente investigación centra sus objetivos en la superaleación Inconel 718. Este material de estudio es de gran uso en el sector aeronáutico y aeroespacial debido a su buen desempeño de operación en partes críticas de las turbinas y a su extensa vida útil bajo condiciones extremas sin falla.

A pesar de sus buenas características y desempeño, recientes investigaciones han revelado que esta super aleación presenta una alta susceptibilidad al micro agrietamiento durante su procesamiento por métodos de AM.

1.2 ANTECEDENTES.

La investigación de Zhao et al. (2008) se centra en la microestructura y propiedades mecánicas del IN718 depositado mediante la técnica de formación rápida láser (otra técnica de AM) pero en este caso utilizan polvo fabricado a partir de dos técnicas distintas (atomizado por gas y por rotación de electrodo de plasma), se analizaron los factores que influyen en la mejora de las propiedades mecánicas. En dicha investigación se muestra que en las piezas fabricadas con el polvo atomizado por gas presentan menores propiedades mecánicas lo cual se atribuye a microporosidades y fisuras. Por lo que se recomienda la utilización de polvos fabricados mediante el proceso de electrodo de rotación de plasma. Aunque en el estudio de Zhao et al. (2008) se señala que la resistencia a la tensión del IN718 fabricado por Atomización de gas después de ser tratado térmicamente es comparable al del IN718 forjado, la resistencia a la tensión del IN718 forjado sigue siendo mayor (Zhao, Chen, Lin, & Huang, 2008).

Por otro lado Wang et al. (2012) estudiaron las propiedades mecánicas en muestras seccionadas paralelas a la dirección de construcción del IN718 procesado por SLM pero tratadas térmicamente; en este caso hacen mención a la presencia de micro porosidades que aparentan afectar las propiedades mecánicas, sin embargo no hacen mención a las grietas evidentes que se observan en sus micrografías, como se puede observar en la Figura 1.1 Microfotografía SEM (Wang et al., 2012). Con esto se comprueba la existencia de micro agrietamientos en el IN718 cuando es procesado por SLM.

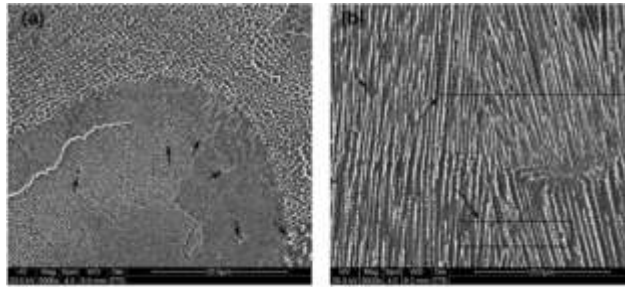


Figura 1.1 Microfotografías SEM de IN718 SLMed sección transversal (a) y sección vertical (b) (Wang et al., 2012).

En un tercer caso una investigación realizada en la Universidad De Aeronáutica y Astronáutica de Nankín, China presenta un estudio del comportamiento de densificación de piezas Inconel 718 fabricadas por la técnica de Fusión Selectiva Láser de acuerdo con la cual se observa la morfología del IN718 procesado a distintos parámetros; en dicho estudio se presenta el fenómeno de balling y porosidad, lo que buscan reducir mediante el aumento de la densidad de energía logrando así una mejora sin llegar a eliminar dicho fenómeno (Jia & Gu, 2014).

Más tarde Harrison et al. (2015) en su artículo reportan la creación de una composición modificada del Hastelloy X, una superaleación base níquel, en la cual realizaron pequeños incrementos a los elementos de endurecimiento por solución sólida y reducción a los elementos de trapping. En una comparación directa con la aleación original, la aleación modificada mostró una reducción en la densidad de grietas de un 65% además de un aumento en su límite elástico y en su esfuerzo último a la tensión a elevada temperatura (UTS por sus siglas en inglés), lo que sustenta la hipótesis propuesta con respecto a la relación entre la resistencia a la tensión y la susceptibilidad al agrietamiento.

Con base en lo ya estudiado aparentemente la optimización de proceso no es suficiente para eliminar dicho problema, y es necesario enfocarse en un rediseño fundamental de la aleación para optimizarla para ser utilizada en el proceso de SLM.

1.3 OBJETIVOS.

1.3.1 OBJETIVO GENERAL.

Analizar los micro agrietamientos y microporosidades presentes en IN718 procesado por fusión selectiva láser.

1.3.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS.

- Identificar los parámetros que causan un mayor impacto en la generación de microporosidades y micro agrietamientos.
- Caracterizar los elementos de micro segregación presentes en los micro agrietamientos del In718.
- Proponer un proceso de optimización para el IN718 procesado por SLM.

1.4 HIPÓTESIS.

La susceptibilidad al micro agrietamiento del In718 podría ser reducida mediante el incremento de su Resistencia al Choque Térmico (TSR por sus siglas en inglés), potencialmente alcanzada a través de un incremento en su resistencia a la tensión por medio de un rediseño elemental de la aleación.

1.5 ESTRUCTURA DE LA TESIS.

El capítulo dos del presente documento presentara una extensa revisión de literatura acerca de los siguientes temas:

- Superaleaciones- historia, aplicaciones, metalurgia.
- Agrietamiento y fractura de aleaciones de níquel procesadas por tecnología tradicional.

- Teoría fundamental de solidificación.
- Proceso de SLM- proceso, aplicaciones, problemas característicos.
- Superalcaciones níquel procesadas por SLM.

En el capítulo 3 la metodología experimental se presentará, así como las técnicas de análisis utilizadas durante esta investigación con su respectiva justificación y explicación de funcionamiento.

En el capítulo 4 se encontrarán los resultados obtenidos a lo largo de esta investigación así mismo se discutirán los hallazgos que fueron fundamentales para el desarrollo de la presente tesis.

En el capítulo 5 se tendrán las conclusiones de la investigación y la propuesta para la mejora del problema presentado en la hipótesis, además del trabajo a futuro propuesto para la continuación de esta investigación.

CAPÍTULO 2

REVISIÓN DE LITERATURA.

2.1 SUPERALEACIONES- HISTORIA, METALURGIA Y APLICACIONES.

El término superaleaciones se refiere a un grupo de materiales o aleaciones metálicas de Base níquel, hierro, cobalto y titanio que presentan excelentes propiedades mecánicas a temperaturas que exceden los 540 °C. SU resistencia a la fluencia y a la oxidación son los criterios principales de diseño (Harrison 2016).

En esta sección se hablará de cómo y por qué las aleaciones base níquel fueron desarrolladas y cuáles son sus propiedades y atributos que las han hecho el material de elección para aplicaciones de alta temperatura.

2.1.1 SUPERALEACIONES: LA HISTORIA DE SU NACIMIENTO.

El inicio de la Segunda Guerra Mundial trajo consigo el comienzo del uso de la turbina de gas, estas máquinas requerían materiales que pudieran soportar altas cargas a temperaturas superiores a 540°C, y las aleaciones y aceros de la época eran simplemente disfuncionales. A medida que se desarrollaba tecnología, los diseñadores buscaban componentes con propiedades cada vez mayores, no solamente para alta temperaturas sino también en resistencia a la corrosión y vida útil operativa. Las primeras superaleaciones verdaderas se derivaron de aleaciones utilizadas en aplicaciones bastante diferentes a las de la industria aeroespacial. La primera superaleación de cobalto se derivó de Vitallium, una aleación utilizada en odontología, mientras que se dijo que las aleaciones de níquel-cromo (Inconel y Nimonic) se habían adaptado del material utilizado en el alambre tostador (Donachie y Donachie, 2002).

El final del siglo 20 fue un periodo importante para el desarrollo de aleaciones y procesos, permitiendo de esta manera mejorar dramáticamente el rendimiento de las superaleaciones. Aunque se están buscando activamente nuevas mejoras es importante reconocer este contexto histórico, a través del cual podemos observar que para aplicaciones de laminado ahora se prefieren los materiales fundidos en lugar de los forjados, ya que se confiere un mayor rendimiento a la fluencia. Sin embargo los primeros perfiles aerodinámicos se produjeron de manera forjada (Reed 2006). Durante este tiempo el desarrollo de aleaciones permitió mejorar considerablemente el rendimiento del revestimiento. Las tecnologías de fundición por inducción que se introdujeron en la década de los 50 ayudaron con esto, ya que la calidad y la limpieza de las aleaciones mejoraron dramáticamente. En segundo lugar, la introducción de métodos de fundición mejorados y, posteriormente, la introducción del procesamiento por solidificación direccional permitió realizar mejoras significativas; esto se debió a las microestructuras columnares que se produjeron en las cuales los límites de grano transversales estaban ausentes. Una vez que ocurrió este desarrollo, fue bastante natural eliminar completamente los límites de grano, de modo que se produjeron superaleaciones monocristalinas. Esto permitió, a su vez, la eliminación de elementos de refuerzo de los límites de grano como el boro y el carbono que tradicionalmente se habían agregado; esto permitió mejores tratamientos térmicos para reducir la micro segregación y el contenido eutéctico inducido por el vaciado, mientras se evita la fusión incipiente durante el tratamiento térmico. La vida a la fatiga es entonces mejorada (Reed, 2008).

2.1.2 SUPERALEACIONES: METALURGIA.

Las superaleaciones se basan en elementos del Grupo VIII B y contienen grandes cantidades de elementos de aleación, por lo general consisten en diversas combinaciones de Fe, Ni, Co y Ti, así como cantidades pequeñas de W, Mo, Ta, Nb, Cr, y Al, con la finalidad de producir una combinación de alta resistencia a temperaturas elevadas, corrosión, vibraciones, y termofluencia a temperaturas superiores a los 1000 °C (Reed, 2008).

La principal razón para su investigación y desarrollo ha sido impulsada primordialmente por la industria aeroespacial, y en México por la industria aeronáutica y de energía, en aplicaciones como turbinas de avión, ductos y vasos de procesos químicos, turbinas de gas en tierra, carcasas de bombas, plantas eléctricas, reactores nucleares, tubos intercambiadores de calor, motores de gasolina, equipos para tratamiento térmico y chimeneas en plataformas marinas de PEMEX, por mencionar solo algunas.

2.1.2.1 Fases y microestructura.

Las fases de una aleación se forman como resultado de diferentes puntos de fusión de los solutos dentro de la solución. A medida que la solución se enfría, las distintas fases se separarán mediante diferentes temperaturas de solidificación. La primera fase que se forma, en la que residirá la mayor cantidad de elemento solvente, se le conoce como la fase primaria γ . Todas las demás fases se conocen colectivamente como fases secundarias e incluyen la fase γ' y los carburos. Esta sección detalla todas las fases observadas (beneficiosas y perjudiciales) en las superaleaciones, incluyendo sus contribuciones microestructurales y las formas químicas que toman. La siguiente lista es una adaptación de (Donachie y Donachie, 2002) y (Gessinger, 2013).

Fase	Estructura cristalina	Forma química	Comentarios
γ	fcc	Solución Sólida	Esta es la fase primaria, presenta una estructura fcc y casi siempre forma una matriz continua en la que usualmente residen otras fases secundarias.
γ'	fcc	$\text{Ni}_3\text{Al}/\text{Ni}_3(\text{Al}_x\text{Ti}_y)$, con x y y variando entre 0.5 -1 y 0-0.5 respectivamente dependiendo en el wt% relativo de Al y Ti	Esta es la principal fase de endurecimiento en la mayoría de las superaleaciones base níquel y níquel-hierro. Presenta una estructura fcc, que varía en el tamaño de la red en solo un 0 – 0.5% de la de la matriz γ , y por lo mismo es frecuentemente coherente con ella. Se forma como precipitados dentro de la matriz γ , cuya forma varía de esférica a cuboidal y cuyo tamaño cambia con la

temperatura y las velocidades de enfriamiento. En la mayoría de las superaleaciones modernas, los precipitados son cuboidales.

γ''	Bct (ordenada D0 ₂₂)	Ni ₃ Nb	La segunda fase más importante de endurecimiento se produce en superaleaciones base níquel y níquel-hierro que tienen contenidos relativamente altos de niobio (Nb). Precipita dentro de la matriz como discos coherentes alineados en el plano {100} que tienen un diámetro promedio de 600 Å y un espesor de 50 a 90 Å. Es el principal fortalecedor en Inconel 718.
------------	--	--------------------	--

Los carburos vienen en 4 formas, M representa el elemento metálico, C es carbono. El efecto principal es la mejora de la resistencia a la fractura por fluencia mediante la reducción del deslizamiento del límite de grano; en la siguiente sección se describen los detalles de los efectos:

MC	Cubica	TiC, NbC y HfC, HfC más estable	Estructura cúbica: elementos "M" pueden ser Ti, Nb, Hf, Ta, Torio y Zr. Activa en los límites de grano de la matriz y aparece como partículas globulares de forma irregular.
M₂₃C₆	Fcc	Cr₂₃C₆ (Fe,W,Mo) ₂₃ C ₆	Se forma a partir de la descomposición de los MC a temperaturas más bajas. Puede precipitarse como películas, glóbulos, plaquetas, laminillas, y células, y en su mayoría se forma en los límites de grano. Como películas es frágil y tiene un efecto adverso sobre la ductilidad, sin embargo, en los glóbulos proporciona un refuerzo del límite de grano.

M₆C	Fcc	Fe₃Mo₃C Fe ₃ W ₃ C- Fe ₄ W ₂ C Fe ₃ Nb ₃ C Nb ₃ Co ₃ C Ta ₃ Co ₃ C	Carburos de distribución aleatoria, generalmente de color rosado. Los efectos similares a las propiedades mecánicas como el M ₂₃ C ₆ , sin embargo, son más estables a temperaturas más altas. Los elementos M suelen ser Mo o W.
M₇C₃	Hexagonal	Cr ₇ C ₃	Generalmente se observa como un precipitado intergranular en bloques. En aleaciones más complejas es inestable y se transforma a M ₂₃ C ₆ .
M₃B₂	Tetraagonal	Ta ₃ B ₂ V ₃ B ₂ Nb ₃ B ₂ (Mo,Ti,Cr,Ni,Fe,) ₃ B ₂ Mo ₂ FeB ₂	Boruros: Obsérvese en superaleaciones a base de Ni y Fe-Ni con un %wt>0.03 de boro. Actúan de manera similar a los carburos, también residen en los límites de grano. No hay preferencia por los elementos M.
MN	Cubica	TiN (Ti,Nb,Zr)N (Ti,Nb,Zr)(C,N) ZrN, NbN	Nitruros: observados en aleaciones que contienen Ti, Nb, Zr. No insoluble en temperaturas por debajo del punto de fusión. Tienen forma cuadrada rectangular.

Las fases empaquetadas topológicamente cerradas o fases tcp se consideran altamente indeseables. Incluyen las fases siguientes y son perjudiciales para la resistencia a la fractura y la ductilidad. Es más probable que se formen a mayor segregación.

η	Hcp (D0 ₂₄)	Ni ₃ Ti	Esta es una fase hcp indeseable que puede ser encontrada en todas las superaleaciones con altas relaciones Ti:Al después de una exposición prolongada.
δ	Ortorrómbica	Ni ₃ Nb	Observado en Inconel 718 sobre envejecido. Se forma entre los 815-980 °C por reacción celular.
μ	Romboédrica	Co ₂ W ₆ (Fe,Co) ₇ (Mo,W) ₆	Generalmente se observa en aleaciones con concentraciones más altas de Mo o W. Forma como un curso irregular de plaquetas Widmanstätten a altas temperaturas.

Lavas	Hexagonal	Fe ₂ Nb Fe ₂ Ti Fe ₂ Mo Co ₂ Ta Co ₂ Ti	Más común en las superaleaciones base hierro y cobalto, usualmente aparecen como glóbulos alargados o plaquetas. Precipitan después de la exposición prolongada a altas temperaturas.
σ	Tetragonal	FeCr FeCrMo CrFeMoNi CrCo CrNiMo	Más comunes en las superaleaciones base hierro, níquel y cobalto. Similar en morfología a las laves, pero se forman después de largos periodos de exposición entre 540 °C y 980 °C.

2.1.2.2 Elementos aleantes y sus efectos (níquel y níquel-hierro)

Esta corta sección detalla los diversos elementos de aleación específicos para las superaleaciones de base níquel. Esto proporciona una descripción más general de la elección de los elementos de aleación. La siguiente tabla ha sido creada con información de (Gessinger, 2013) y (Donachie y Donachie, 2002).

Grupo	Elementos	Efecto
Clase matriz (γ)	Co, Fe, Cr, Mo, W, V, Ti, Al, C*	Endurecimiento por solución sólida. *Todos son sustitucionales excepto el carbono, que es intersticial.
γ'/γ''	Al, Ti, Nb, Ta	Endurecimiento por precipitación.
Formadores de carburos	Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Hf	Reducción del deslizamiento del límite de grano. Aumento de la resistencia a la fluencia.
Formadores de boruros	Mo, Ta, Nb, Ni, Fe, V	Similares a los carburos
Formadores de nitruros	Ti, Zr, Nb, C	...

Activadores de límite de grano	Zr, B	Mejora la resistencia a la fluencia y a la ductilidad.
Adicionales	Co	Eleva la temperatura de solvus de γ'
	Al, Cr, Y, La, Ce	Resistencia a la oxidación
	La, Th	Mejora la resistencia a la corrosión en caliente
	Cr, Co, Si	Resistencia a la sulfuración
	B, Ta	Mejora las propiedades a la fluencia**
	B, C, Zr, Hf	Refinadores de límite de grano**
	Re	Retarda el engrosamiento de γ'

**Mediante la formación de boruros y carburos.

2.1.2.3 Endurecimiento.

Si se desea controlar las propiedades mecánicas de una superaleación, entonces se debe ser capaz de afectar la microestructura. Esto es posible de lograr mediante el control de procesamiento o composición química (Reed, 2008). Un buen ejemplo de endurecimiento por procesamiento es el forjado; donde la microestructura de una aleación de fundición es alterada físicamente por deformación. Sin embargo, en la mayoría de los casos, la resistencia de una aleación se controla tanto por las condiciones del proceso como por la composición química.

Como ya se explicó en la sección anterior, la resistencia química de una aleación proviene de la adición de elementos aleantes y la formación de fases. Dependiendo de que fase esté

activa, los efectos de endurecimiento se dividen en tres categorías principales: Endurecimiento por Solución Sólida (SSS por sus siglas en inglés), endurecimiento por precipitación y endurecimiento de límite de grano.

Finalmente, la resistencia de los metales depende de la propagación de las dislocaciones a través de la estructura cristalina. Las dislocaciones ocurren en todos los materiales de la vida real y el tipo y magnitud de estas dislocaciones afectan fuertemente las propiedades de un material. Las dislocaciones vienen en tres formas: borde, tornillo y mixto, donde la mezcla es una parte parcial entre las dos. En la vida real de los materiales generalmente se mezcla (Tilley, 2005).

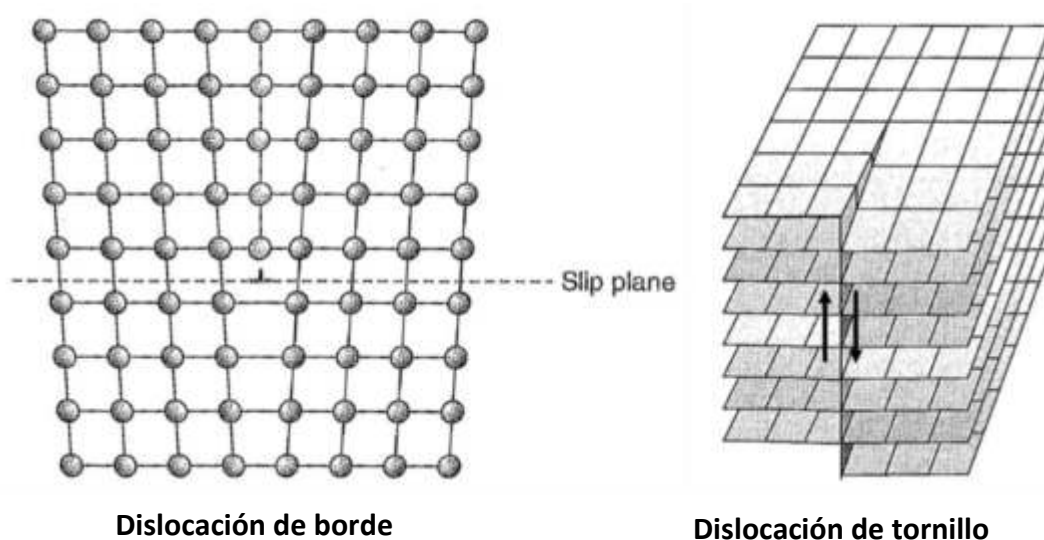


Figura 2.1 Esquema de las dislocaciones de borde y tornillo (Tilley, 2013).

Las dislocaciones forman campos de esfuerzos a su alrededor, que son específicos del tipo de dislocación. Cuando se aplica un esfuerzo al material la dislocación se propaga causando una deformación local. En un material frágil, la energía requerida para propagar una grieta es menor que la requerida para propagar una dislocación, en un material dúctil es caso contrario (Newey y Weaver, 2013).

2.1.2.3.1 Endurecimiento por solución sólida.

Cuando los átomos del solvente son colocados dentro de una red de soluto se forman campos de esfuerzos locales como resultado de las distorsiones de la red (diferentes parámetros de tamaño atómico y red) y diferentes módulos atómicos. Una diferencia en los parámetros de red produce un campo de alto esfuerzo alrededor del átomo de soluto, que interactuará con los de la dislocación e inhibirá su propagación (Tilley, 2005). Una diferencia en el módulo cambia la energía local alrededor de la dislocación, lo que aumenta la magnitud de energía en la dislocación y por tanto aumenta la fuerza necesaria para moverse más allá de él. Ambos efectos resultan en un aumento en la tensión de la red y por la tanto un aumento en el esfuerzo de cedencia de un material.

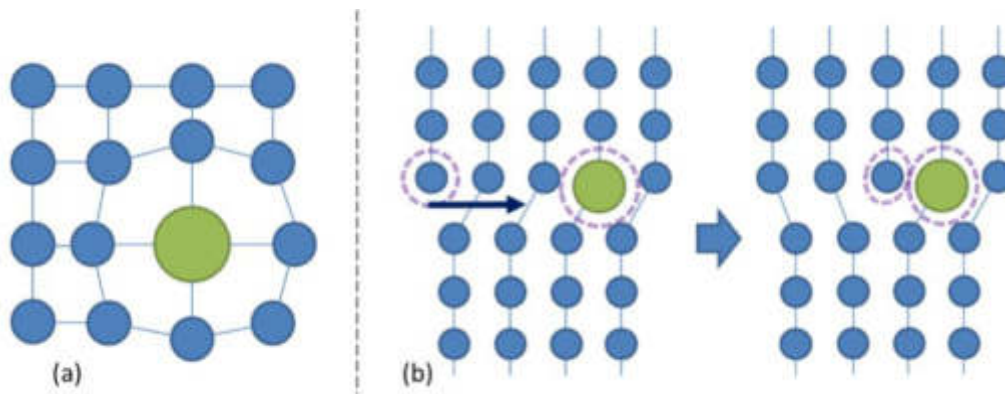


Figura 2.2 a) representación del átomo de soluto sustitucional (verde) en la red b) la propagación de la dislocación de borde a través de la red se evita mediante un átomo de soluto. Los campos de esfuerzos (anillos púrpuras) del átomo de sustitución y la dislocación se repelen entre sí, inhibiendo propagación adicional (Gedeon, 2010).

Dependiendo del tamaño relativo de los átomos de soluto, causaran diferentes tipos de distorsión de red. Si el tamaño de los átomos de soluto difiere en menos del 15% del de los átomos de solvente, entonces puede reemplazar un átomo del solvente en la red formando una solución sólida sustitucional (Tilley, 2005). Si esto resulta en un aumento de la tensión de red, se le denomina Endurecimiento por Solución Sólida Sustitucional (SSSS por sus siglas en inglés) como se muestra en la figura 2.2 los átomos de soluto sustitucionales generan campos de esfuerzos esféricos, que no tienen componente de esfuerzo de corte. Esto significa que no pueden interactuar con dislocaciones de tornillo, ya que poseen campos de esfuerzo cortante.

Si el átomo de soluto es similar o más pequeño que los átomos de solvente, puede ocupar los espacios intersticiales de la red. Esto se conoce como Endurecimiento por Solución Sólida Intersticial (ISSS por sus siglas en inglés). Los átomos intersticiales crean una distorsión tetragonal, la cual puede interactuar con los campos de tensión y, por lo tanto, con dislocaciones de borde, tornillo y mixtas; consulte la figura 2.3 de Gedeon (2010). Como consecuencia los pequeños átomos de soluto intersticiales, como el carbono, tienden a ser los reforzadores por solución sólida más efectivos, por unidad de espacio (Donachie y Donachie, 2002). Uno de los ejemplos más comunes de ISSS es el soluto de carbono en hierro, conocido como acero. En este sistema, los átomos de carbono están distribuidos aleatoriamente a través de la estructura fcc del hierro, formando austenita (Tilley, 2005).

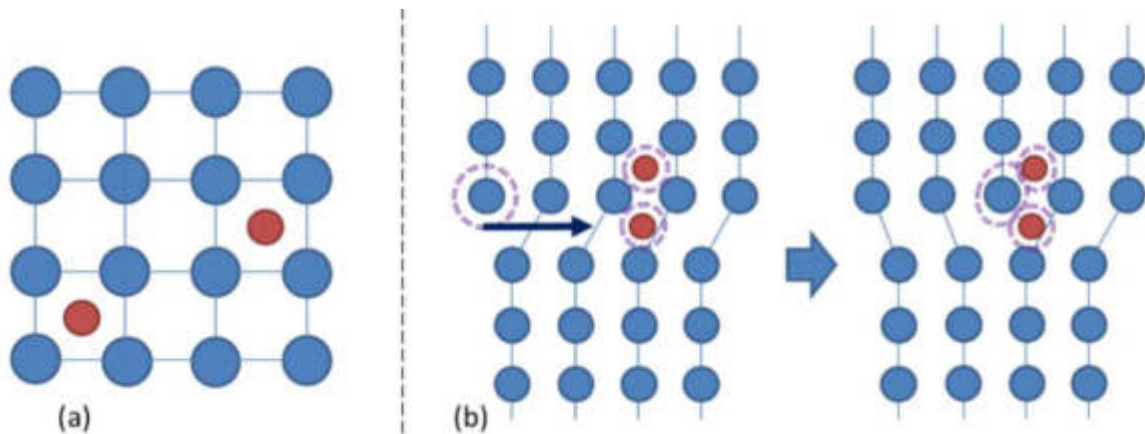


Figura 2.3 a) representación del átomo de soluto intersticial (rojo) en la red b) igual que la figura 2.2 (Gedeon, 2010).

Si ahora consideramos el esfuerzo necesario para mover la dislocación, τ :

$$\Delta\tau = Gb\epsilon^{\frac{3}{2}}\sqrt{c} \quad \text{Ecuación 2.1}$$

Donde G es el módulo de corte, b es la magnitud del vector de Burger, ϵ es la tensión de la red producida por el soluto y c es la concentración de los átomos de soluto. En la ecuación 2.1 se puede observar que un incremento en la concentración de átomos de soluto conducirá a un aumento en τ y, por lo tanto, a un aumento en la resistencia a la cedencia del material. Sin embargo, esta no es una solución ilimitada ya que cada solvente tiene un límite de solubilidad para cualquier soluto dado. También es aplicable solo para un solo soluto en solución. En aleaciones de elementos múltiples, las

composiciones deben equilibrarse cuidadosamente para mantener una solución completa y la predicción de la tensión de red resultante es mucho más compleja.

2.1.2.3.2 Endurecimiento por precipitación.

En la sección 2.1.2.1 se destacaron los diversos elementos involucrados en el endurecimiento por precipitación. El término abarca los efectos de endurecimiento de cualquier fase precipitada (secundaria), sin embargo, generalmente es solo en referencia a las fases γ' y γ'' . Al igual que en el endurecimiento de soluciones sólidas, es el impedimento de dislocaciones por los precipitados lo que actúa como endurecedor de la aleación. La efectividad del endurecimiento por precipitación depende de varios factores: la coherencia del cristal de la matriz precipitada, el orden de los cristales y el tamaño del precipitado.

El endurecimiento/fortalecimiento se logra típicamente cuando la estructura cristalina del precipitado es coherente con la de la matriz, sin embargo, los emparejamientos semi-coherentes e incoherentes todavía pueden proporcionar un refuerzo. En la situación óptima, los dos tendrían la misma estructura cristalina y un tamaño de red cristalina similar. Cuanto mayor sea la coherencia, más precipitado se puede empaquetar en la red de la matriz. De este modo, aumenta la densidad de los “elementos” de bloqueo y aumenta el impedimento de dislocación. En el mundo real las superaleaciones base níquel alcanzan una coherencia de aproximadamente el 99-100% (Donachie y Donachie, 2002).

Precipitados como γ' y γ'' tienen estructuras cristalinas ordenadas, es decir, preferencia de posición atómica. Los estados ordenados tienen mayor energía que los desordenados, por lo tanto, la introducción de un precipitado ordenado en una matriz comparativamente desordenada crea una “pared” de energía. Las energías superiores aumentan la fuerza requerida para que las dislocaciones se propaguen (Reed, 2008).

El tamaño de los precipitados probablemente tenga el mayor efecto sobre las propiedades mecánicas de la aleación. El tamaño óptimo depende de la propiedad deseada; si los precipitados son demasiado pequeños no bloquearan las dislocaciones de manera efectiva, demasiado grandes y la dislocación se doblara y la fuerza disminuirá (Donachie y Donachie

2002). La resistencia a la fluencia se beneficia de los precipitados más pequeños, mientras que los precipitados más grandes promueven la resistencia a la cedencia. En realidad, esto se traduce en compromisos o en el sacrificio de una propiedad por la ganancia en otra.

2.1.2.3.3 Carburos y refuerzo de los límites de grano.

Principalmente los carburos se utilizan para fortalecer los límites de grano, aumentar la resistencia a la fractura por fluencia, evitar el deslizamiento del límite de grano y permitir la relajación de esfuerzos. También pueden actuar como reforzadores de soluciones sólidas por sustitución si forman finos precipitados dentro de la estructura de la matriz. Un efecto terciario es que los carburos a menudo atan elementos potencialmente perjudiciales, que de otra manera podrían causar inestabilidades de fase durante el servicio. Los diferentes tipos de carburos generalmente coexisten, pero no todos se forman al mismo tiempo. Los MC generalmente (dependiendo del elemento M) se forman a altas temperaturas, y por lo tanto tienden a formarse en estado fundido. M_6C es intermedio (816-982 °C), y $M_{23}C_6$ y M_7C_3 son de baja temperatura (790-816°C) (Donachie y Donachie, 2002); estos generalmente se forman por reacciones de descomposición de la MC, como se ve en las siguientes ecuaciones.



Y



Los carburos MC tienen una estructura fcc y se distribuyen de manera heterogénea a través de la aleación. Se pueden encontrar en ubicaciones intergranulares y transgranulares, a menudo en las regiones interdendríticas. Además de formarse en la masa fundida, también pueden formarse en la precipitación a partir de soluciones sólidas sobresaturadas a altas temperaturas (>1038°C). En orden de estabilidad decreciente, el orden natural preferido de los carburos de MC es HfC, TaC, NbC y TiC. Estos no son compuestos mutuamente

excluyentes y los elementos metálicos pueden sustituirse fácilmente entre sí, por ejemplo (Ti, Nb)C e incluso ciertos elementos menos reactivos como Mo pueden ser sustituidos, por ejemplo (Ti, Mo)C (Donachie y Donachie, 2002).

$M_{23}C_6$ es el carburo de límite de grano primario y si se forma correctamente, se presenta como partículas irregulares, en bloques y discontinuas, como en la figura 2.4. En algunos casos, las partículas de MC pueden recubrirse en una capa de precipitado γ' ; esta adición aumenta la ductilidad de la capa límite del grano (Gessinger, 2013). El carburo M_6C también puede precipitar como una partícula en bloque en los límites de grano, así como a veces formando en una morfología intragranular Widmanstätten. A diferencia de los carburos de MC, los M_6C tienen una estructura cúbica compleja y solo pueden formarse si el contenido de molibdeno y/o tungsteno es superior al 6% (Donachie y Donachie, 2002).

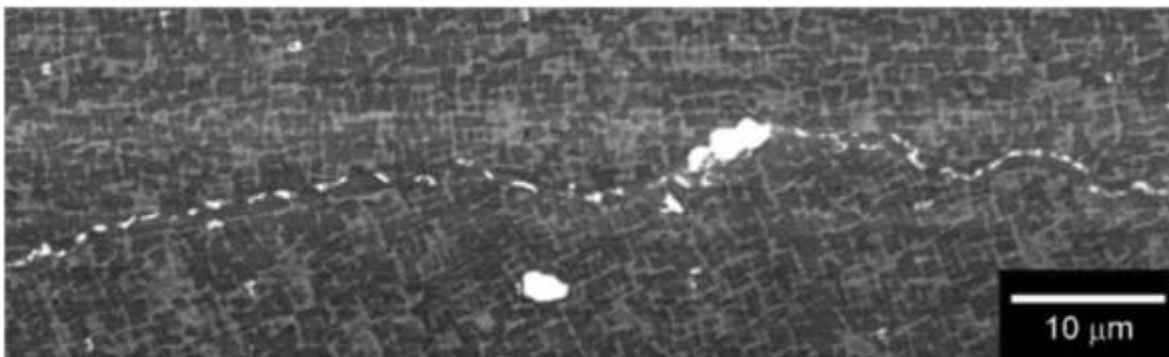


Figura 2.4 $M_{23}C_6$ carburos precipitados a lo largo del límite de grano de una superaleación experimental durante las pruebas de fluencia a 950°C y 290 MPa (Reed, 2006).

Similar al carbono, se ha encontrado que el boro mejora las propiedades de fluencia a altas temperaturas de las superaleaciones. El pequeño del átomo le permite difundirse con relativa facilidad a través de la matriz y, al igual que con el carbono, tiende a concentrarse y precipitar en los límites de grano de la matriz γ' (Reed, 2008).

2.1.3 SUPERALEACIONES: APLICACIONES.

Las aplicaciones de las superaleaciones son extensas, incluidos los componentes para aeronaves, equipos para plantas químicas y equipos petroquímicos. La figura 2.5 muestra

el motor F119, que es un motor militar para impulsar aeronaves de alto rendimiento. La temperatura de gas en estos motores en las secciones calientes (áreas posteriores del motor) pueden elevarse a niveles muy por encima de 1093°C. Las técnicas de enfriamiento reducen las temperaturas reales de los componentes a niveles más bajos, y las superaleaciones que pueden operar a estas temperaturas son los componentes principales de las secciones calientes de dichos motores.

La importancia de las superaleaciones en el comercio actual está caracterizada por el hecho de que, mientras que, en 1950 solo alrededor del 10% del peso total de un motor de turbina de gas para aeronaves estaba hecho de superaleaciones, para 1985 esta cifra había aumentado a aproximadamente el 50%. La tabla que se muestra a continuación enumera algunas aplicaciones actuales de superaleaciones. Se observará, sin embargo, que no todas las aplicaciones requieren capacidad de resistencia a temperaturas elevadas. Su alta resistencia junto con la resistencia a la corrosión ha hecho que ciertas superaleaciones materiales estándar para dispositivos biomédicos. Las superaleaciones también se utilizan en aplicaciones criogénicas (Donachie y Donachie 2002).

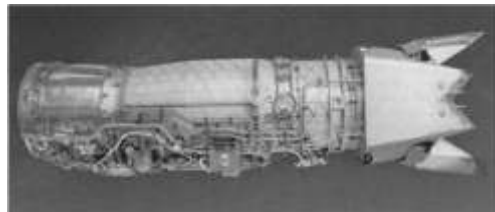


Figura 2.5 Motor F119, un usuario importante de superaleaciones (Donachie y Donachie, 2002).

Tabla 2.1 Aplicaciones de las superaleaciones. (directo de Donachie y Donachie 2002)
Componentes de turbinas de gas de aeronaves: Discos Pernos Ejes Cajas Paletas Combustores Postquemadores Inversores de empuje
Componentes de turbina de vapor para generación de energía: Pernos Cuchillas Recalentadores de gas

Componentes automotrices seleccionados: Turbocompresores Válvulas de escape
Procesamiento de metales: Herramientas de trabajo en caliente y troqueles Dados de fundición
Componentes médicos: Odontología Dispositivos protésicos
Componentes de vehículos espaciales: Cubiertas aerodinámicas calientes Partes de motores de cohetes
Equipos de tratamiento térmico: Charolas Accesorios Bandas transportadoras
Sistemas de energía nuclear: Mecanismos de mando de varillas Vástagos de válvula Resortes conductores
Industrias química y petroquímica: Pernos Válvulas Vasos de reacción Bombas de tubería

2.2 AGRIETAMIENTO DE ALEACIONES NÍQUEL PROCESADAS POR TECNOLOGÍA TRADICIONAL.

En esta sección, se discutirán los mecanismos del agrietamiento inducido por soldadura en aleaciones base níquel. En ausencia de una investigación sobre los mecanismos de agrietamiento para AM y SLM, la soldadura es el proceso más cercano con respecto a las condiciones de solidificación. Se debe recalcar que la aplicabilidad de estos mecanismos al proceso de SLM no se debe asumir en esta etapa, sino que se deben tener en cuenta para los capítulos siguientes.

2.2.1 AGRIETAMIENTO POR SOLIDIFICACIÓN.

El uso de agrietamiento por solidificación como término general debe hacerse con cuidado, ya que se refiere a un mecanismo de agrietamiento específico. El agrietamiento por solidificación se produce en la fase final de la solidificación, donde una película delgada de fase líquida permanece en el límite de grano, y en ocasiones en las regiones interdendríticas, en el momento en que la fase sólida está comenzando a contraerse. La película líquida no ofrece resistencia a las tensiones generadas por los granos que se contraen y se abre una grieta a lo largo del límite de grano (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). Las “películas de solidificación terminal” son composiciones de tipo eutéctico, cuya formación se da por la difusión de solutos. La fracción de la película líquida que se forma puede variar con la composición de la aleación y depende del rango de temperatura de solidificación de la aleación, así como de las condiciones de solidificación (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). La difusión por solutos es, por lo tanto, un factor importante en el agrietamiento por solidificación ya que afecta tanto el rango de temperatura de solidificación en la interfaz del líquido-sólido como la formación de la fase de tipo eutéctico. La existencia de un rango de temperatura de solidificación da como resultado la formación de una zona sólida+líquida, llamada “blanda”. Es dentro de la zona “blanda” donde se forma la película de líquido terminal y se propaga una grieta de solidificación. Cuánto más larga sea la zona “blanda”, mayor será la ventana para el agrietamiento de la solidificación. Las tasas de solidificación más altas deberían inhibir el mecanismo de agrietamiento por solidificación, pero esto depende en gran medida de las tasas de difusión de los elementos de aleación.

La figura 2.6 muestra el agrietamiento por solidificación en las aleaciones 625 y 230W. En la aleación 625 se observó que la fracción de fase líquida eutéctica terminal era lo suficientemente alta como para curar la grieta que se había formado (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). Sin embargo, en la aleación 230W la película es tan delgada que no es observable y solo se puede ver la grieta. La morfología de las grietas es relativamente única

ya que sigue la trayectoria de los límites de grano solamente, y debido a a que no ha habido ninguna ruptura o fractura del material en fase sólida, los bordes de la grieta son relativamente suaves.

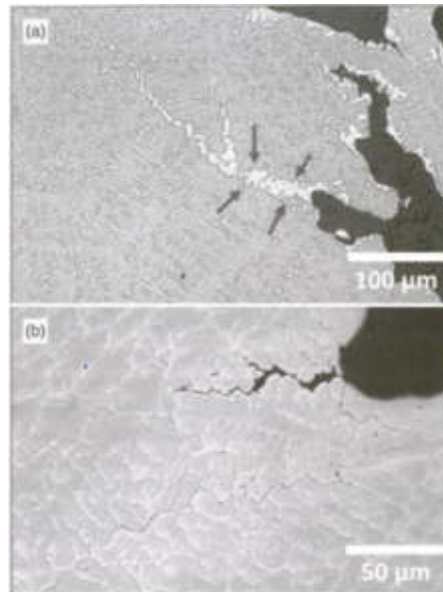


Figura 2.6 Agrietamiento por solidificación en a) aleación 625 y b) aleación 230W. El área señalada con flechas en a) es la zona eutéctica rica en Nb que ha curado la grieta. En la aleación 230W la película líquida tiene una fracción de volumen más baja y las grietas permanecen (Böllinghaus, Herold et al., 2008).

La susceptibilidad al agrietamiento por solidificación se ha cuantificado para algunas aleaciones mediante la determinación del rango de temperatura de agrietamiento por solidificación (SCTR por sus siglas en inglés), que es menor o igual al rango de temperatura de solidificación de la aleación. Las aleaciones que son particularmente susceptibles al agrietamiento por solidificación son la aleación 625 con un SCTR = 210 K, Hastelloy X con SCTR= 190 K y Hastelloy W con SCTR= 145 K (Lippold, Kiser, y DuPont 2011). Como indicación general, cuanto mayor sea el rango de temperatura de solidificación de una superaleación níquel, más susceptible será al agrietamiento por solidificación (Harrison, 2016).

2.2.2 ZONA AFECTADA POR EL CALOR (HAZ POR SUS SIGLAS EN INGLÉS) AGRIETAMIENTO POR LICUACIÓN.

El agrietamiento por licuación de HAZ se produce cuando el material sólido adyacente a la zona de fusión se expone a un rango de temperaturas pico que produce una fusión parcial de la microestructura o zona parcialmente derretida (PMZ por sus siglas en inglés). Similar al agrietamiento por solidificación, el material parcialmente fundido no puede soportar las tensiones inducidas térmicamente y forma una grieta. Existen dos mecanismos establecidos que causan el agrietamiento por licuación de HAZ, la segregación de solutos y la penetración fundida (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011).

La segregación de solutos o impurezas en el límite de grano disminuye la temperatura de fusión en la región local. En la PZM, es más probable que el material forme una película líquida a lo largo del límite de grano ya que la composición de bajo punto de fusión ya está presente. Esto es diferente al agrietamiento por solidificación ya que la segregación ya se ha producido y es el calentamiento posterior el que impulsa el mecanismo (Harrison 2016).

En la penetración, la fusión local en la microestructura se intersecta por un límite de grano móvil. Luego, el líquido penetra y se mueve a lo largo, se forma el límite de grano y se forma una grieta como arriba (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011).

2.2.3 AGRIETAMIENTO POR INMERSIÓN DE DUCTILIDAD Y DUCTILIDAD MÍNIMA.

2.2.3.1 Ductilidad mínima a elevada temperatura.

La ductilidad mínima a elevada temperatura es un fenómeno que ocurre cuando las superaleaciones base níquel son deformadas plásticamente a elevadas temperaturas. La temperatura crítica a la que esto ocurre es aproximadamente 760°C o 1400°F, una temperatura a menudo elegida para las pruebas de resistencia a la tensión a altas temperaturas (Arkoosh y Fiore, 1972).

El mecanismo preciso se detalla en Arkoosh y Fiore (1972) pero sencillamente: la deformación plástica inicia la rápida formación de carburos de MC, cuanto más alta es la temperatura, más carburos se forma. Al principio, los carburos actúan contra el deslizamiento y la deformación de la

dislocación, reduciendo efectivamente la ductilidad del material. Esto ocurre hasta un punto, el mínimo de ductilidad, más allá del cual el agotamiento de los elementos de refuerzo de solución sólida en la matriz se vuelve más significativo y se reanuda la ductilidad normal (Harrison, 2016).

2.2.3.2 Agrietamiento por inmersión de ductilidad (DDC por sus siglas en inglés).

DDC puede ser percibido como un término más general ya que a menudo se usa de manera incorrecta o inconsciente en la literatura. Sin embargo, específicamente se refiere al agrietamiento de una aleación como resultado de una repentina caída en la ductilidad en un rango de temperatura (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). Esto puede ocurrir como resultado del mecanismo detallado en la sección 2.2.3.1, pero también debido a la segregación de elementos menores y la formación de fases secundarias como los carburos. En los metales base níquel soldados, las grietas se observan siempre a lo largo de un límite de grano migrado (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). Los límites de grano migrado (MGB por sus siglas en inglés) se forman a partir de los límites de grano de solidificación primaria y son una separación del componente cristalográfico del componente de composición. Los MGB llevan la misma desviación de ángulo alto que el límite de grano de solidificación principal; se forman como resultado del enderezamiento del límite cristalográfico a un estado de energía más bajo y se alejan del límite de grano de solidificación. La formación de un MGB es más probable en soldaduras de múltiples pasadas debido al recalentamiento.

Ha habido una serie de teorías a lo largo de los años sobre los mecanismos detrás de DDC, el más reciente de los cuales fue propuesto por (Young et al., 2008) que investigaron el efecto del contenido de cromo en DDC de aleaciones de Ni-Cr soldadas.

El análisis microestructural, químico, de tensión y modelado de elemento finito indicaron que el DDC fue causado por una combinación de esfuerzos macro, térmicos y de solidificación inducidos por la soldadura, y los esfuerzos de los límites de grano locales generados durante la precipitación de los carburos $(Cr, Fe)_{23}C_6$ parcialmente coherentes en los límites de grano, obsérvese figura 2.7.

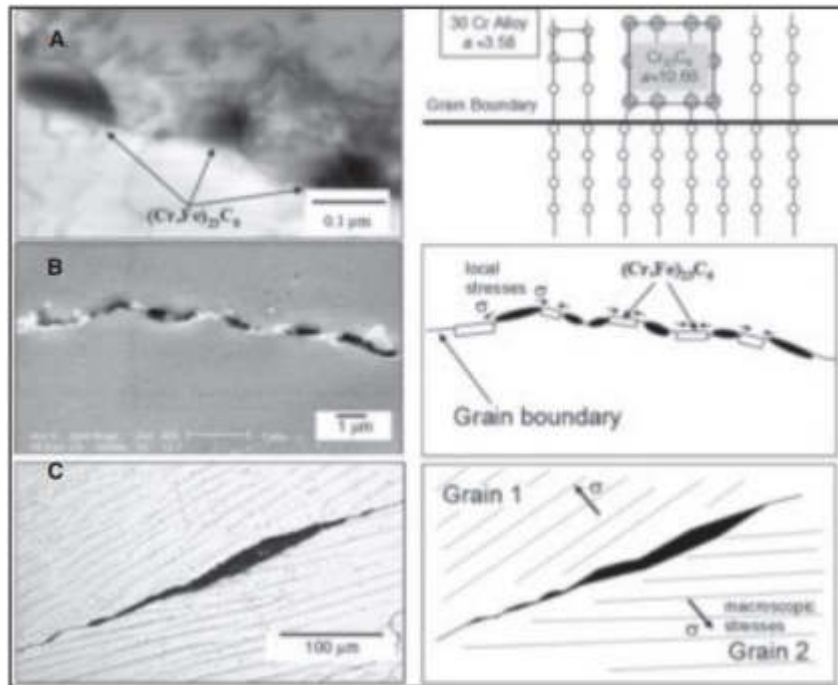


Figura 2.7 Descripción gráfica del agrietamiento por PIC. A) $(Cr, Fe)_{23}C_6$ parcialmente coherente de tamaño submicrométrico en el límite de grano de un metal recalentado, lo que crea un significativo desajuste. B) la precipitación crea tensiones entre los carburos, promoviendo la nucleación de grietas. C) las tensiones térmicas y de solidificación macroscópicas unen las grietas Inter carburos que dan como resultado una DDC a lo largo del límite de grano (Young et al., 2008).

Este mecanismo de agrietamiento inducido por precipitación (PIC por sus siglas en inglés) se puede mitigar mediante la aleación para minimizar la formación de los carburos problemáticos (Cr y Fe), mediante adiciones de Nb o Ti que forman NbC y TiC en su lugar. Estos carburos simples promueven la formación de límites de grano sinuosos que son más resistentes a DDC (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). Se observa que el contenido de cromo es el factor principal en el DDC de las aleaciones de níquel soldadas, y como tales, las aleaciones con bajo contenido de cromo no son susceptibles a la DDC.

2.2.4 AGRIETAMIENTO POR TEMPERATURA ELEVADA EN ESTADO SÓLIDO.

El agrietamiento por temperatura elevada en estado sólido (ETSS por sus siglas en inglés) es crucialmente diferente al agrietamiento por solidificación o licuación porque este ocurre una vez que el material está en fase sólida. En el caso de ETSS, el material se ha fracturado (o se ha roto si es dúctil) en respuesta a las altas tensiones térmicas inducidas por el proceso. Es diferente de DDC en el mecanismo en que no es causado por una caída repentina en la ductilidad o el agotamiento de la ductilidad (Lippold, Kiser, y DuPont, 2011). Simplemente ocurre cuando la tensión local excede el UTS del material en su estado actual.

Las grietas de ETSS son visualmente muy similares a las grietas de DDC e identificables por la estructura de cristal expuesta dentro de sus interiores y un perfil claramente irregular. Es más probable que se formen a lo largo de los límites de grano de la solidificación, ya que suelen ser el camino de menor resistencia. La microscopía electrónica de gran aumento y la EDS se pueden usar para verificar la presencia de carburos o solutos segregados, que son indicativos de DDC. Si no hay presencia de fases secundarias o solutos concentrados, se asume que la fractura se produjo simplemente como un mecanismo de relajación de la tensión (Harrison, 2016).

2.2.5 ELEMENTOS ASOCIADOS CON LOS MECANISMOS DE AGRIETAMIENTOS.

La mayoría de los mecanismos de agrietamiento detallados en las secciones anteriores están influenciados por la concentración de elementos de soluto (incluidas las impurezas), sin embargo, qué elementos y en qué concentraciones varían dependiendo la aleación. Hasta la fecha, no hay datos suficientes en el dominio público para extraer conclusiones con respecto a los efectos de ciertos elementos de soluto en la “procesabilidad” de una aleación para SLM. En la sección 2.2.3, se implicó que el carbono y otros elementos solutos tenían influencia en el DDC de aleaciones de níquel y superaleaciones. Sin embargo, muchos de estos elementos tienen un propósito específico una vez que la aleación está en estado

operativo y, por lo tanto, es importante identificar qué elementos y en qué concentraciones son perjudiciales para la soldabilidad.

2.2.5.1 Carbono.

De la sección 2.1, se sabe que el propósito principal del carbono en las superaleaciones es formar carburos. Los carburos, cuando están presentes en tamaño y números óptimos, son fundamentales para el fortalecimiento de los límites de grano y la resistencia a la fluencia. También se utiliza como un reforzador de solución sólida intersticial.

Debido a su pequeño tamaño, los átomos de carbono se sitúan intersticialmente dentro de la red. Esto les permite moverse relativamente libremente a través de la red mientras saltan de intersticio a intersticio. Esta alta movilidad permite que el carbono se segregue a regiones de alta energía (o tensión), como los límites de grano, incluso en condiciones de rápida solidificación. La segregación aumenta la probabilidad de formación de carburo, lo que genera campos de tensión localizados y puede conducir a DDC. Este es un problema particularmente frecuente en la soldadura de aleaciones de base níquel, lo que da como resultado la creación de versiones bajas de carbono (LC) de aleaciones fundidas o forjadas. El trabajo de Collins y Lippold (2003) revisó los efectos informados del contenido de carbono (y otros elementos menores) en la soldabilidad y el micro agrietamiento de materiales de relleno a base de níquel.

En concentraciones de <0.1 wt%, se muestra que solo tiene un efecto menor en el micro agrietamiento. Sin embargo, para concentraciones >0.1 wt% puede tener un efecto en la ruta de solidificación que puede influir en el comportamiento del micro agrietamiento. La razón de esto es que el aumento de la fracción de volumen de los carburos en el límite del grano asegura que la película líquida se retenga a temperaturas más bajas. Esto permite un mayor riesgo de agrietamiento de la solidificación, pero de manera importante afecta al DDC (Harrison, 2016).

Aunque la formación de carburos se ha vinculado a DDC (Young et al., 2008), la formación de carburo requiere tanto carbono como el elemento M en concentraciones suficientes

(Donachie y Donachie, 2002) y en (Young et al., 2008) fue la concentración excesiva de elementos M lo que se destacó como el problema.

En consideración al agrietamiento por ETSS, un aumento en la resistencia del rendimiento a menudo se asocia con una reducción en la ductilidad o un aumento en la rigidez. Por lo tanto, debe considerarse que el contenido de carbono podría tener un efecto en el ETSS al reducir la ductilidad de la superaleación. Como estudio de caso, una comparación entre la composición química y el rendimiento de tracción de IN718 e IN713LC, versiones de alto y bajo contenido de carbono de la misma base de aleación, se detalla en la tabla 2.2 y 2.3 respectivamente.

Tabla 2.2 Composiciones nominales de IN713C e IN713LC, valores en wt% (Donachie y Donachie, 2002)

Aleación/Elemento	Ni	Cr	C	Mo	Al	B	Ti	Ta	Zr	Otro
IN713C	74	12.5	0.12	4.2	6	0.012	0.8	1.75	0.1	0.9Nb
IN713LC	75	12	0.05	4.5	6	0.01	0.6	4	0.1	-

Tabla 2.3 Datos de tensión a temperatura ambiente y temperatura elevada del IN713C e IN713LC (Donachie y Donachie, 2002)

Aleación/Temp	UTS (MPa)		Cedencia (MPa)		Elongación (%)	
	21°C	538°C	21°C	538°C	21°C	538°C
IN713C	850	860	740	705	8	10
IN713LC	895	895	750	760	15	11

Se observa que, con la excepción de algunos elementos, las composiciones de las dos aleaciones son casi idénticas. El contenido de carbono en IN713LC se reduce significativamente, pero también hay un gran aumento en la concentración de tantalio, que forma fases secundarias y se utiliza para fortalecer la precipitación. Esta podría ser la razón por la que el IN713LC supera al IN713C en cuanto a resistencia a la tensión en todo el rango de temperatura, mientras que sigue teniendo una ductilidad incrementada (aunque solo marginalmente).

Las propiedades de tensión ciertamente ponen en duda la propuesta de reducir la ductilidad con el carbono como un compromiso para incrementar la resistencia a la tensión, sin embargo, la adición de tantalio y el hecho de que las pruebas de tensión se han realizado en muestras tratadas con solución y envejecido confunde la comparación. Curiosamente, el contenido nominal de carbono en IN713C está por encima del límite del 0.1 wt% para la formación excesiva de carburo, lo que conlleva una mayor probabilidad de agrietamiento por solidificación, como lo destaca Collins y Lippold. Esto, combinado con las propiedades de tensión, casi confirma que la reducción del carbono en las aleaciones de níquel para aumentar la soldabilidad es reducir la posibilidad de agrietamiento por solidificación y no aumentar la ductilidad y evitar el agrietamiento ETSS.

2.2.5.2 Otros elementos menores.

Los elementos menores son los elementos dentro de una aleación que son de ~2 %wt o menos. Pueden ser adiciones útiles como carbono en acero (típicamente <1%wt) o impurezas, como azufre, que son inherentes a la adición de ciertos elementos de aleación.

De acuerdo a Collins y Lippold (Collins y Lippold, 2003), variar la concentración de C, Si, y S en Inconel 718 entre 0.007 – 0.05%, 0.05-0.25% y 0.0006-0.027 wt% respectivamente, no tienen ningún efecto en el micro agrietamiento por soldadura. Sin embargo, combinaciones de S, P y B pueden conceder una mejores o pobre soldabilidad dependiendo en sus relaciones, haciendo difícil el señalar un elemento en particular. Las conclusiones generales fueron las siguientes:

- El azufre debe mantenerse lo más bajo posible ya que es un elemento trampa y no concede ningún beneficio en particular a la aleación o a su soldabilidad. Los formadores de sulfuros como Mg, Ti, Zr y Mn pueden ser combinados con el azufre para reducir sus efectos.
- Fósforo- altos valores de P pueden ser utilizados para mejorar sus propiedades de fluencia, pero en general esto se considera en una vena similar al azufre.

- El Boro debe mantenerse lo más bajo posible, pero tan bajo que las propiedades de fluencia se vean afectados.
- Relaciones sinérgicas entre B, C y P relacionadas a la soldabilidad han sido observadas, pero no pueden ser cuantificadas.

Savage y Krantz (1971) investigaron “Agrietamiento en caliente del Hastelloy X” y “micro segregación en soldaduras autógenas de Hastelloy X”. Aunque no nombradas específicamente, el mecanismo de agrietamiento implicado es el DDC más que el “agrietamiento en caliente”, el cual ahora es asociado con el agrietamiento por solidificación o licuación (Lippold, Kiser y DuPont, 2011). En el estudio de 1996, la relación entre el micro agrietamiento y la segregación del soluto fue investigada, con un enfoque particular en el S, Si y Mn. La microscopía óptica mostro que el micro agrietamiento ocurrió exclusivamente en regiones que presentaban segregación, y además fue confirmado que la micro segregación en la zona de fusión tuvo que ocurrir como resultado del proceso de solidificación.

Savage y Krantz (1971) buscaron identificar todos elementos de soluto que han segregado y establecer cuales especies (fases secundarias) se han formado como resultado. La segregación de solutos en los límites de grano y sub-grano fue confirmado por imágenes de corriente. En estas regiones se encontró que tenían altas concentraciones de Mo, S, y Si, concentraciones moderadas de Cr y Mn y fueron nulas en Ni, Fe y Co. El análisis de polvos reveló la presencia de seis sulfuros, tres carburos, dos nitruros y dos especies “misceláneas”. Se estimó, según el argumento de las propiedades físicas conocidas y el comportamiento metalúrgico, que solo los sulfuros (Co_2S_4 , Cr_5S_6 , Cr_7S_8 , $\text{Fe}_{x-1}\text{S}_8$, $\text{Fe}_{x-1}\text{S}_x$, MnS y MoS_2) y los carburos (M_6C , M_{23}C_6 , $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$) fueron perjudiciales para el comportamiento del agrietamiento. Se observó que los carburos ayudan al agrietamiento por licuación al proporcionar sitios “fáciles” de nucleación, mientras que se cree que los sulfuros reducen la resistencia al agrietamiento y son responsables del mal comportamiento del agrietamiento en una versión de Hastelloy X con “alto contenido de azufre”.

Curiosamente, aunque se revela que el silicio es muy móvil, no se considera que tenga una influencia directa en la resistencia al agrietamiento de la aleación, al contrario de publicaciones más recientes (Tomus et al., 2013) (Yu, Rombouts, y Maes, 2013).

2.2.5.3 Posibles efectos de la inclusión de hidrógeno.

Se ha demostrado que el hidrogeno tiene un pronunciado efecto negativo en el DDC de los metales de relleno de soldadura base níquel (Collins y Lippold 2003). Se descubrió que el agrietamiento era bastante significativo a temperaturas entre 850- 1000°C con un 1 % de tensión aplicada. En lugar de crear un nuevo mecanismo, aumentó el número de límites de grano susceptibles. Se debe enfatizar que el hidrógeno se agregó para fundirse con el gas de protección 95Ar-5H₂, en lugar de estar presente en el metal antes de la soldadura; también que las muestras se calentaron y cargaron, y las grietas que se formaron como consecuencia de la soldadura no fueron consideradas.

Por lo general, el agrietamiento de hidrogeno no es una preocupación en las estructuras totalmente austeníticas (fcc) porque el hidrógeno tiene una alta soldabilidad y una baja difusividad (en estructuras austeníticas). Sin embargo, el hidrógeno atómico es una adición intersticial extremadamente móvil y puede aumentar el agrietamiento DDC si se produce en una concentración suficiente. A través de la microscopia óptica, se encontró que el agrietamiento era predominante en las intersecciones de puntos triples, apoyando la hipótesis de que el hidrógeno se difunde a las regiones de la red cristalina donde están presentes las concentraciones de esfuerzos tensiles, disminuyendo la cohesión de los límites de grano y, en última instancia, aumentando la susceptibilidad a la DDC.

2.3 TEORÍA FUNDAMENTAL DE LA SOLIDIFICACIÓN Y MICROESTRUCTURA.

La solidificación ha sido un proceso de importancia en la ingeniería de materiales, especialmente en la producción de componentes metálicos, como consecuencia ha sido un

tema sometido a una vasta investigación. Su importancia surge debido a que el moldeado de metales es más sencillo en su estado fundido debido a que el esfuerzo de deformación se aproxima a cero conforme la viscosidad disminuye, esto es comparado al mayor flujo de esfuerzo de un material sólido el cual debe superar en formado en estado sólido como en forjado.

Simplemente, la solidificación involucra la extracción de calor de un líquido, pero lo sofisticado viene del control de la extracción de energía y el entendimiento del impacto que esto tiene en la microestructura resultante y, por consecuencia, en las propiedades deseadas del componente. Esto no es importante solo en procesos como la fundición directamente del líquido sino también procesos de formado en estado sólido en donde la microestructura inicial es evidente a través de las etapas subsecuentes.

2.3.1 FUNDAMENTOS DE SOLIDIFICACIÓN.

Aunque esta investigación está centrada a la fabricación aditiva, la solidificación es un tema de tal complejidad que es necesario cubrir primero los fundamentos de la solidificación, antes de pasar a los casos específicos de procesamiento láser y fabricación aditiva.

Para que se solidifique una masa fundida, se debe extraer el calor. Esto se logra mediante la aplicación de enfriamiento a la masa fundida que conduce a la creación de un flujo de calor externo, q_e . La extracción de calor afecta la energía de los estados sólido y líquido al disminuir la entalpía debido al enfriamiento (de líquido y sólido), $\Delta H = \int c dT$, y debido a la transformación (de líquido a sólido) que es igual que el calor latente de fusión, ΔH_f . La velocidad de enfriamiento resultante, dT/dt o \dot{T} está relacionada con el flujo de calor externo mediante la Ecuación 2.4, utilizando el calor latente por unidad de volumen $\Delta h_f = \Delta H_f/v_m$ (Kurz y Fisher, 1998).

$$q_e \left(\frac{A'}{v} \right) = -c \left(\frac{dT}{dt} \right) + \Delta h_f \left(\frac{df_s}{dt} \right) \quad \text{Ecuación 2.4}$$

Donde c es calor específico por unidad de volumen, df_s/dt es cambio en la fracción de volumen respecto al tiempo y (A'/v) explica el efecto de la geometría de fundición, con la relación de área de superficie, A' , a volumen, v . El control de extracción de calor permite el control de la velocidad de enfriamiento que para un lugar y tiempo dados se da como:

$$T' = \frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dr} \cdot \frac{dr}{dt} = G \quad \text{Ecuación 2.5}$$

Donde dT/dr es el gradiente de temperatura G y dr/dt es la tasa de crecimiento del sólido, o tasa de solidificación, V (o V_s). En el caso de la fundición simple, el calor se extrae a través de un enfriamiento por las paredes del molde, como se ve en la figura 2.8. Aquí, el frente de solidificación se mueve en una dirección paralela y opuesta al flujo de calor, moviéndose desde la pared del molde formando una zona columnar. A medida que el frente sólido avanza, el flujo de calor disminuye (McLean 1983) y, por lo tanto, también G y V . Hay tres regiones distinguibles durante el crecimiento de las regiones de la zona columnar: líquido, líquido + sólido (blando) y sólido. La zona blanda es donde se establecen las características microestructurales, tales como el tamaño de grano, la porosidad, los precipitados. Pero la morfología de la microestructura depende de G y V y de la composición de la aleación (Kurz y Fisher, 1998).

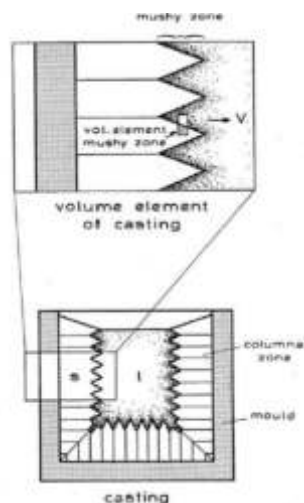


Figura 2.8 Solidificación en fundición convencional (Kurtz & Fisher, 1998).

La formación microestructural de una fundición se muestra en la siguiente figura. Inicialmente, las temperaturas relativamente bajas de la pared del molde inducen una alta velocidad de enfriamiento que da como resultado la nucleación de pequeños granos equiaxiales orientados aleatoriamente. Los granos se vuelven rápidamente dendríticos y desarrollan brazos en direcciones cristalográficas preferenciales ([001] para cubica). Aquellos granos que pueden crecer en forma antiparalela al flujo del calor eliminan a otros a través del crecimiento competitivo, lo que resulta en la morfología del grano columnar (direccional), sig figura a. el crecimiento direccional se caracteriza por un gradiente térmico positivo, G . en el centro, las ramas dendríticas que se han desprendido de los brazos en columna se dejan crecer independientemente. Su calor latente se extrae radialmente a través de la masa fundida subenfriada, lo que resulta en una formación de grano equiaxial, figura b (Kurtz y Fisher 1998). Esto se explica de manera similar en la figura 2.9.

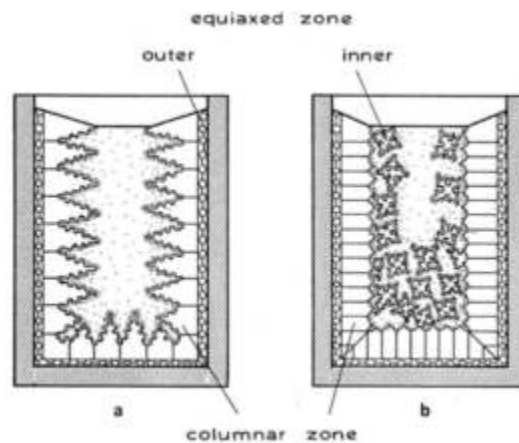


Figura 2.9 Formación microestructural en fundición (Kurtz & Fisher, 1998).

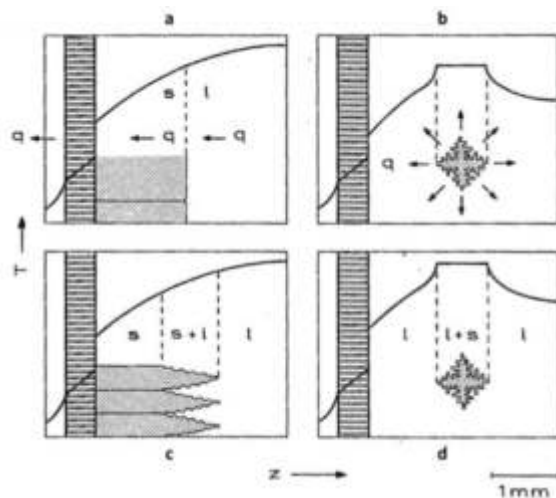


Figura 2.10 Morfología y distribución de temperatura de la interfaz sólido-líquido, s = fase sólida, l = líquido y q = flujo de calor (Kurtz & Fisher, 1998).

En la Solidificación Direccional (DS por sus siglas en inglés), la solidificación es controlada a través del control de flujo de calor. La forma más básica utiliza un enfriador en la base del molde, con paredes aislantes. Esto resulta en un flujo de calor unidireccional hacia abajo a través de la base del molde, y por tanto la formación de granos columnares perpendiculares a la base, con equiaxiales en la superficie del molde.

En un metal puro, Figura 2.10 a, los granos columnares tienen una interfase planar y crecen anti paralelamente al flujo de calor. En aleaciones, o si existen impurezas presentes, los cristales columnares son dendríticos. Para la región central equiaxial, los cristales crecen de la misma manera en ambos casos, el cual es radialmente en dirección con el flujo de calor. Sin embargo, el tamaño puede variar ya que en la aleación el crecimiento está controlado principalmente por la difusión del soluto más que solamente por la dirección del flujo de calor como en los metales puros. Si se observa el perfil de temperatura se puede apreciar que en el crecimiento columnar el líquido es la parte más caliente del sistema, $G > 0$, sin embargo, en el equiaxial es el cristalino el que es el más caliente, $G < 0$. Esto implica que el líquido debe ser subenfriado para que los cristales equiaxiales se formen (Kurz y Fisher 1998).

En la solidificación de una aleación, los solutos son rechazados por el frente sólido que avanza, causando una variación del equilibrio del punto de fusión local a lo largo de la interfase sólida-líquida, debido a variaciones en las concentraciones locales. Esto crea inestabilidad en la interfase planar inicial, la cual se materializa como perturbaciones. Las puntas de las perturbaciones crecen más rápido, ya que pueden rechazar solutos radialmente, y finalmente el frente plano se rompe, formando células. Las células son cristales y solo crecerán durante el crecimiento direccional de las aleaciones; siempre crecen anti paralelamente a la dirección del flujo de calor, mientras las dendritas crecen a lo largo de la dirección cristalográfica preferida más cercana paralela al flujo de calor. Conforme V incrementa, las condiciones se convierten más favorables a la formación de dendritas y las dendritas se forman rápidamente desde las células. Sin embargo, a alta V las células se pueden formar a medida que las condiciones se acerquen a la estabilidad absoluta, observe figura 2.12. La distancia entre el centro de las células adyacentes o

troncos de dendritas (brazo de dendrita) es el espaciado primario, λ_1 , y esto permanece igual a través de la solidificación y hasta la congelación total. Si las condiciones lo permiten, brazos secundarios de dendritas se pueden formar perpendicular a troncos primarios, estos pueden tener incluso brazos terciarios, figura 2.11. El Espaciado secundario del brazo, λ_2 , es también un valor característico para las dendritas. Ambas λ_1 y λ_2 dependen de, y pueden ser usadas para calcular, la tasa de enfriamiento (Davies, 1980).

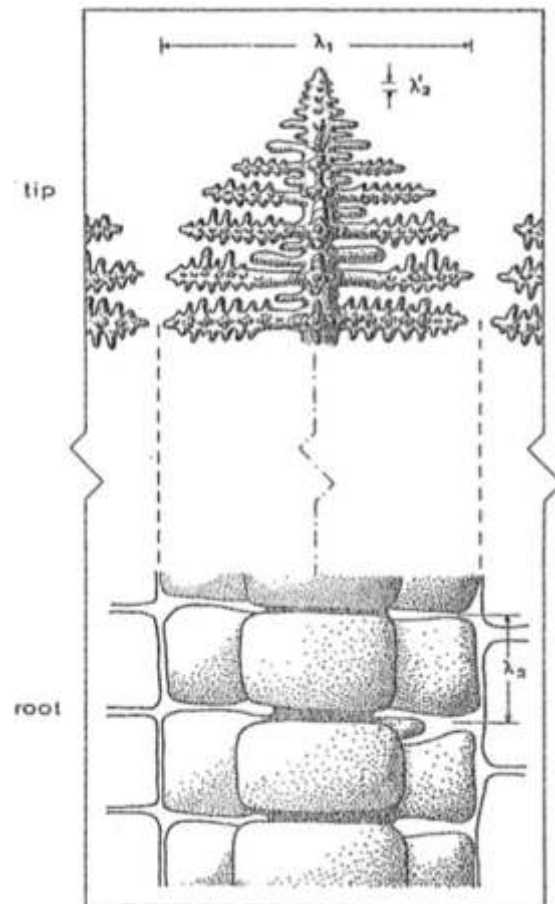


Figura 2.11 Raíz y punta de dendrita para crecimiento columnar al mismo punto de solidificación, pero separadas por distancia $\gg \lambda_1$. Nótese como λ_2 evoluciona, comenzando pequeña de la punta y eventualmente creciendo al punto de disolución de los brazos terciarios en la raíz (Kurtz & Fisher, 1998).

La figura 2.12 muestra el cambio de la morfología cristalina con un V creciente, y además el radio R y λ_1 .

El rechazo de solutos desde las puntas de las dendritas resulta en un incremento en las concentraciones de soluto en el líquido. Como éstas son empujadas radialmente esto se pueden quedar atrapadas entre los troncos de las dendritas y solidificar dando como resultado regiones Inter dendríticas con diferentes concentraciones de soluto al tronco primario de la dendrita. Este mecanismo es conocido como segregación, o en esta escala como, micro segregación. En qué medida se segregará un soluto depende de su difusión en el sólido y líquido y de la forma y tamaño de la dendrita (Kurz y Fisher 1998)- que a su vez depende de V y \dot{T} . Cada elemento tiene un coeficiente de difusión de soluto D específico a cada solución, el cual además varía para sólido D_s , líquido D_l y la interfase solido-líquido D_i . Cada una tiene que ser experimentalmente determinada y por tanto solo los valores de solución-soluto comunes están disponibles en la literatura.

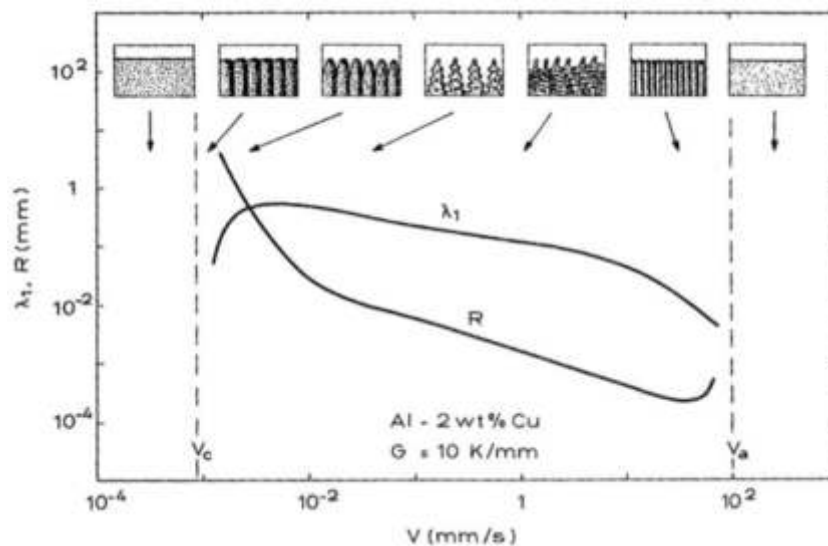


Figura 2.12 Morfologías cristalinicas de la aleación Al-2Cu con V creciente en la parte superior de la imagen, de izquierda a derecha: frente plano, celular, dendrítico celular, dendrítico, dendrítico con brazos secundarios, celular fino y frente plano. V_c es el límite de lo constitucional (Kurtz & Fisher, 1998).

Si tomamos la forma más simple de una aleación, un sistema binario, es teóricamente posible alcanzar concentraciones uniformes de soluto por medio de la difusión entre las fases sólida y líquida (McLean, 1983). Sin embargo esto requiere de tasas de difusión irrealmente rápidas, o, velocidades de solidificación imprácticamente lentas (0.5×10^{-14} m/s para sustitucional, y 0.5×10^{-11} m/s para solutos intersticiales (McLean, 1983) y

entonces en solidificación convencional siempre se podrá observar micro segregación. La figura 2.13 demuestra la micro segregación que ocurre durante la formación dendrítica. Esto es frecuentemente observado experimentalmente, donde concentraciones elevadas de soluto se encuentran en regiones interdendríticas y son más oscuras en contraste. Como será discutido en la siguiente sección, es posible tener estructuras libres de segregaciones, con muy altas tasas de solidificación.



Figura 2.13 Estructura dendrítica de DS MaeM246. Las regiones blancas son dendritas cristalinas con regiones interdendríticas negras visibles debido a las diferencias en las concentraciones químicas destacadas por ataque químico (McLean, 1983).

2.3.2 SOLIDIFICACIÓN RÁPIDA.

2.3.2.1 Difusión del soluto y atrapamiento del soluto.

La Solidificación Rápida (RS por sus siglas en inglés) ocurrirá ya sea debido al alto subenfriamiento de la fundición, por ejemplo temple rápido, o con campos de temperatura en movimiento rápido, por ejemplo, procesamiento de superficie con fuentes de alta densidad de potencia como láseres (Kurz y Fisher, 1998). Aunque el nombre sugiere una dependencia en la velocidad de solidificación, el fenómeno característico de la RS depende de la relación entre la velocidad de solidificación y la difusión. En bajas condiciones de V , la

microestructura evoluciona de acuerdo con la relación $R^2V=const$ donde R es el radio de la punta de la dendrita (o $\lambda^2V=const$ para espaciado eutéctico λ). Distancia de difusión $d=2D_1/V$, donde V_1 es el coeficiente de difusión del soluto en el líquido adyacente a la interfase sólido-líquido. Si $2D_1/V < R$, el campo de difusión se localiza con respecto a la microestructura, limitando la segregación del soluto. Este punto es crítico y se considera el inicio de RS, y se produce a nivel crítico $V \sim 10^{-2}m/s$ (Kurz y Trivedi, 1994).

A medida que V incrementa, esto eventualmente se vuelve comparable a, y mayor que, la tasa de difusión en la interfase sólido-líquido D_L/λ ; donde D_L es el coeficiente de difusión del soluto en líquido y λ es el espacio interatómico (Aziz, 1982). Los átomos de soluto quedan atrapados por la interfaz de avance sólido-líquido y se incorporan al sólido. Al mismo tiempo, el cristal ya no tiene tiempo para cambiar su composición con el fin de alcanzar el mismo potencial químico de la masa fundida y por tanto la interfaz sólido-líquido ya no está en equilibrio (Kurz y Fisher, 1998). Los dos mecanismos son conocidos como atrapamiento de solutos y salida del equilibrio local, respectivamente.

Michael Aziz formuló un modelo para la redistribución de solutos durante la solidificación rápida (Aziz 1982). En la cual propuso dos mecanismos de crecimiento: paso a paso y continuo. En el paso a paso, el crecimiento ocurre en pasos laterales de altura λ , donde λ es el espacio interatómico. El tiempo promedio entre cada paso es $\tau=\lambda/V$. Si el átomo del soluto no se difunde nuevamente en el líquido antes de que τ caduque, entonces quedará atrapado dentro de esa monocapa a medida que avanza la interfaz. En un crecimiento continuo, el átomo del soluto está siendo "arrastrado" hacia su sitio reticular a lo largo del tiempo τ , mientras que al mismo tiempo trata de difundirse. En lugar de ser en pasos fijos, el entorno potencial del soluto cambia continuamente, haciendo que las soluciones precisas sean más difíciles de escribir. Sin embargo, en última instancia, el crecimiento continuo demostró estar en mejor (y muy buen) acuerdo con los resultados experimentales que el crecimiento por pasos, por el propio Aziz y otros autores (Aziz et al., 1986) (Ahmad et al., 1998).

Considere átomos de soluto saltando a través de la interfaz entre sólido y líquido. Para crecimiento continuo se asume que esto ocurre en un flujo de estado estable, J . además se asume que cada salto necesita de una energía de activación, que debe ser mayor a esta para cristalización. Para la transición de soluto el salto es igual a λ , para cristalización el salto es $< \lambda$. En el marco de referencia de la interfaz móvil (moviéndose a V), el requerimiento del flujo neto de estado estable de difusividad de solutos $J(z)$ y la concentración neta de soluto $C(z)$ es

$$\frac{\partial}{\partial z}(J - VC) = 0 \quad \text{Ecuación 2.6}$$

Esto se convierte en

$$J_{s \rightarrow l} - J_{l \rightarrow s} = V \quad \text{Ecuación 2.7}$$

Donde $J_{s \rightarrow l}$ es el flujo de solido a líquido y $J_{l \rightarrow s}$ es flujo de líquido a solido ambos son descritos por las siguientes ecuaciones. C_{si} es la concentración del soluto en el nuevo sólido formado y C_{li} es la concentración del soluto en el líquido.

$$J_{s \rightarrow l}(t) = f_s v_s \lambda \gamma_s C_{si}(t) \exp\left(\frac{-\Delta\mu_B^{0*}}{RT_i}\right) \quad \text{Ecuación 2.8}$$

$$J_{l \rightarrow s}(t) = f_l v_l \lambda \gamma_l C_{li}(t) \exp\left(\frac{-\Delta\mu_B^{0*} - \Delta\mu_B^0}{RT_i}\right) \quad \text{Ecuación 2.9}$$

Para la primera ecuación, f_s es la fracción de sitios en el soluto para los cuales un salto atómico puede ocurrir, v_s es la frecuencia de intento en el sólido, $\Delta\mu_B^{0*}$ es la energía libre de activación molar para la transición de estado, γ_s es el coeficiente de actividad del soluto en el sólido, R es la constante de gas molar y T_i es la temperatura en la interfaz. Para la ecuación 2.9 f, v y γ son lo mismo, pero para en líquido y $\Delta\mu_B^0$ es el cambio en la energía libre molar después de la recristalización.

Una interfaz de difusividad D_i (la cual es menor que D_l) y el coeficiente de segregación equilibrada $k_e(T_i)$ son entonces definidas como $D_i \equiv \lambda^2 f_i v_i \gamma_s \exp\left(\frac{-\Delta\mu_B^{0*}}{RT_i}\right)$ y $k_e(T_i) \equiv \frac{\gamma_l}{\gamma_s} \exp\left(\frac{-\Delta\mu_B^0}{RT_i}\right)$, substituyendo esto en la ecuación 2.9 y definiendo una velocidad sin dimensiones $\beta \equiv \frac{V\lambda}{D_i}$ esto se simplifica a

$$\beta(C_{li} - C_{si}) = C_{si} - k_e C_{li} \quad \text{Ecuación 2.10}$$

O, si la difusión en el sólido es despreciable, entonces $C_{sne} = C_{si}$ se obtiene

$$k(V) = \frac{C_s}{C_{li}} = \frac{\beta + k_e}{\beta + 1} \quad \text{Ecuación 2.11}$$

De esta expresión podemos observar que mientras $V \rightarrow 0$, el coeficiente de división $k(V)$ se aproxima a k_e , y si $V \gg \frac{D_i}{\lambda}$ entonces $k(V)$ se aproxima a 1. Por lo tanto, dando un rango de transición comenzando en el equilibrio de segregación a bajo V , para completar el atrapamiento de soluto cuando $V \gg \frac{D_i}{\lambda}$. El rango de velocidad de la interfaz por encima de la cual esta transición ocurre se predice como de unos cuantos órdenes de magnitud de V ; el cual para el caso utilizado en Aziz (1982), es 0.1-100 m/s, observe la figura 2.14. Es evidente que esta relación fue inicialmente solo para diluir soluciones, y se asumió que $\frac{D_l}{\lambda} = \frac{D_i}{\lambda} = 10 \text{ m/s}$ tomando D_i como $\sim 10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$ y $T_i = T_m$.

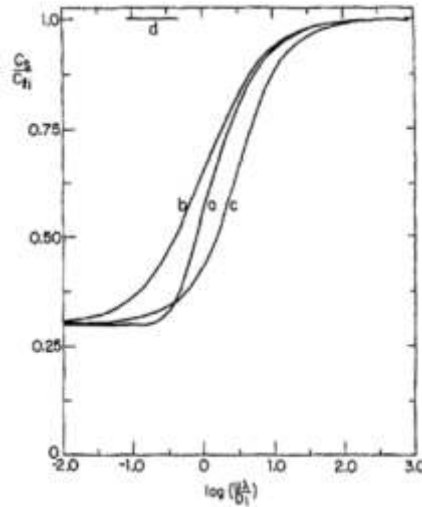


Figura 2.14 Predicción de la segregación de arsénico ($kc=0.3$) en silicio con el modelo de crecimiento continuo de Aziz (b) y con el modelo de crecimiento gradual (a), y modelo de Baker (Baker & Gahn 1969). (d) es información desde Baeri, Foti et al. (1981). Aquí $u=V$ (Aziz, 1982).

La predicción de si el atrapamiento del soluto va a ocurrir para un sistema específico es dependiente en los valores de V , D_i y λ . Sin embargo, los valores elegidos para D_i y λ tienen la mayor importancia ya que determinan cual será el rango de velocidad de transición V_{crit} .

λ (reemplazada con el grosor de interfaz δ_i en trabajos posteriores (Kurz y Trivedi 1994)), usualmente es considerada como $10^{-9}m$ (Kurz y Fisher 1998), pero puede ser reemplazada por una distancia específica si se utiliza para cálculos de mayor longitud. A pesar de que Aziz inicialmente consideraba que $D_i \sim D_l$, ahora se cree que $D_i < D_l$, cuya evidencia fue reportada en Aziz (1982) cuando datos de (Baeri et al. 1981) indicaban un completo atrapamiento de solutos de arsénico en silicio a 0.1 m/s. (Lipton, Glicksman, y Kurz 1984) propusieron el cálculo de D_i a una temperatura de interfaz T_0 para varias composiciones. Para el caso de la plata, $T_0=934$ K, y en base a una energía de activación de 40 kJ mol^{-1} , D_i fue calculado para ser $6 \times 10^{-10} \text{ m}^2/s$. Esto implica una $V_{crit} \sim 0.01 - 10 \text{ m/s}$. De nuevo esto es para una solución diluida, cálculos para soluciones concentradas como super aleaciones no han sido presentadas. Arnold y Aziz más tarde adaptaron el modelo de Aziz

para incluir la velocidad de difusión atómica, la cual es la tasa de crecimiento a la cual $k(V)$ está a media transición entre k_e y la unión (Arnold et al. 1999), Ecuación 2.12.

$$k(V) = \frac{k_e + \frac{V}{V_D}}{1 + \frac{V}{V_D}} \quad \text{Ecuación 2.12}$$

Este modelo fue previamente verificado experimentalmente para interfaces planares usando procesamiento de laser pulsado, pero utilizando V_D como un parámetro libre para ayudar a ajustar los datos del subenfriamiento dendrítico. En (Arnold et al. 1999), V_D fue medido independientemente en una aleación diluida de Ni-Zr y se encontró que es 26 m/s. Esto implica un más bajo límite de $V=26$ m/s para alcanzar un atrapamiento de soluto completo que el predicho inicialmente de 100 m/s. Desafortunadamente, lo que es muy difícil de predecir es el comienzo del atrapamiento de soluto, todos los valores calculados o medidos solo se refieren al atrapamiento de soluto o a la micro segregación de estructuras libres, por ejemplo, planar. En sistemas de aleaciones más complejos, cada átomo de soluto poseerá una tasa de difusión diferente, y las interacciones soluto-soluto también afectaran a la V_{crit} .

2.3.2.2 Microestructuras en RSPS y tratamiento superficial láser.

La fusión selectiva laser, como su nombre lo indica, es un proceso de fusión por láser utiliza una fuente de poder móvil de este modo crea campos de temperatura móviles. En ausencia de teoría establecida para SLM, es entonces razonable discutir la teoría de solidificación y formación de microestructura del procesamiento de la superficie de láser, como se estableció a finales de 1980's y principios de 1990s.

Las condiciones de solidificación características para el procesamiento de la superficie de laser están resumidas por Kurz y Trivedi (Kurz y Trivedi 1994) en su trabajo de Procesamiento de Rápida Solidificación (RSP por sus siglas en inglés). En RSP, la selección de microestructura es conducido por la interfaz de velocidad V_s y la tasa de enfriamiento \dot{T} , y el gradiente de temperatura en la interfaz G es menos significativa.

Los láseres transfieren calor al material a través del efecto en reversa Bremsstrahlung – el efecto Bremsstrahlung es el proceso de emisión de fotones por un electrón excitado- esto es un electrón está siendo excitado por la interacción con un fotón incidente. En el caso de procesamiento con láser son las interacciones entre fotones del láser con los electrones libres del material (Bass, 2012). En un metal, los electrones son libres- separados del átomo- y acomodados en una nube de electrones permitiéndoles una mayor conductancia a través de las interacciones electrón-electrón. Interacciones entre electrones excitados y fonones de la red dan como resultado vibraciones de fonones. Son estas vibraciones que son detectadas como calor. Si el metal absorbe suficiente energía, las vibraciones son suficientes para estirar los enlaces reticulares a medida que pierden su resistencia mecánica y el metal se derrite (Deffley, 2012).

La figura 2.15 es una muestra esquemática de la morfología de una alberca de fundición y las condiciones de solidificación que se producen con una fuente de láser en movimiento. La velocidad de solidificación V_s incrementa rápidamente de cero en la base de la alberca de fundición a $\sim V_b$ (velocidad del haz) en la superficie por medio de la relación $V_s = V_b \cdot \cos \theta$, donde θ es el ángulo entre las velocidades (Gremaud, Carrard, y Kurz, 1990).

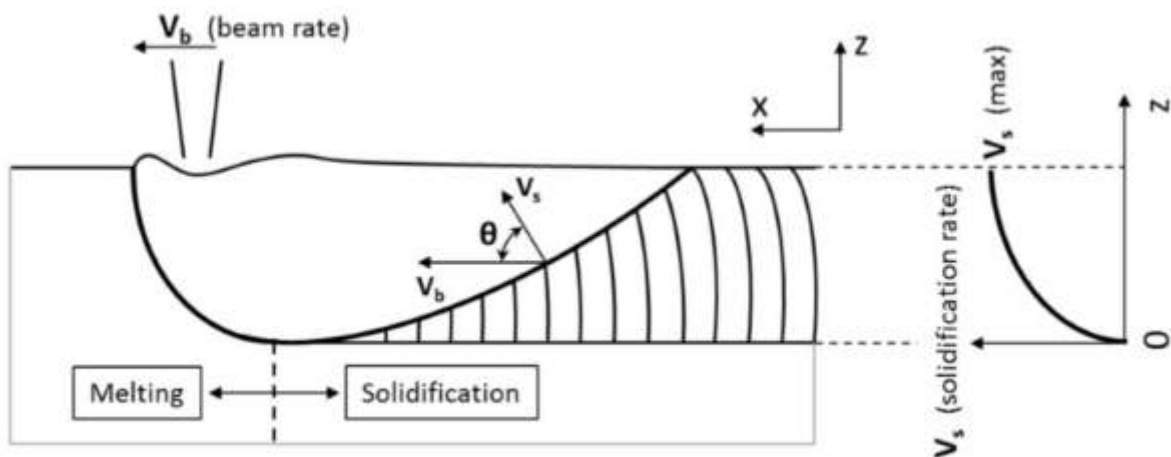


Figura 2.15 Formación de alberca de fundición para el procesamiento de superficie con láser a altas velocidades. Donde $V_s(\max) \equiv V_b$ (Harrison, 2016).

Por lo tanto, el haz de velocidad de 1m/s resulta en un pico V_s de 1 m/s en lo más alto del recorrido. Sin embargo, la aceleración de cero en la base del camino a tal máximo en la

distancia relativamente corta de la profundidad de la huella potencialmente da como resultado una desviación en la teoría de estado estable. Esto dificultaría la interpretación de las observaciones microestructurales como modelos de transformación de fase establecidos, como los discutidos en la Sección 2.2.1, que fueron desarrollados para las condiciones de estado estacionario. Zimmermann, Carrard, y Kurz (1989) demostraron que la condición cuasi-estable se satisfaría siempre que el cambio en V_s , a través de la distancia de D/V_s , fuera significativamente menor que V_s — donde D es el coeficiente de difusión del soluto en el líquido- Véase ecuación 2.12.

$$\frac{D}{V_s} \frac{\partial V_s}{\partial x} \ll 1$$

Ecuación 2.12

Tomando de valor máximo para $(\Delta V_s / \Delta x)$ como $10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$ (Zimmermann, Carrard, y Kurz 1989) y tomando D que sea del orden de $10^{-9} \text{ m}^2/\text{s}$ (Kurz y Fisher, 1998), el LHS de la ecuación 2.12 tiene valores de $10^{-6} - 10^{-3}$ cuando se aplica a las tasas típicas de solidificación en tratamiento superficial láser. Por lo tanto, se cumple la condición del estado cuasi-estable y se puede aplicar la teoría del crecimiento en estado estable.

Junto con trabajos adicionales (Gremaud, Carrard, y Kurz 1990; Carrard et al., 1992), (Kurz y Trivedi, 1994) determinaron que las condiciones de solidificación para el tratamiento superficial laser conducirá, en la mayoría de los casos, a un crecimiento columnar (direccional) de dendritas. Sin embargo, Zimmermann, Carrard, y Kurz (1989) descubrieron en la re-fusión de laser de eutécticos de Al-Cu, una nueva fase formada entre formas celulares y planas a altas velocidades de solidificación. Más allá de $V_s=0.5 \text{ m/s}$, ellos observaron una estructura de bandas la cual cuando fue analizada se observó que contenía una solución solida de $\alpha\text{-Al}$ sobresaturada y $\alpha\text{-Al}/\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$ eutéctica ondulada.

La figura 2.16 muestra las funciones de respuesta de la interfaz (curva $T-V$) para las varias microestructuras observadas. Ordinariamente más allá del límite de la estabilidad absoluta, la morfología del plano frontal es la más estable. Sin embargo, entre el rango de velocidad

de V_a y la V_{Tmax} máxima de T_p - el crecimiento del plano frontal en estado estable es inestable en el tiempo resultando en inestabilidades oscilatorias y una alternativa de crecimiento de células dendríticas y morfología del plano frontal. Esto se materializa como bandas espaciadas submicrométricas las cuales son paralelas al frente de solidificación (Kurz y Trivedi, 1994).

Las morfologías del plano frontal representan la micro segregación de estructuras libres, donde se ha producido el atrapamiento de solutos completo durante la solidificación. La figura 2.17 muestra un mapa de selección de microestructura, en coordenadas G - V . Se observa que las superficies tratadas con láser formaran dendritas celulares en V o estructuras con bandas inferiores cuando se empujen hacia 1 m/s o más. Con respecto al atrapamiento de solutos, para formar dendritas debe haber una pequeña cantidad de difusión, el atrapamiento de solutos completo siempre dará como resultado una morfología de frente plano, pero la estructura con bandas claramente representa una transición entre los dos.

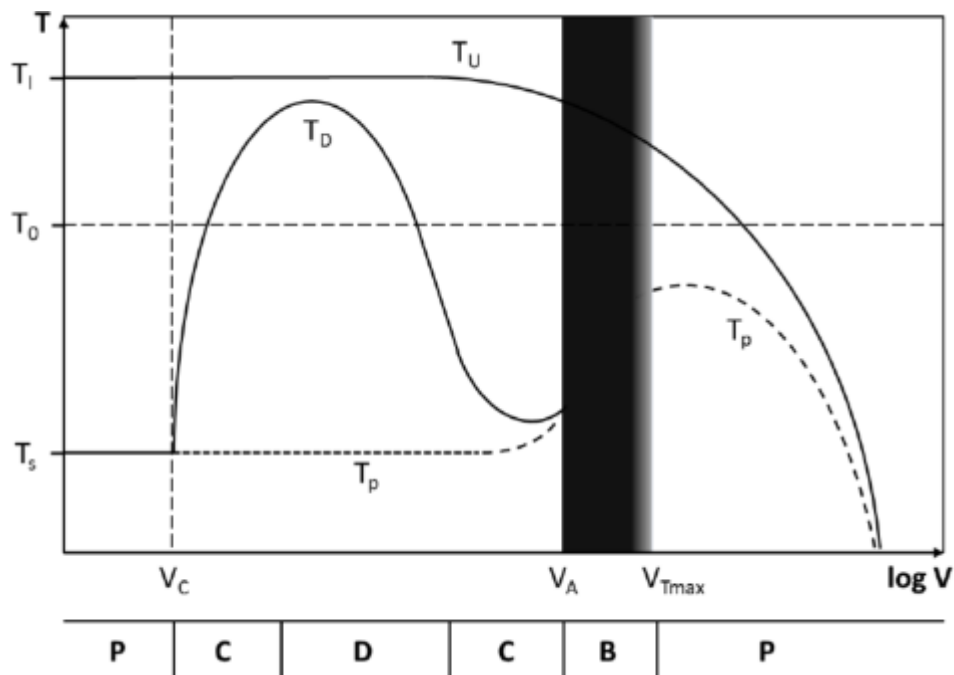


Figura 2.16 Función de respuesta de interfaz para formas de microestructura, plano frontal T_p , celular-dendrítica T_D con T_u de baja velocidad de enfriamiento. Las microestructuras se indican como plano frontal P, celular C, dendrita D y banda B.- (Harrison, 2016).

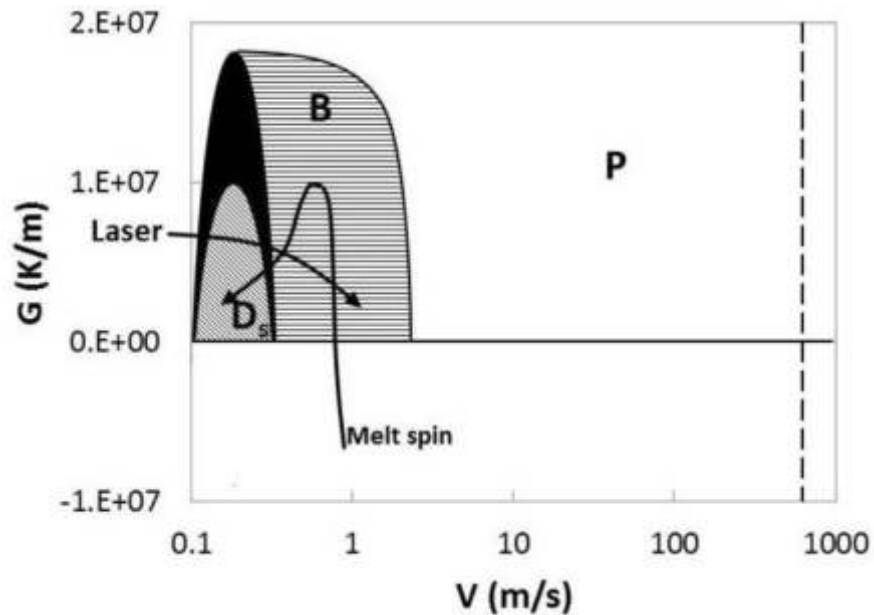


Figura 2.17 Mapa de selección de microestructuras en coordenadas G-V. Las dendritas columnares están señaladas por D_s , estructura en bandas B y estructura planar P.- (Harrison, 2016).

2.3.3 EN SLM.

Uno de los aspectos más importantes de la Fusión Selectiva Laser es el uso de alta energía para fundir completamente el polvo metálico y unir la capa actual con la anterior para obtener partes de alta densidad (Casavola, Campanelli, y Pappalettere, 2008). Por lo tanto, el proceso de SLM presenta algunas modificaciones al material debido al ciclo térmico producido capa por capa en el componente por el haz láser, incluyendo alteraciones a la microestructura y esfuerzos residuales.

La aplicación de una fuente calor concentrada hace a la manufactura aditiva más parecida a la soldadura que a la fundición o a la forja. Aunque existen varias investigaciones de modelado y simulación del proceso de transferencia de calor en SLM (Matsumoto et al., 2002; Gusarov et al., 2007; Gusarov y Smurov, 2009; Gusarov et al., 2009; Roberts et al., 2009; Hussein et al., 2013; Lopez-Botello et al., 2017) la mayoría de ellos modelan capas individuales o en 2 dimensiones. Hay pocas investigaciones o ninguna sobre el modelado completo de la formación de microestructuras para el procesamiento de SLM de múltiples capas.

La mayoría de las investigaciones sobre microestructuras SLM son observacionales (Gu y Meiners, 2010; Thijs et al., 2010; Kempen et al., 2011; Amato, Gaytan, et al., 2012; Amato, Hernandez, et al., 2012; Vilaro et al., 2012; Z. Wang et al., 2012). Una observación clave que se desprende de estos estudios es que la estructura de grano de SLM como material procesado parece ser relativamente invariable. En eso, independientemente del material, maquina o parámetros de proceso, la estructura básica es la misma. Es decir, los granos columnares grandes de alta relación orientación, con límites de grano de ángulo bajo, que tienen una orientación de crecimiento preferida paralela a la dirección de construcción (figura 2.18). Los granos en sí están compuestos por dendritas delgadas columnares, con solo los brazos primarios visibles. También es visible la evidencia de las albercas/vías de fundición y el proceso de capas.

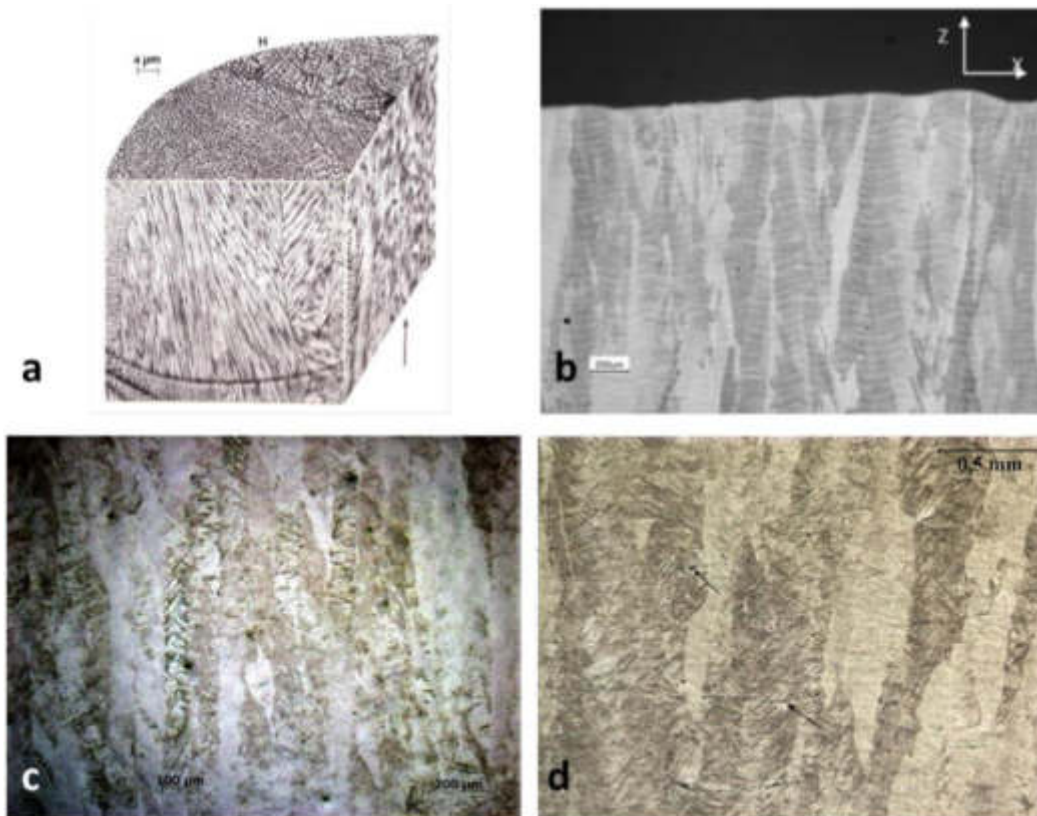


Figura 2.18 Micrografías de diferentes estudios del procesamiento de diferentes aleaciones por SLM a distintos parámetros. a) IN625 procesado en un sistema SLM EOS M270 con potencia de 200 W y una velocidad de escaneo de 1000 mm/s (Amato 2012), b) Nimonic 263 procesado en una maquina SLM Trumpf con potencia de laser de 200 W y velocidad de escaneo de 100 mm/s (Vilaro, Colin et al. 2012), c) Ti-6Al-4V procesado en una maquina láser personalizada con una potencia de 42 W y una velocidad de escaneo de 200 mm/s (Thijs et al. 2010), d) Ti-6Al-7Nb en una máquina SLM Realiser II (MCP-HEK) con una potencia de 100 W y velocidad de escaneo de 150 mm/s (Chlebus et al., 2011)

Además del análisis SEM de microestructuras, algunas investigaciones han utilizado la Difracción de Electrones Retro Dispersados (EBSD por sus siglas en inglés) para analizar la textura cristalográfica del material procesado por SLM (Bauer et al., 2015; Etter et al., 2015; Divya et al., 2016). De estas investigaciones se observa que la textura de la fibra de solidificación tiende a una orientación preferente de $\langle 001 \rangle$ que es paralela a la dirección de crecimiento, ver la figura 2.19. Adicionalmente, (Bauer et al., 2015) reportaron que las densidades de energía reducidas, específicamente las tasas de barrido más altas, dieron como resultado una microestructura más caótica, por lo que se interrumpió el crecimiento epitaxial y la textura se volvió menos distinta, ver figura 2.20.

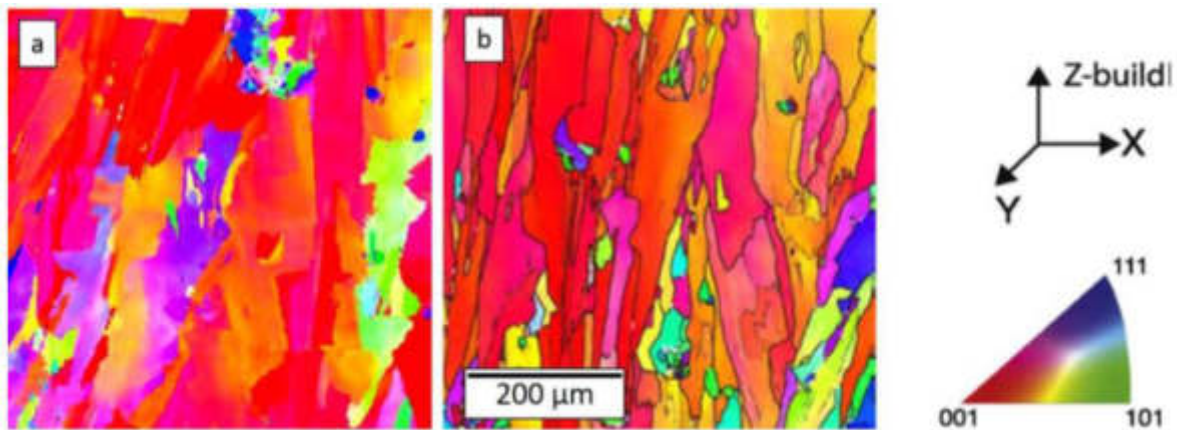


Figura 2.19 Mapas EBSD figura de polo invertido. Directo de a) Bauer et al. (2015) y b) Divya et al. (2016)

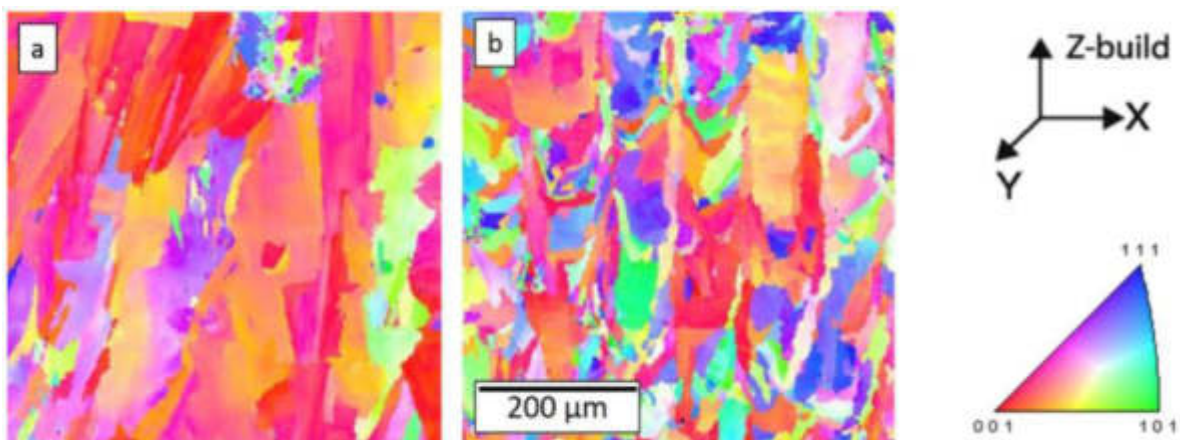


Figura 2.20 Mapas EBSD figura de polo invertido para densidades de energía de a) 116 J/mm^3 y b) 66 J/mm^3 (Bauer et al., 2015)

2.4 FUSIÓN SELECTIVA LASER: UNA TECNICA DE MANUFACTURA ADITIVA.

2.4.1 EL PROCESO.

La Fusión Selectiva Laser (SLM) es un proceso clasificado como de Manufactura Aditiva (AM) (ISO-ISO, ASTM, 2015). Un proceso se define como aditivo si este usa capas o crecimiento epitaxial para construir un objeto tridimensional (I. Gibson, Rosen, y Stucker 2010). Este tipo de tecnología utiliza una variedad de materiales incluyendo plásticos, metales, cerámicos y compuestos, y despliega múltiples distintos procesos para enfrentar problemas como diseño, complejidad, acabado superficial, costo unitario, velocidad de operaciones, entre otros (Ian Gibson, Rosen, y Stucker, 2015); SLM es un proceso metálico.

La SLM (y otras tecnologías de AM) se ha visto que han presentado un incremento de interés tanto en ámbitos de investigación como en la industria, y busca posicionarse como parte de la manufactura futura (Ian Gibson, Rosen, y Stucker, 2015). Esto se debe principalmente a las siguientes razones: construir una pieza por capas permite geometrías complejas que por técnicas convencionales no son posibles, como estructuras internas enrejadas o canales de enfriamiento complejos. La precisión de este proceso permite detalles finos que son imposibles de realizar o extremadamente difíciles, caros o desperdiciados de alcanzar mediante el maquinado o fundición. Componentes con piezas móviles pueden ser fabricados en una construcción individual, aunque esto es más difícil de lograr en los procesos metálicos. Finalmente, cualquier material (polvo) que no haya sido fundido puede ser reciclado proporcionando así grandes reducciones de materia prima desperdiciada en comparación con el maquinado (Harrison, 2016).

Debido a la competencia comercial existen varios nombres diferentes para el proceso de SLM; Renishaw, Realizer y SLM Solutions usan el término SLM, Concept Laser lo llama LaserCUSING® y EOS usa Sinterizado Directo de Metal por Laser (DMSL por sus siglas en inglés).

En la Fusión Selectiva Laser, polvo metálico es fundido selectivamente por un láser de alta potencia. La sección transversal de la parte es fundida en capas, las cuales son construidas sucesivamente para crear el objeto completo en 3D (figura 2.21)

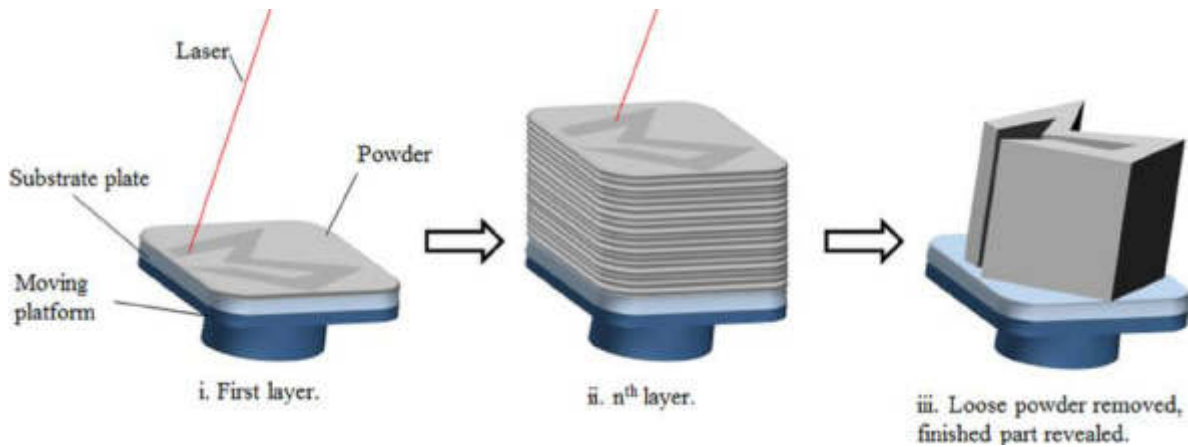


Figura 2.21 Concepto del proceso de SLM (Yap et al., 2015).

2.4.2 APLICACIONES.

SLM es una tecnología en desarrollo (Blosch & Fenn, 2018), por lo que la cantidad de aplicaciones con las que es compatible aumenta a medida que se superan los factores limitantes. Sin embargo, como cualquier tecnología, hay ciertas aplicaciones para las que es más adecuada.

Debido a los altos costos de inversión inicial (las máquinas suelen costar más de 250,000), el costo para echar a andar la máquina y el bajo volumen de producción, esta tecnología resulta más adecuada para mercados de alto valor como la industria dental, médica, joyera y aeroespacial (Harrison, 2016).

La Manufactura Aditiva es perfecta para componentes personalizables, ya que no requiere moldes o herramientas por separado y las sutiles diferencias en forma y tamaño se pueden procesar fácilmente en el software de CAD. Por lo tanto, se presta bien a la producción de implantes específicos para el paciente para la industria dental y médica, en la cual se han reportado casos de éxito, siendo Vandenbroucke y Kruth (2007) un ejemplo. Un ejemplo

especifico de una aplicación de este tipo ya implementada son los reemplazos de articulaciones. La glena artificial se construye con la intención de crear una interfaz que fomente que el hueso y el tejido crezcan/ asimilen la articulación y, por lo tanto, reduzcan las posibilidades de infección o rechazo de cuerpos extraños. Esto se logra construyendo una estructura de malla fina compleja como las capas externas, con la glena en sí misma maquinada y pulida (Parthasarathy et al., 2010). La malla es de un detalle demasiado fino como para crearla utilizando un modelo, y consumiría mucho tiempo y sería una pérdida de tiempo si se intentara maquinarla.

La industria aeroespacial es otro sector que se encuentra investigando arduamente la tecnología de la Manufactura Aditiva. Esta industria demanda el más alto nivel de integridad y rendimiento de los componentes. Todos los nuevos materiales y procesos son sometidos a largas pruebas y estandarización antes de ser aprobados para su producción y uso. Aleaciones de alto rendimiento, como aleaciones de titanio y superaleaciones de níquel/cobalto, son el material predilecto para muchos de los componentes, especialmente aquellos que operan a altas temperatura (Reed, 2008). Desafortunadamente, las propiedades de alto rendimiento de estas aleaciones dificultan su producción por medio de técnicas convencionales. La construcción de componentes aeroespaciales con SLM ofrece enormes reducciones potenciales de costos para la industria, si la tecnología puede ser optimizada; y ya se encuentran algunos casos de éxito en la industria. Como ejemplo tenemos la turbina del Airbus A320neo que cuenta con boquillas impresas por medio de esta tecnología, de la cual lograron combinar 20 partes en una sola, además se redujo el peso en un 25% y fue 5 veces más durable. Otro ejemplo es el motor Rolls Royce Trent XWB-97 cuenta con el conjunto de componentes para motor aeronáutico fabricados por manufactura aditiva más grande del mundo; un anillo de paletas de compresión con un diámetro de 1.5m fabricado de Ti6Al4V (Howie, 2015).

Sin embargo, ha habido menos éxito con las superaleaciones base níquel para desempeño en altas temperaturas. Estas superaleaciones son principalmente utilizadas en las partes más calientes del motor de la turbina y están expuestas a temperaturas que superan los 540 °C bajo cargas pesadas (Donachie y Donachie, 2002). Las respuestas del material

combinado con las características del proceso de SLM ha llevado a tener algunas dificultades para alcanzar el nivel de integridad requerido para componentes aeroespaciales (Harrison, 2016).

2.4.3 PROBLEMAS CARACTERÍSTICOS EN SLM.

Al igual que con cualquier técnica de procesamiento, SLM tiene una serie de una serie de características de proceso que pueden causar problemas con el procesamiento de material si no se comprenden y/o se controlan. Ahora se discutirá la naturaleza, el impacto y la capacidad de control de estas características.

2.4.3.1 Altos esfuerzos térmicos y residuales.

Un esfuerzo residual puede ser definido simplemente como un esfuerzo interno que existe dentro de la pieza sin necesidad de aplicar una fuerza externa. Este tipo de esfuerzos están relacionados con el procesamiento, y se ha dicho que “todo proceso de producción introducirá una cantidad de esfuerzo residual” (Withers y Bhadeshia, 2001). Ya que su presencia es considerada como inevitable, es la distribución y manipulación de los esfuerzos residuales lo que se ha convertido en objeto de investigación. Puramente, son los esfuerzos que resultan de deformaciones elásticas causadas por desplazamientos elásticos entre regiones. La naturaleza de estas dislocaciones es variada, y puede ser cualquier cosa desde dislocaciones de red hasta deformaciones térmicamente inducidas (Richard James Moat, 2009).

Si es de una magnitud suficiente, un esfuerzo residual puede conducir a la deformación de la parte, micro grietas y limitaciones en la resistencia a la carga/ rendimiento a la tensión (Merzelis y Kruth, 2006).

Existen tres tipos de esfuerzos residuales, los cuales varían en escalas de longitud cada vez más pequeñas. Los esfuerzos tipo I son continuos a través de los límites de los granos y varían en escalas de longitud comparables al tamaño de la pieza, por lo que se describen como macro esfuerzos. Los esfuerzos tipo II varían en una escala de longitud comparable al

tamaño de grano, y son generados por dislocaciones de deformación. Esfuerzo tipo III son heterogéneas a lo largo del grano y son causadas por defectos reticulares como dislocaciones y solutos intersticiales (R.J. Moat et al., 2011). Ambos tipos II y III son micro esfuerzos. Debido a la longitud de escalas sobre las cuales varían, los esfuerzos tipo I tienen la mayor influencia en la resistencia del material. Además son generados por deformaciones térmicas elásticas asociadas con cambios en la temperatura del material – no más extremo que en los procesos de fusión (Harrison, 2016).

Mercelis y Kruth (2006) describen los esfuerzos residuales encontrados en piezas fabricadas por SLM y SLS que surgen de dos mecanismos; Mecanismo de Gradiente Térmico (TGM por sus siglas en inglés) y la fase de enfriamiento de las capas superiores fundidas. El TGM resulta de los pronunciados gradientes térmicos generados por la interacción del láser con el material. El rápido calentamiento de la superficie superior, combinado con la relativamente lenta conducción de calor del material crea un pronunciado gradiente de temperatura. Cuando la capa superior se expande, esta es restringida por la capa inferior de menor temperatura, induciendo una deformación elástica compresiva. Sin embargo, a una temperatura más elevada el límite elástico de la capa superior se reduce, permitiendo que sea plásticamente comprimido. El enfriamiento de la ahora plásticamente comprimida capa superior hace que se agriete induciendo un ángulo de flexión hacia el láser. Esto introduce un esfuerzo tensil en la dirección de construcción. Es importante mencionar que este mecanismo ocurre en la fase sólida (no requiere el material para ser fundido) La figura 2.22 demuestra el TGM para un láser incidente en material sólido.

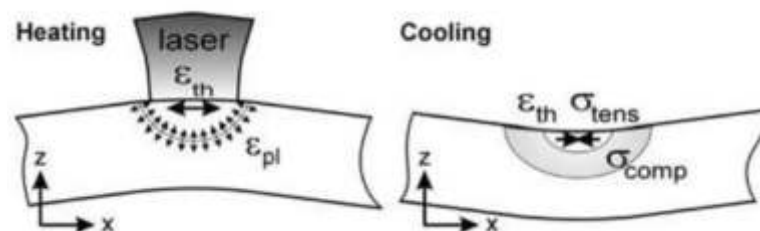


Figura 2.22 Representación del TGM, con deformación térmica ϵ_{th} , deformación plástica ϵ_{pl} , esfuerzo tensil σ_{tens} y esfuerzo compresivo σ_{comp} - (Mercelis & Kruth, 2006).

El enfriamiento de la capa superior fundida induce esfuerzos de manera similar que el TGM. Cuando el material se enfría y solidifica, este se encoge debido a la contracción térmica. Este encogimiento es restringido otra vez por el material inferior frío, causando esfuerzo tensil en la capa superior y esfuerzo compresivo en la capa inferior.

Mercelis y Kruth realizaron un estudio extensivo de los esfuerzos residuales en SLS y SLM (Mercelis y Kruth, 2006). El objetivo del estudio era modelar los esfuerzos térmicos inducidos por el proceso y después comparar los perfiles de esfuerzos con valores experimentales medidos. Ellos utilizaron un modelo simple en el que se asume: temperatura ambiente, teoría del haz es válida, no hay acción de fuerzas externas para la combinación parte-base de construcción, el esfuerzo en la dirección x es independiente de la coordenada y, la capa superior induce esfuerzos como resultado de la contracción y la resistencia a la tensión es igual a su límite elástico.

El modelo utiliza una base de construcción de la base de construcción de 20 mm, con una parte construida por 50 capas de 50 μm . El módulo de Young, E, de la base de construcción y de la parte es de 210 GPa y 110 GPa respectivamente, y el límite elástico del material es 300 MPa. La figura 2.23 muestra el resultado dados los parámetros iniciales.

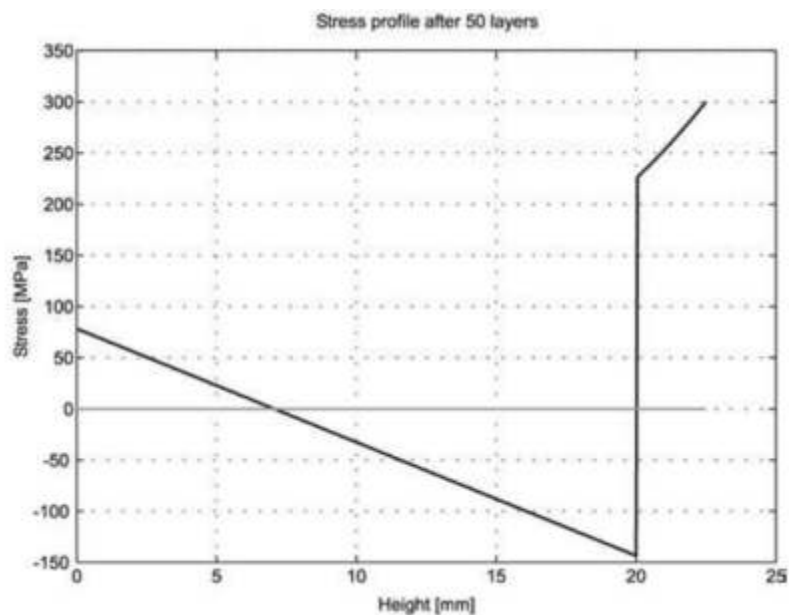


Figura 2.23 Esfuerzo residual en la parte y la base de construcción, la interfaz es a 20 mm de altura- (Mercelis and Kruth, 2006).

La adición de una capa a la base de construcción induce un esfuerzo compresivo en la región superior y un esfuerzo tensil en la región inferior. La adición de capas adicionales se agrega al perfil de esfuerzos de la base de construcción, pero también a las capas subyacentes, reduciendo de este modo los esfuerzos tensiles presentes por las capas previas (Harrison, 2016).

En la figura 2.24 se muestra el perfil de esfuerzos una vez que ha sido removida la parte de la base de construcción. Tanto la parte como la base ambas sufren relajación, en el caso de la parte esto ocurre mediante contracción uniforme (parte constante del esfuerzo de relajación) y deformación por flexión (parte lineal del esfuerzo de relajación). Después de la remoción el perfil de esfuerzos de la parte consiste en esfuerzos tensiles en las superficies superior e inferior con esfuerzos compresivos en la zona central.

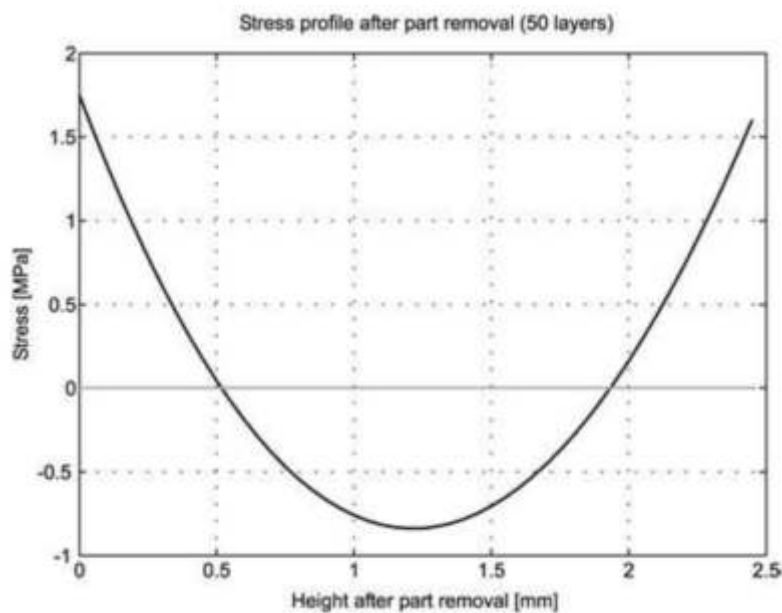


Figura 2.24 Modelo del perfil de esfuerzos de la parte después de ser removida de la base de construcción- (Merzelis and Kruth, 2006).

Los efectos del número de capas, espesor de la base de construcción y límite elástico del material en el perfil de esfuerzos también fueron modelados. Un incremento en el número de capas resulta en un mayor esfuerzo residual final, con una reducción de la contracción en el eje x a medida que aumenta el número de capas, ver figura 2.25. Este es

un resultado importante ya que se confirma que partes más grandes, como consecuencia de un incremento de exposiciones, generaran un mayor esfuerzo residual.

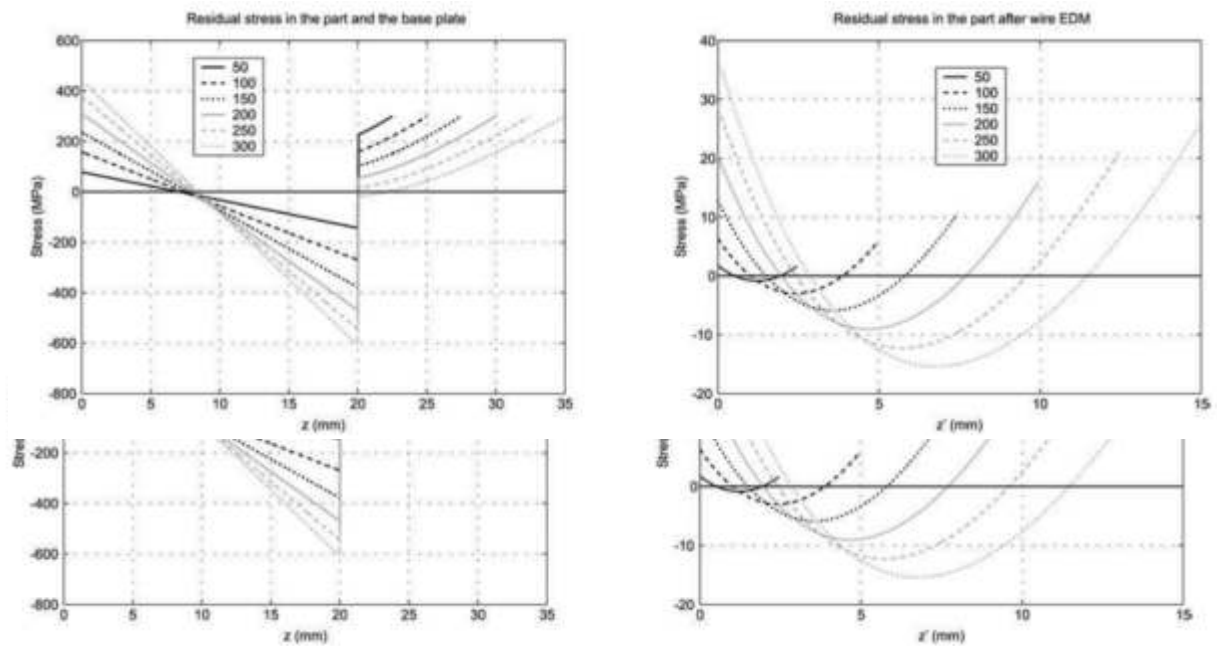


Figura 2.25 Progresión modelada de los perfiles de esfuerzo residual de la parte unida al sustrato (izquierda) y removida (derecha) con un número creciente de capas- (Merclis and Kruth, 2006).

Conforme el espesor de la base de construcción aumenta el esfuerzo residual final disminuye, y la deformación por flexión de la parte disminuye también con el incremento del espesor de la base. Incrementando el límite elástico del material incrementan los esfuerzos residuales- a pesar de que no es necesariamente un resultado sorprendente, es de particular importancia cuando se considera la alta resistencia de las superaleaciones (Harrison 2016).

El modelo tenía un buen acuerdo cualitativo con las pruebas de XRD, pero una comparación cuantitativa “no fue fácil” esto fue principalmente porque el modelo no incluyó los efectos de TGM, solo los de contracción por solidificación. Este además no tomo en cuenta la porosidad que se produjo en las muestras de XRD. La porosidad reduce el valor de esfuerzo ya que el esfuerzo alrededor de cada borde de porosidad es igual a cero. Además, es importante mencionar que la parte fue construida directamente en la base de construcción sin el uso de soportes. Esto significa que en realidad la parte fue removida por corte con

alambre o EDM (electroerosión), el cual puede inducir grandes esfuerzos tensiles. Este método además requiere de trabajo adicional para reciclar las bases de construcción. El uso de soportes facilita la remoción de la parte y además ayuda con la fabricación de geometrías más complejas. Cuando una parte es construida en soportes, el perfil de esfuerzos no es el mismo que el de las partes “procesadas” en la investigación de Mercelis y Kruth. A pesar de que los soportes pueden tener algún efecto, la parte es más probable que la parte tenga el perfil de esfuerzos de las partes “removidas y relajadas” (Harrison, 2016).

Shiomi et al. (2004) midieron la distribución del esfuerzo residual en una pieza procesada de acero fabricada por SLM. El material era una mezcla de acero al cromo molibdeno con fosfato de cobre y polvo de níquel, que potencialmente responde de manera diferente al polvo totalmente pre aleado, pero se asumirá una similitud para este ejemplo. Un cuboide de dimensiones de 6x5x45 mm de altura x ancho x longitud, respectivamente, se construyó sobre un sustrato de 8x9x49 mm. Dado un grosor de capa de 100 μ m, la parte construida constaba de 600 capas. El esfuerzo residual se midió como un máximo de 500 MPa de tensión en la superficie hasta 50-100 MPa de esfuerzo compresivo a 2 mm de la base de construcción, volviendo al esfuerzo tensil a lo largo de la interfaz entre la placa base y la pieza. El perfil de esfuerzo medido, ver figura, está de acuerdo con el perfil de esfuerzo predicho por el modelo de Marcelis y Kruth (Marcelis y Kruth 2006), a pesar de que el regreso al esfuerzo tensil antes de la interfaz no es consistente con el predicho para cuando el componente sigue unido a la placa base. En cambio, el perfil medido está más cerca del enfriamiento inverso pronosticado para una parte removida, lo que implica que en el caso experimental puede no haber una cohesión perfecta entre la parte y la placa base.

Shiomi y Osakada además investigaron la relación entre el esfuerzo residual de la capa superior y la velocidad de escaneo del láser, ver figura 2.26. Aunque se registra una relación parabólica débil para los valores medios, las grandes variaciones de error conducen a la conclusión de que la velocidad de escaneo no afecta en gran medida al esfuerzo máximo.

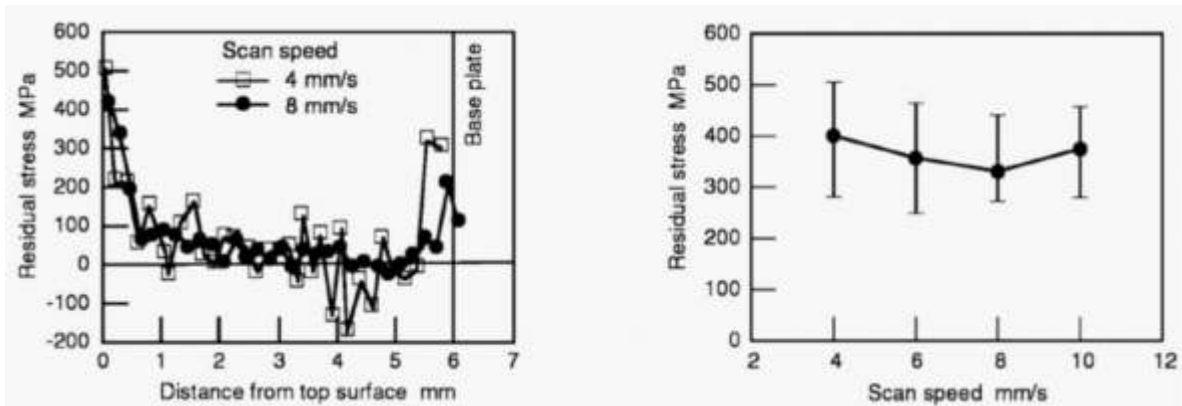


Figura 2.26 Perfil de esfuerzo residual medido para la pieza procesada unida a la placa base en fuerte acuerdo con el modelo de Mercelis y Kruth (2006) (izquierda), con una relación débil entre velocidad de escaneo y esfuerzo residual máximo (derecha)- (Shiomi et al., 2004).

R.J. Moat et al. (2011) estudiaron los efectos de la longitud del láser pulsado y ciclos de trabajo en el esfuerzo residual de Waspaloy e Inconel 718 fabricados con SLM. Aunque construyeron paredes delgadas en lugar de estructuras cuboidales, los perfiles de esfuerzos medidos coincidieron bien con los hallazgos de Mercelis y Kruth (2006). Los esfuerzos paralelos a las superficies libres eran tensiles, y los del interior eran compresivos. Se encontró que los perfiles de esfuerzos tenían una dependencia débil de la longitud del pulso, pero la longitud del pulso tenía poco efecto sobre los esfuerzos máximos. El aumento del ciclo de trabajo aumentó el gradiente de esfuerzo y el tamaño de la región de máximo esfuerzo para los esfuerzos de tensión en la dirección x.

Esfuerzos longitudinales de tensión cerca de la superficie superior se atribuyeron a la contracción de la parte, bajo el mecanismo de enfriamiento de la capa superior. Se encontró que los pulsos más largos aumentan la proporción de altos esfuerzos residuales en comparación con pulsos cortos. El incremento en el tiempo de exposición da como resultado en temperaturas más altas alrededor del punto del láser, lo que lleva a tasas de enfriamiento más altas. Esto es explicado de manera similar por el TGM.

La literatura presentada se centró en las relaciones entre los parámetros del proceso y el esfuerzo residual. Sin embargo, debido a que se puede decir que el esfuerzo residual se deriva completamente del esfuerzo térmico inducido por el proceso de fusión, en realidad

se revelaron las relaciones entre los parámetros del proceso y el esfuerzo térmico. El esfuerzo residual podría aliviarse con simples tratamientos térmicos posteriores al proceso; por lo tanto, como problema independiente, puede remediarse fácilmente. Son los otros efectos, menos reversibles, del esfuerzo térmico (defectos que ocurren como respuesta material al esfuerzo, como deformación o fractura/ruptura) los que plantean un desafío mayor.

2.4.3.2 Porosidad.

La porosidad se refiere a un poro, o número de poros presentes en un volumen, y es usualmente citado como % de volumen o área. Sin embargo, el caso más común es citar una densidad de muestras (% o kgm^{-3}); esto es porque la porosidad se refiere a la característica, más que a una propiedad física. Los poros son considerados perjudiciales porque son sitios posibles de inicio de grietas, lo que en última instancia influye en el rendimiento mecánico del material. Como tal, el logro de la densidad total con un material generalmente se busca antes de realizar investigaciones mecánicas. Muchas de las primeras investigaciones sobre el procesamiento de aleaciones con SLM se centran principalmente o solo en la densificación del material (Morgan, Sutcliffe, y O'Neill 2004; J.-P. Kruth et al. 2007; Mumtaz, Erasenthiran, y Hopkinson 2008; Gu et al. 2012; Savitha et al. 2012; Kamath et al. 2014). De estas investigaciones se deduce que la porosidad en SLM ocurre debido a cinco razones: superposición de fusión insuficiente, profundidad de fusión insuficiente, gas atrapado, balling y vaporización. El "balling" y la vaporización también están relacionados con un pobre acabado superficial. Ejemplos de porosidad reportada en IN738LC procesado con SLM se muestran en la figura 2.27.

La porosidad observada en la figura 2.27a ha ocurrido debido a la falta de fusión, esto es evidente porque partículas enteras de polvo siguen presentes dentro de los huecos. Este es un caso extremo, de 53% de porosidad, y es resultado de una absorción de energía insuficiente. En la figura b los parámetros del proceso han sido optimizados llevando la porosidad a solamente 2%. Aún hay algunas porosidades presentes, dos esféricas grandes y un número significativo de poros esféricos pequeños. Todos los poros esféricos son

causados por el atrapamiento de gas dentro de la masa fundida. El gas se expande uniformemente al calentarse, creando poros esféricos. Los poros esféricos más grandes son aproximadamente de $50\mu\text{m}$ de diámetro, muy grandes para ser porosidad presente en el polvo; esos son los causantes de micro-porosidades aún más pequeños. Los poros grandes son en realidad el resultado de una superposición insuficiente, donde todo el polvo disponible ha sido fundido pero las fuerzas hidrostáticas han llevado a la creación de un hueco, en el cual el gas puede ser atrapado. Un indicador de este mecanismo es el alineamiento de poros a un patrón o dirección, ya que implica que se han formado a lo largo de una hatch line.

A excepción del gas atrapado, el cual se puede originar de las partículas de polvo, toda porosidad es controlable con escaneo de láser y parámetros de la máquina. Eliminando o minimizando la porosidad es entonces una cuestión de optimización de parámetros específicos a un material dado.

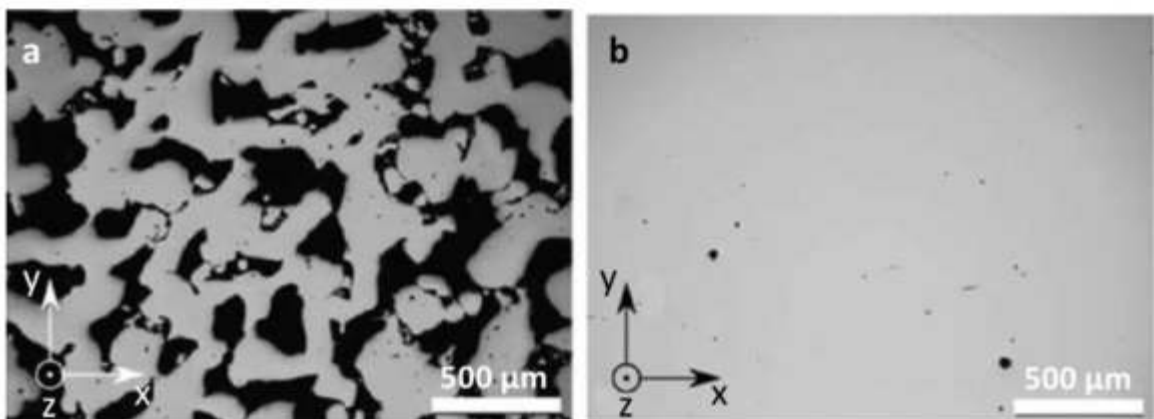


Figura 2.27 a) alta porosidad causada por la falta de fusión y b) baja porosidad lograda a través de la optimización de parámetros, adaptada de Rickenbacher (2013).

2.4.3.3 Rugosidad de la superficie.

El balling es un fenómeno en el que líquido fundido solidifica como cuentas en la superficie, en lugar de gotas semi-esferoidales. Esto ocurre cuando el material fundido no humedece

lo suficiente al material subyacente debido a la tensión superficial, lo que provoca que el líquido se esferoidice (J. P. Kruth et al. 2004). Las cuentas crean una superficie rugosa, que si se construye en ella da como resultado una gran porosidad y rugosidad superficial de la pieza. J. P. Kruth et al. (2004) investigaron el mecanismo físico y propusieron una estrategia para evitar el fenómeno basado en parámetros de escaneo laser.

La figura 2.28 representa una superficie (S) plana, lisa y químicamente homogénea, en contacto con un líquido (L) no reactivo en presencia de una fase de vapor (V). Si el líquido no cubre por completo la superficie, la superficie del líquido hará intersección con la superficie del solido a un ángulo θ . Θ corresponde a un mínimo del total de energía libre del sistema. Debido al tiempo de interacción muy corto de la fusión del láser, θ se puede decir que obedece a la ecuación clásica de Young:

$$\cos \theta_Y = \frac{\sigma_{SV} - \sigma_{SL}}{\sigma_{LV}} \quad \text{Ecuación 2.13}$$

Donde σ_{SV} , σ_{SL} y σ_{LV} son las energías de superficie del sistema, y θ_Y es el ángulo de intersección. Si la alberca fundición creada por un láser es aproximadamente la mitad de un cilindro, balling se dice que ocurre cuando la superficie total de la alberca de fundición se hace más grande que una esfera con el mismo volumen. Por lo tanto, para evitar el balling, se debe asegurar que la relación de longitud a diámetro de la alberca de fundición sea 2.1.

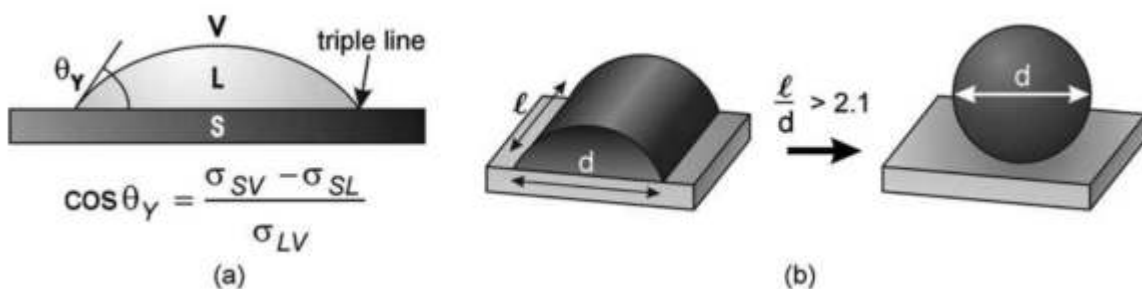


Figura 2.28 a) La humectación de un líquido en un sustrato sólido, b) transición de medio cilindro a esfera, dependiendo de las dimensiones de la alberca de fundición del láser (Kruth et al., 2004).

Esto se logra a través de la optimización de los parámetros de escaneo del láser. Kruth y Froyen crearon ventanas de parámetros para un sistema de laser pulsado y para uno continuo, vea la figura 2.29, basada en la potencia del láser contra la velocidad de escaneo

laser. Descubrieron que las altas velocidades de escaneo combinadas con una gran potencia daban como resultado una reducción del balling. Las altas velocidades reducen la longitud del recorrido de fundición, satisfaciendo la relación anterior, mientras que la alta potencia asegura la fusión completa del polvo. En contraste, otros estudios (Gu et al. 2012) encontraron que bajas velocidades de escaneo combinadas con una baja potencia también reducen el balling. Esto se atribuye a las bajas velocidades de escaneo que permiten un aumento en el ancho del recorrido de fusión a través de la conducción de calor. De nuevo, el ancho aumentado significa que $l:d$ se mantiene por debajo del 2.1.

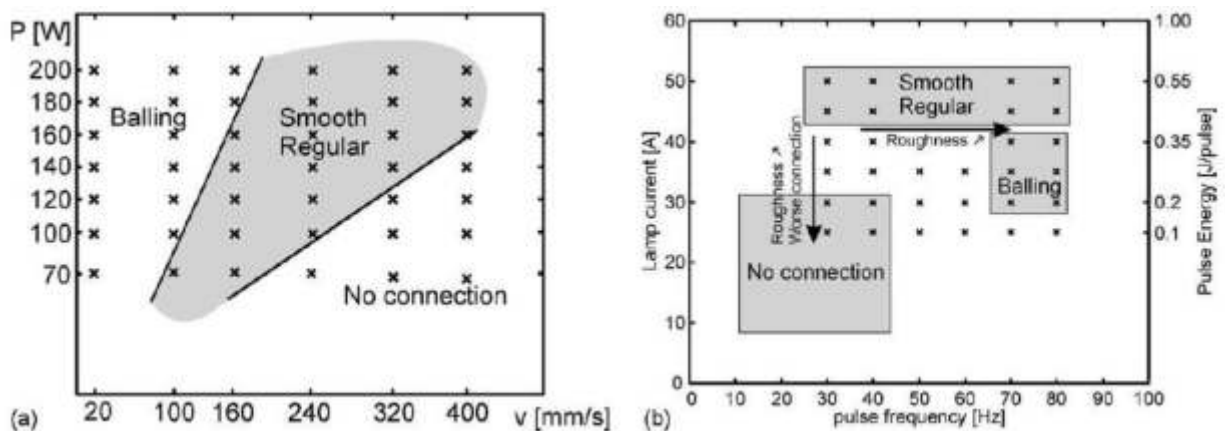


Figura 2.29 Ventana de proceso para a) onda continua, b) sistemas de láser pulsado (Kruth et al., 2004).

En la figura, podemos observar que el balling ocurre a altas potencias con bajas velocidades, sin embargo, hay un efecto adicional que puede ocurrir con este conjunto de parámetros. La baja velocidad y alta potencia resulta en una alta energía de densidad, permitiendo que la temperatura de fusión del láser alcance y exceda la temperatura de evaporación del material. La evaporación causa una rápida expansión de las partículas, creando una presión de retroceso en la alberca de fundición. El vapor puede entonces algunas veces interactuar con la radiación del láser (si la intensidad incidente es suficientemente alta) causando que se ionice, formando un plasma (J. P. Kruth et al. 2004). Una baja presión de “retroceso de plasma” puede resultar en el aplanamiento de la superficie fundida, lo que reduce los efectos de balling y mejora la rugosidad de la superficie. Altas presiones, sin embargo, dan como resultado la expulsión de material fundido e incluso partículas de polvo cercanas de

la capa. Muy similar al balling, este crea huecos irregulares a través de la capa, que obstruyen la deposición de la capa, lo que resulta en una gran porosidad en la parte y superficies superiores fruncidas o irregulares.

2.4.3.4 Agrietamiento inducido por proceso.

Agrietamiento inducido por proceso se refiere a las macro o micro grietas que se forman como un resultado directo del proceso. Estas se pueden formar ya sea durante el proceso o una vez que el proceso haya terminado - a pesar de que deben de ocurrir sin ninguna influencia externa para que sigan considerándose como inducido por proceso (Harrison 2016).

Desafortunadamente, un gran número de investigaciones en este campo se llevan a cabo por organismos comerciales, y por lo tanto, a menudo los resultados no se hacen públicos. Aunque hay algunos estudios disponibles públicamente que informan de micro agrietamiento en SLM como material procesado, se cree que el número de aleaciones afectadas excede por mucho las informadas. Si incluimos informes para todas las técnicas de deposición por láser, las aleaciones susceptibles a las grietas informadas en el dominio público son las siguientes: Hastelloy X (F. Wang, 2012; Tomus et al., 2013), Inconel 738 (Zhong et al., 2005; Rickenbacher et al., 2013), Waspaloy (Mumtaz, Erasenthiran, y Hopkinson, 2008), CM247-LC (Carter et al., 2014), Aluminio 6061 (Fulcher, Leigh, y Watt, 2014) y aceros inoxidable austeníticos (Yu, Rombouts, y Maes, 2013).

Las figuras 2.30 y 2.31 muestran grietas observadas en acero austenítico y Waspaloy fabricados por SLM respectivamente. Una observación clave es que las grietas en ambos casos inician de un poro/ defecto y se propagan a lo largo del límite de grano, y ambas tienen una morfología irregular (dentada) que implica una fractura de material de estado sólido.

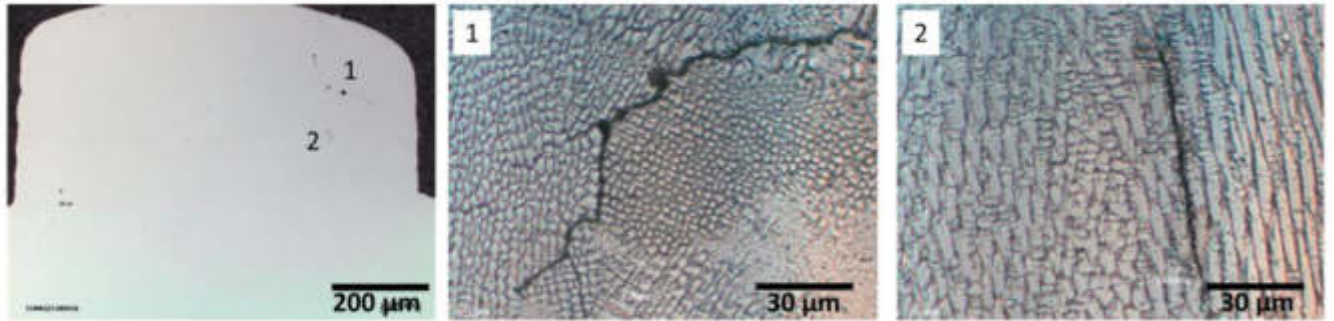


Figura 2.30 Micro agrietamiento en acero austenítico procesado. Nótese que la grieta '1' parece haberse iniciado en un poro. Ambas grietas se han formado a lo largo de los límites de grano- (Yu et al. 2013).

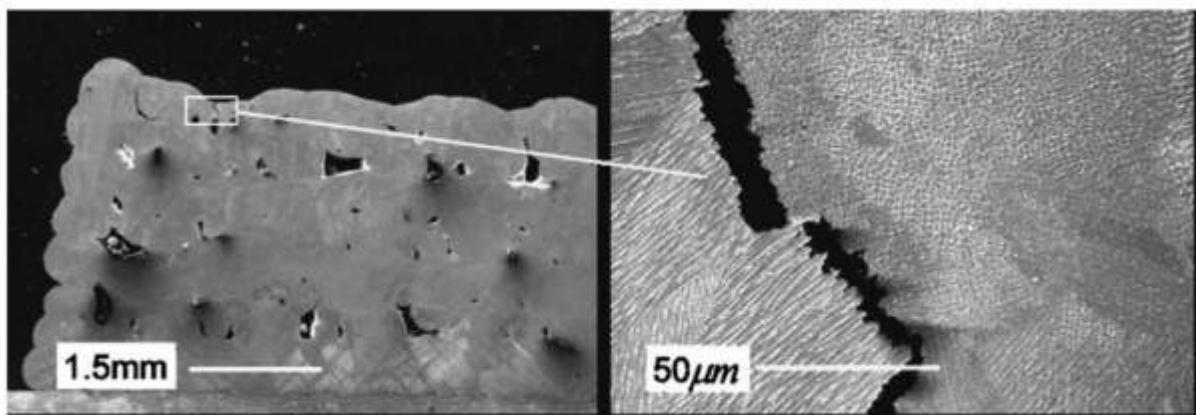


Figura 2.31 Superficie superior de una grieta observada en una pieza de Waspaloy fabricada por SLM, otra vez se observa que la grieta crece a lo largo del límite de grano- (Mumtaz et al., 2008).

De los materiales reportados, la mayoría de las aleaciones susceptibles al agrietamiento son super aleaciones base níquel. El punto clave que surge de estas investigaciones es que, aunque la optimización de parámetros puede reducir el micro agrietamiento, no ha sido suficiente para eliminarlo (Rickenbacher et al. 2013; Tomus et al., 2013). Claramente el micro agrietamiento afecta a una gama de aleaciones, sin embargo, los mecanismos específicos detrás del agrietamiento pueden no ser los mismos para cada aleación.

2.5 SUPERALEACIONES NIQUEL PROCESADAS POR SLM.

2.5.1 SUPERALEACIONES NÍQUEL: MICROESTRUCTURA, PROPIEDADES MECÁNICAS Y DEFECTOS.

Se han realizado varios estudios sobre superaleaciones de níquel procesadas por SLM, la mayoría de las cuáles han investigado el efecto de los parámetros del proceso en la densificación y la microestructura. Hasta la fecha, las superaleaciones de níquel que se han procesado con densidad completa son Inconel 718 (Amato, Gaytan, et al., 2012; Z. Wang et al., 2012), Inconel 625 (Amato, Hernandez, et al., 2012; Savitha et al., 2012), Nimonic 263 (Vilaro et al., 2012), Inconel 939 (Kanagarajah et al., 2013), Inconel 738 LC (Rickenbacher et al., 2013) y Hastelloy X (F. Wang, 2012). El rango de esta lista no debería de ser sorprendente, ya que la estabilidad de la estructura fcc a base de níquel significa que la aleación no experimenta cambios de fase antes de fundirse, lo que hace que sea fácil de derretir y fundir.

La microestructura se ajusta a la observada en otros materiales. Z. Wang et al. (2012) destaca la ausencia de precipitados de $\gamma''\text{Ni}_3\text{Nb}$ en el Inconel 718 procesado, y lo atribuye a inhibición de la formación de precipitados debido a las altas tasas de solidificación. Al contrario, Amato, Gaytan, et al. (2012) argumentan la presencia de precipitados γ'' a través de XRD y análisis de TEM. En el XRD aunque se detectan picos de $\gamma''\text{-bct-Ni}_3\text{Nb}$ ambas texturas (200) y (220) coinciden con los picos de $\gamma\text{-fcc}$ de la matriz y se admite que se requieren pruebas adicionales. TEM parece mostrar que los precipitados γ'' como de forma lenticular/oblato elipsoidal son coherentes con plano [100], ortogonales a la dirección de construcción, así como algunos coincidentes con el plano [010] (paralelo a la dirección de construcción) vea la figura 2.32.

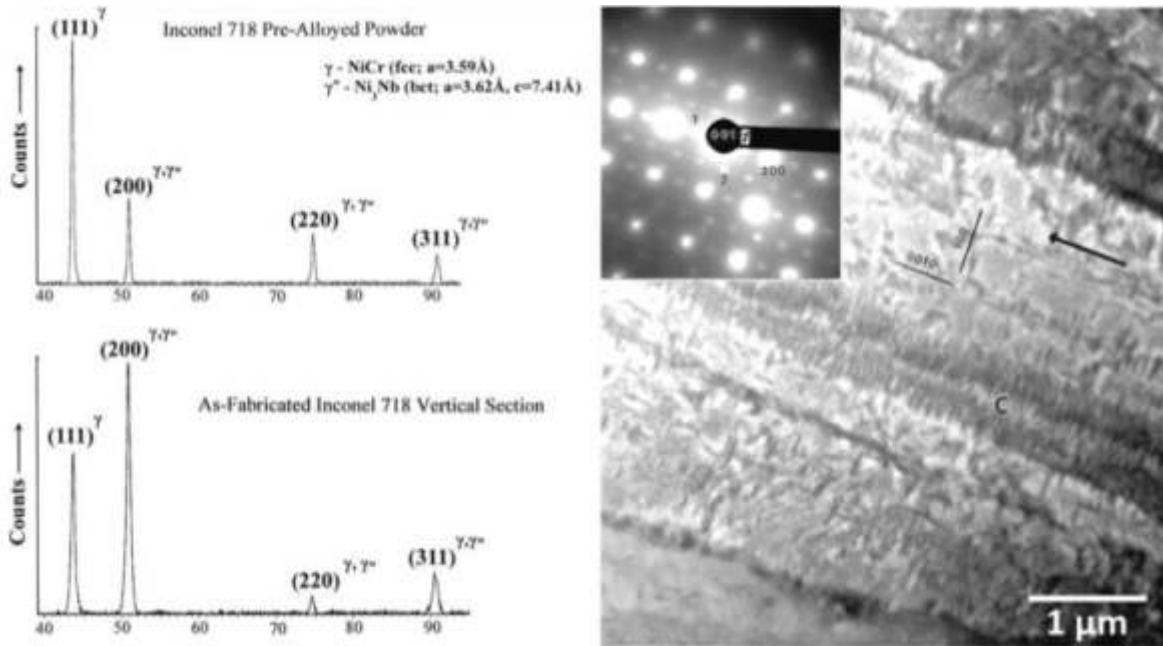


Figura 2.32. Picos de espectros de XRD para el polvo de Inconel 718 prealeado en comparación con Inconel 718 procesado con SLM (izquierda). La imagen de TEM muestra aprentes nano precipitados de Ni_3Nb en Inconel 718 procesado por SLM (derecha)-(Amato, Gaytan et al., 2012)

Vilaro et al. (2012) no observaron precipitados γ'/γ'' en Nimonic 263 procesado por SLM, lo que indica que las tasas de solidificación fueron lo suficientemente altas como para inhibir su precipitación. Sin embargo, las imágenes de SEM de gran aumento parecen mostrar la presencia de carburos de tamaño submicrométrico que rodean las regiones interdendrítica. Vilaro afirma que la segregación de soluto de Ti a la región interdendrítica es suficiente para permitir la precipitación de carburos de TiC. Las características microestructurales a las que se refiere Vilaro, en realidad se ven distribuidas a lo largo de la estructura cristalina, algunas incluso dentro del centro de una dendrita, que entra en conflicto con la afirmación, figura 2.33. Desafortunadamente, no hay datos adicionales para confirmar la composición química de las características.

Las aleaciones endurecidas por precipitación, como el Inconel 718, aun requieren tratamiento de solución y envejecido si se desean lograr las propiedades diseñadas. De hecho, en el estado procesado, se informó que la resistencia a la fluencia a temperatura

ambiente del Inconel 718 era de 889-907 MPa, en comparación con 1030-1167 MPa del forjado y envejecido. Sin embargo, una vez que el Inconel 718 procesado por SLM se sometió a tratamiento térmico, la resistencia a la fluencia aumentó a 1137-1161 MPa. El UTS, módulo de Young y la elongación también fueron todos equivalentes una vez tratados térmicamente (Z. Wang et al., 2012). Amato, Gaytan, et al. (2012) reportaron resultados similares, pero reportaron que el Inconel 718 procesado por SLM y tratado térmicamente tenía una resistencia a la tensión ligeramente superior al equivalente forjado. De hecho para la mayoría de los casos, una vez tratados térmicamente y/o envejecidos, las aleaciones endurecidas por precipitación tienen propiedades de tensión comparables o superiores cuando son procesadas por SLM en comparación a las forjadas (Vilaro et al., 2012; Kanagarajah et al., 2013; Rickenbacher et al., 2013).

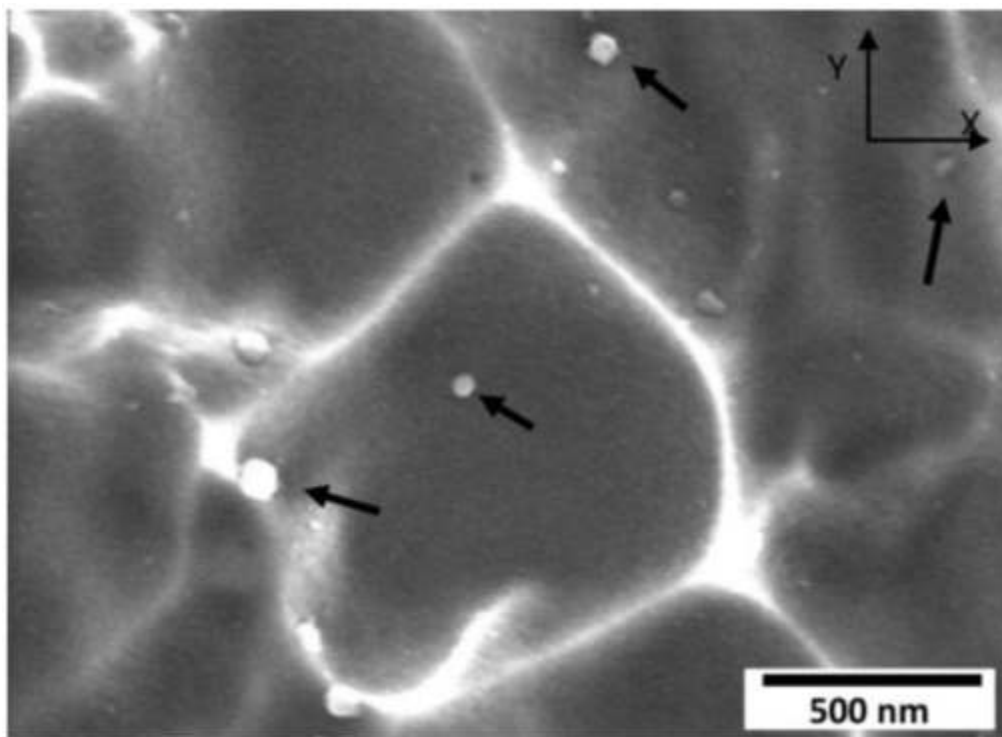


Figura 2.33. Carburos de TiC propuestos resaltados por flechas en Nimonic 263 procesado por SLM (Vilaro, Colin et al., 2012).

Lo mismo es cierto para las aleaciones endurecidas por solución, como el Hastelloy X. F. Wang (2012) informa sobre la resistencia a la cedencia a temperatura ambiente, UTS y elongación con valores entre 812-816 MPa, 923-937 MPa y 34-36% respectivamente para

material procesado. En comparación con la resistencia a la cedencia máxima 385 MPa y UTS de 775 MPa y la elongación del 45% de la lámina tratada térmicamente de Hastelloy X , esto representa un aumento significativo de la resistencia a la tensión mientras se mantiene una buena ductilidad. La tabla 2.4 muestra una comparación de superaleaciones níquel procesadas por SLM y por métodos convencionales.

	$\sigma_{y0.2}$ (MPa)			σ_{UTS} (MPa)			E (GPa)			δ (%)		
	Con.	SLM	+tt	Con.	SLM	+tt	Con.	SLM	+tt	Con.	SLM	+tt
Hastelloy X^a	360	816	-	785	937	-	205		-	43	35	-
Inconel 718^b	1185	907	1161	1435	1148	1358	208	204	201	21	26	22
Nimonic 263^c	580	818	843	970	1085	1268	-	163	206	39	24	53

^avalores para Con. (Donachie y Donachie 2002), SLM (Wang 2011)

^bvalores para Con. (Donachie y Donachie 2002), SLM y tt (Wang et al. 2012)

^cvalores para Con. (Donachie y Donachie 2002), SLM y tt (Vilaro et al. 2012)

Tabla 2.4 Propiedades de tensión de superaleaciones base níquel procesadas por métodos convencionales (Con.), SLM (SLM) y SLM más tratamiento térmico (tt).

El aumento en la resistencia a la tensión para las piezas procesadas por SLM se atribuye a la estructura de grano fino, debido a la relación Hall-Petch para el tamaño de grano y la resistencia a la cedencia, mientras que la estructura columnar permite una ductilidad mantenida (o algunas veces mayor) (Vilaro et al., 2012; Z. Wang et al., 2012; Kanagarajah et al., 2013).

Amato, Gaytan, et al. (2012) y Kanagarajah et al. (2013) también investigaron la consecuencia de la microestructura columnar sobre la direccionalidad de las propiedades de tensión. Amato reporto que las muestras de Inconel 718 construidas paralelas a la dirección de construcción presentan una resistencia a la cedencia, UTS y elongaciones ligeramente mayores a las construidas perpendicularmente a la dirección de construcción. Curiosamente Kanagarajah et al. (2013) informaron que la resistencia ala tensión era similar entre las orientaciones de prueba, pero la elongación fue mayor en un factor de dos para las muestras construidas paralelamente a la dirección de construcción. Se propuso que una

diferencia en la relación de orientación de grano con respecto al eje de carga induce diferentes rutas medias libres de dislocación.

Aunque no es tan frecuente como lo reportan los usuarios comerciales, hay informes del micro agrietamiento en superaleaciones base níquel procesadas por SLM en el dominio público. Mumtaz, Erasenthiran, y Hopkinson (2008) mencionan problemas de micro agrietamiento en el procesamiento del Waspalloy. El agrietamiento se redujo a través de la optimización de los parámetros de escaneo, está implícito de no haber sido eliminado. De manera similar F. Wang (2012) reporta que el micro agrietamiento en componentes completamente densos de Hastelloy X, generalmente se considera una aleación “soldable”. Se reporta que el agrietamiento es más severo hacia los bordes de las piezas, lo que implica una relación entre el agrietamiento y el esfuerzo térmico como lo describe (Merzelis y Kruth 2006), donde el esfuerzo de tensión se acumula a lo largo de las superficies libres. Desafortunadamente, ni Mumtaz ni Wang proporcionan evidencia observacional ni del micro agrietamiento ni de los esfuerzos para mejorarlo.

Sin embargo, (Rickenbacher et al., 2013) proporciona evidencia visual de micro agrietamiento en Inconel 738 procesado por SLM. Las micrografías SEM, ver figura 2.34, revelan que las grietas son del orden de $50\mu\text{m}$ de longitud y son predominantemente intergranulares. Según la morfología de la superficie de las grietas, es decir, las dendritas expuestas y las intergranulares, entonces se considera (por Rickenbacher) que las grietas son probablemente causadas por agrietamiento por solidificación o licuación. DDC no se considera una causa probable, aunque no se llevó a cabo ninguna investigación adicional sobre esto.

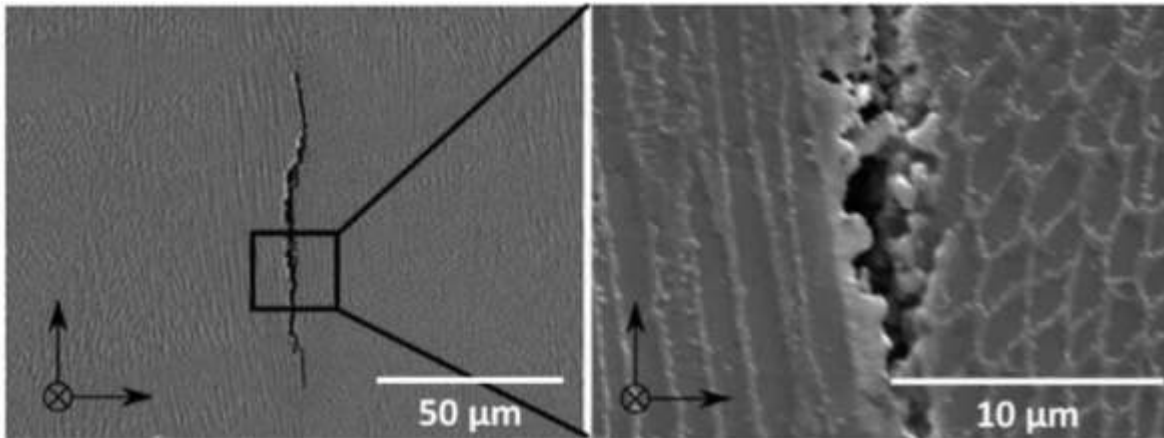


Figura 2.34. Micrografías SEM del IN738 procesado por SLM. La grieta es aproximadamente de 80 μ m en longitud, y contrario a la investigación original del autor, parece ser resultado de la ruptura de estado sólido (Harrison, 2016)

2.4.3.2 REDUCCIÓN DEL ACUMULAMIENTO DE ESFUERZOS TÉRMICOS

En la sección 2.4, altos esfuerzos térmicos y esfuerzos residuales se destacaron como problemas característicos para el procesamiento de SLM. En respuesta, se han realizado varios estudios que investigaron la optimización de los parámetros de escaneo láser, en particular la estrategia/trayectoria de escaneo, para controlar y reducir el esfuerzo térmico y residual (Shiomi et al., 2004; Mercelis y Kruth, 2006; Richard James Moat, 2009; Yilbas et al., 2011).

En la segunda mitad de su investigación sobre los esfuerzos térmicos y residuales en SLM y SLS, (Mercelis y Kruth, 2006) encontraron que un patrón de escaneo seccionado (tablero de damas) reducía el esfuerzo de tensión máximo en comparación con un patrón simple. En el tablero de ajedrez, el área se divide en varios cuadrados en los que se escanea un patrón. Los cuadrados subsiguientes se seleccionan al azar, hasta que se completa el área entera. El patrón de ajedrez en cada cuadro es perpendicular en orientación con respecto a su vecino. Al seccionar, asignar al azar y alternar la orientación del escaneo, garantiza que los patrones de esfuerzos no se cumulen a lo largo de varias capas. La estrategia de escaneo ha sido adoptada por los fabricantes de máquinas EOS y Concept Laser.

Shiomi et al. (2004) realizaron una investigación similar sobre el modelado y la reducción de esfuerzos residuales en el acero al cromo molibdeno. Inicialmente encontraron que el tratamiento térmico de las partes procesadas, mantenidas a 600 -700 °C por una hora sin una atmosfera controlada, daba como resultado una reducción del 70% en esfuerzos residuales. Este no es un resultado sorprendente ya que el tratamiento térmico se emplea a menudo para liberar los esfuerzos residuales después del procesamiento convencional. También se investigó el re-escaneo de la capa (re-escaneo de la capa con los mismos o diferentes parámetros de escaneo). La hipótesis es que el escaneo secundario recalentaría las capas sólidas debajo, recociéndolas de manera efectiva y aliviando/liberando algo de los esfuerzos acumulados. De nuevo, esto es similar a una técnica convencional conocida como recocido con láser, que se utiliza como un tratamiento superficial con láser para liberar esfuerzos a lo largo de la superficie de una pieza. En (Shiomi et al., 2004), el escaneo secundario tenía los mismos parámetros que el primario. El resultado fue una reducción del 55% en los esfuerzos residuales en comparación con una pieza construida sin volver a escanear.

Tanto Shiomi como Mercelis también investigaron los efectos de un lecho de polvo caliente sobre los esfuerzos residuales de una pieza. En principio, el calentamiento del lecho de polvo reduce el gradiente térmico al reducir la diferencia de temperatura entre la superficie incidente del láser y el polvo/material subyacente. La reducción del gradiente térmico reduce el esfuerzo generado por TGM, y, por lo tanto, se reduce el esfuerzo residual total. La investigación encontró que el aumento de la temperatura del lecho de polvo a 160°C por medio de un sustrato caliente, resulto en una reducción del 40% de esfuerzos residuales finales en la pieza. Esto coincido con los hallazgos cualitativos de Mercelis y Kruth (2006).

2.4.3.3 ELIMINACIÓN DE GRIETAS Y DEFECTOS POR POST PROCESO.

Una solución al problema de los defectos y el agrietamiento del material procesado por SLM son los tratamientos posteriores al proceso. F. Wang (2012) describe como los defectos

internos del Hastelloy X procesado por SLM, como las grietas, poros y partículas de polvo sin fundir se pueden consolidar a través del HIPing.

El HIPing se ha utilizado tradicionalmente como un proceso de metalurgia de polvos y para cambiar/mejorar las propiedades del material ya formado. La alta temperatura y la presión aplicada inducen la deformación plástica, fluencia y difusión. La aplicación isostática de presión significa que los defectos que están conectados a la superficie no están cerrados, y solo los defectos verdaderamente internos pueden consolidarse. F. Wang (2012) ofrece un remedio a esto, simplemente maquinando las áreas en las que permanecen las grietas; sin embargo, esto no es lo ideal por varias razones. En primer lugar, la pérdida de material se tendría que contabilizar en la fase de diseño del componente y sería difícil de predecir. En segundo lugar, la aplicación del maquinado destructivo, en oposición al acabado superficial, aumentaría el tiempo y costo total de proceso.

F. Wang (2012) comparó las propiedades tensiles del Hastelloy X procesado por SLM y del procesado SLM + HIP. Aunque aún es superior las propiedades del forjado en caliente, las muestras de SLM+HIP mostraron una resistencia a la cedencia, UTS y elongaciones significativamente menores. El motivo de esto se entiende a partir de una investigación realizada por Amato, Hernandez, et al. (2012) para el IN625. En la figura 2.35 se pueden ver comparaciones de la microestructura entre muestras procesadas por SLM solamente y las sometidas posteriormente a HIP.

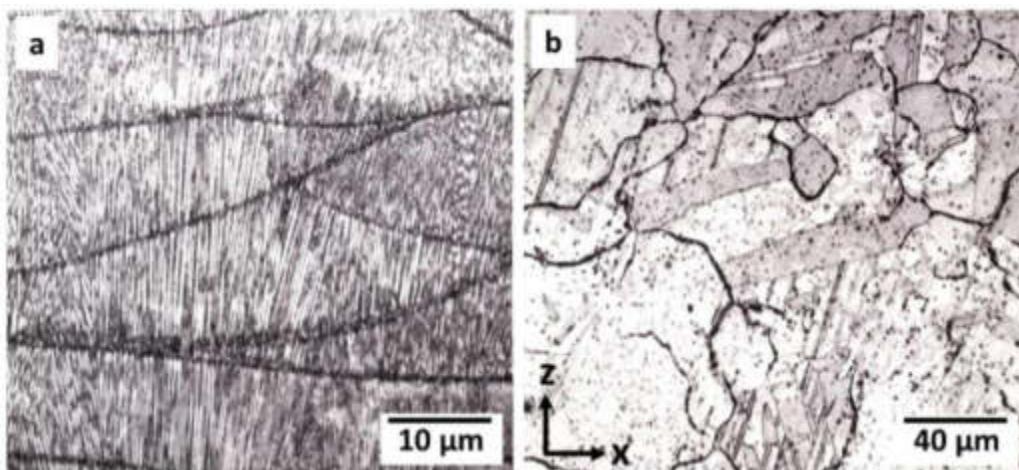


Figura 2.35 a) microestructura del procesado por SLM, b) microestructura del SLM+HIP. Nótese la diferencia de magnificaciones (Amato, 2012).

Como se puede ver, la estructura de grano fino columnar de la muestra procesada por SLM se ha disuelto y una estructura equiaxiada de orientación aleatoria más corta se formó. El aumento en el tamaño del grano resulta en una reducción de la resistencia a la tensión del material, lo que explica los hallazgos de F. Wang (2012). Sin embargo, en el caso de la investigación de Amato, Gaytan, et al. (2012) no fueron completamente densas, lo que resultó en un rendimiento de tracción deficiente y, por lo tanto, no se puede hacer una comparación justa.

Amato, Gaytan, et al. (2012) también compararon los componentes del IN718 procesados por SLM y los sometidos a HIP + recocido por sus propiedades microestructurales y mecánicas. Nuevamente se observa la misma transformación de la microestructura, sin embargo, la adición del recocido permite la precipitación correcta de $\gamma''\text{Ni}_3\text{Nb}$ y, por lo tanto, los componentes sometidos a HIP + recocido tuvieron un grado de resistencia a la cedencia y UTS ligeramente más altos que los componentes que fueron solamente procesados por SLM.

Aunque los tratamientos térmicos y el recocido se utilizan para precipitar las fases deseadas, pueden lograrlo manteniendo la estructura del grano. El HIPing por otro lado, siempre resultara en una estructura de grano marcadamente diferente, lo que puede no ser deseable.

2.4.3.4 PROPIEDADES MECÁNICAS ANISOTRÓPICAS Y ORIENTACIÓN CRISTALINA.

De las investigaciones realizadas sobre las propiedades mecánicas de las superaleaciones base níquel procesadas por SLM, varios reportan diferencias notables entre las piezas de prueba construidas en la orientación x-y (horizontal) y la orientación z (vertical) (Vilaro et al., 2012; Bauer et al., 2015; Kanagarajah et al., 2013; Rickenbacher et al., 2013). Específicamente, es el módulo elástico (o de Young) el que varía más significativamente,

con piezas orientadas x-y que muestran valores más altos que los construidos en la orientación z. La anisotropía se atribuye a la alta relación de orientación de la estructura del grano; Sin embargo, se puede explicar más a fondo.

Etter et al. (2015) investigaron el fenómeno en Hastelloy X procesado por SLM y buscaron reducir la anisotropía mediante tratamiento térmico. Se reporta que el tensor elástico del cristal individual del Hastelloy X a temperatura ambiente es $c_{11}=230.40$ GPa, $c_{12}=156.12$ GPa, $c_{44}=121.77$ GPa. Esto da como resultado un módulo de Young mínimo de 104 GPa paralelo a $\langle 100 \rangle$ y máximo de 294 GPa paralelo a $\langle 111 \rangle$. Como en las otras investigaciones, las muestras analizadas en la orientación x-y mostraron un módulo de Young significativamente más alto que las analizadas en la dirección z, típicamente 170 GPa versus 150 GPa respectivamente. Se observó que la textura de la fibra del material procesado por SLM era $\langle 001 \rangle$ paralela a la dirección de construcción, sin embargo, esto da como resultado un tensor elástico isotrópico casi transversal, con respecto a la dirección de construcción. El tratamiento térmico de las muestras dio como resultado un importante proceso de formación de granos orientados y la formación de granos equiaxiales, creando así componentes de textura adicionales y reduciendo la anisotropía.

Hay otro punto interesante que debe considerarse a partir de las observaciones anteriores. Aunque existe una textura de fibra fuerte para el material a granel en general, no todos los granos se alinean mutuamente. Por lo tanto, cuando se aplica un esfuerzo a través de múltiples granos, como sería el caso de las tensiones de Tipo 1 generadas por la TGM, cada grano puede poseer un módulo de elasticidad diferente en ese plano de tensión dado. Esta variación podría dar lugar probablemente a la formación de esfuerzos a lo largo de los límites del grano, creando puntos débiles y posibles sitios de inicio de grietas dentro del material, similar a la formación de carburo en el límite de grano y DDC. Por lo tanto, esto puede considerarse como una posible explicación de por qué las superaleaciones de níquel muestran una alta susceptibilidad al micro agrietamiento durante el procesamiento de SLM.

2.4.3.5 INVESTIGACIONES EN MICRO- AGRIETAMIENTO

Varios estudios sobre la deposición metálica láser y SLM han investigado el micro-agrietamiento de aleaciones durante la fabricación con láser (Li et al., 2005; Zhong et al., 2005; Tomus et al., 2013; Yu, Rombouts, y Maes, 2013; Carter et al., 2014; Carter, Essa, y Attallah, 2015), con Tomus et al. (2013), Carter et al. (2014) y Carter, Essa et al. (2015) siendo los más relacionados con el tema de este trabajo: IN718 procesado con SLM.

Zhong et al. (2005) investigaron la licuación en los límites de grano y el agrietamiento de la interfaz del Inconel 738LC depositado con láser en un sustrato de superaleación de base de Ni solidificado direccionalmente. Identificaron que había cinco situaciones separadas de agrietamiento:

1. Agrietamiento por licuación en el sustrato y penetración de la misma en la capa del IN738.
2. Agrietamiento por licuación en el sustrato y agrietamiento en la capa del IN738, pero sin signos de licuación.
3. Agrietamiento del sustrato en la capa de deposición, pero sin signos de licuación.
4. Agrietamiento en el sustrato, pero sin penetración en la capa de deposición.
5. Agrietamiento en la capa de deposición originada desde la interfaz, pero sin agrietamiento en el sustrato.

A pesar de las altas tasas de enfriamiento de la deposición de metales con láser, la licuación eutéctica en los límites de grano sigue ocurriendo. Un punto clave a destacar es que el agrietamiento por licuación se inició en el sustrato y solo penetró en la capa de deposición. Esto implica que las menores tasas de enfriamiento experimentadas por el sustrato, como resultado de la conductancia térmica, permitieron que se formaran los eutécticos y, por lo tanto, que ocurriera la licuación. La penetración de agrietamiento por licuación puede ocurrir si las "condiciones locales de composición/estructura son favorables".

De hecho, se espera que los gradientes de alta temperatura y las tasas de solidificación asociadas con las técnicas de AM inhiban la licuación en los límites de grano, debido a la

formación de estructuras columnares direccionales finas y baja segregación. Zhong y Sun atribuyen el agrietamiento a "los efectos integrales de varios factores beneficiosos y perjudiciales que dependen de los parámetros de procesamiento y las condiciones de la composición/estructura local" (Zhong et al., 2005).

(Li et al., 2005) investigaron el efecto del contenido de carbono en la microestructura y el agrietamiento de aleaciones base Fe con revestimiento láser. Se encontró que tanto la microestructura como la susceptibilidad al agrietamiento eran muy sensibles al contenido de carbono. Se probaron tres polvos de composiciones químicas idénticas (Fe_{95.5}-Ni_{1.5}-Cr₁-Mn₁-Si₁ wt.%) además del contenido de carbono que fue 0.2, 0.3 y 0.4 wt%. Las aleaciones se recubrieron sobre un sustrato de acero al carbono medio con un láser de CO₂ de 3.5 kW con un diámetro de 4mm. No se observaron grietas en los polvos de 0.2 y 0.3 wt%, pero se observaron en el polvo de 0.4 wt%.

El polvo con el contenido de carbono más bajo demostró una buena resistencia al agrietamiento, esto se atribuyó a una mayor plasticidad como resultado del menor wt% del carbono. También se cree que es importante la naturaleza de la solidificación. El polvo en cuestión mostraba una reacción peritética (en oposición a la eutéctica), que agota todo el líquido y δ simultáneamente, eliminando así los efectos perjudiciales de las películas líquidas restantes entre los límites de grano.

Carter et al. (2014) investigaron la influencia de la estrategia de escaneo láser en la microestructura y el comportamiento de agrietamiento de la superaleación de níquel CM247-LC. Se reportó que la estrategia de escaneo tipo "isla" (similar a un tablero de ajedrez con una orientación de hatch alternada) tuvo una influencia significativa en la microestructura del material, al crear una estructura de grano bimodal, ver figura 2.36. los granos alargados más grandes estaban presentes en el centro de las islas, preferentemente orientados a [001], pero estaban rodeados por una estructura de grano fino altamente desorientada.

También se reportó que las microgrietas estaban más concentradas en la región de grano fino y propusieron que los límites de grano actuaran como puntos débiles de material.

Carter propone que el mecanismo para el micro agrietamiento es el DDC, sin embargo, la descripción presentada lo alinea más con el del agrietamiento ETSS. También es posible que la mala orientación este generando un mayor esfuerzo a lo largo de los límites de grano debido a las diferencias en los módulos elásticos para un plano de esfuerzos determinado.

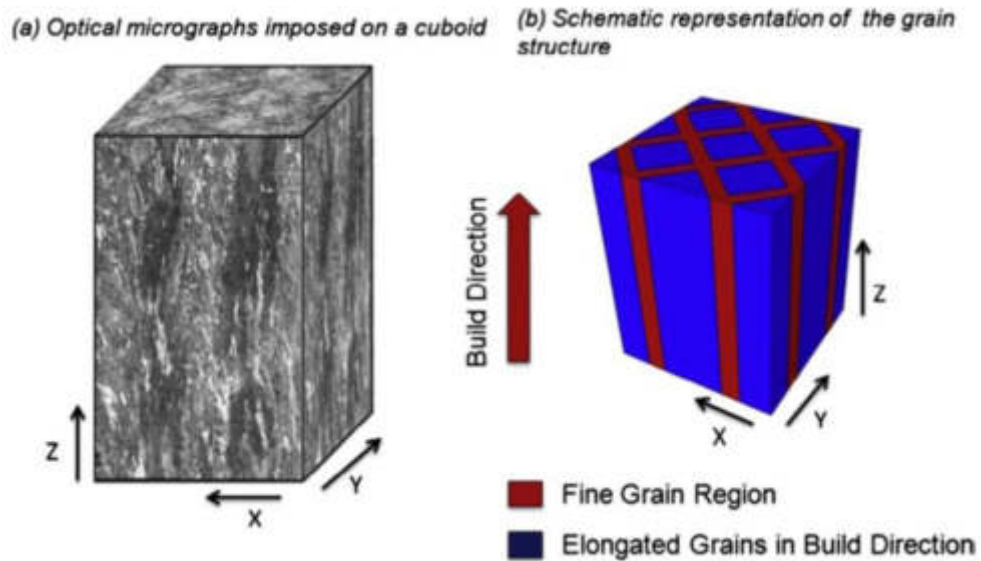


Figura 2.36 Estructura de grano creada por la estrategia de escaneo tipo “isla”- (Carter et al., 2014).

Además del trabajo en CM247-LC, Carter, Essa, y Attallah (2015) investigaron la influencia de los parámetros de escaneo láser en la microestructura y el comportamiento del agrietamiento de la superaleación CMSX486 de un solo cristal. Se utilizó un diseño estadístico de experimentos, que empleaba la metodología de respuesta de superficie para determinar los parámetros clave que influyen en la densificación y la formación del micro agrietamiento. Se encontró que la potencia del láser y la velocidad de escaneo del láser (y las interacciones entre los dos) tuvieron la mayor influencia de la formación de microgrietas. Sin embargo, no se pudo definir una relación clara para la densidad de energía nominal de entrada. La potencia baja (125 W) y la velocidad de escaneo alta (2000 mm/s) se calcularon para ser el emparejamiento óptimo para un mínimo de micro agrietamiento, sin embargo, esto era contrario a los parámetros óptimos para la densidad máxima (alta potencia y baja velocidad de escaneo). El micro agrietamiento se redujo a 2.24 mm/mm² con parámetros óptimos de potencia laser de 128 W, 1007 mm/s de velocidad de escaneo y un espaciado

de Hatch de $63\ \mu\text{m}$, mientras que también se logró una densidad de aproximadamente el 100%. Sin embargo, se llegó a la conclusión de que siempre habría un compromiso entre lograr la máxima densidad y el mínimo agrietamiento.

Tomus et al. (2013) investigaron los efectos de los elementos menores en la susceptibilidad al agrietamiento del Hastelloy X procesado por SLM. Esto se realizó comparando muestras de una aleación de contenido de Mn + Si “bajo” y “alto”, construida bajo un conjunto controlado de condiciones de procesamiento. Esta es una replicación del trabajo llevado a cabo por Savage y Krantz (1971), aunque la elección de Mn y Si como elementos de control es ligeramente contraria a las conclusiones de los documentos anteriores. Como punto secundario de la investigación, también se estudió el efecto de la velocidad de escaneo en la formación de grietas. La susceptibilidad al agrietamiento se midió por la densidad del agrietamiento, que se determinó mediante comparación visual.

Se reportó que las muestras construidas con el polvo de “bajo” contenido de Mn + Si tenían densidades de grietas más bajas, y la adición de una velocidad de escaneo baja produjo una muestra “sin grietas”, aunque esto es difícil de confirmar visualmente en la literatura debido

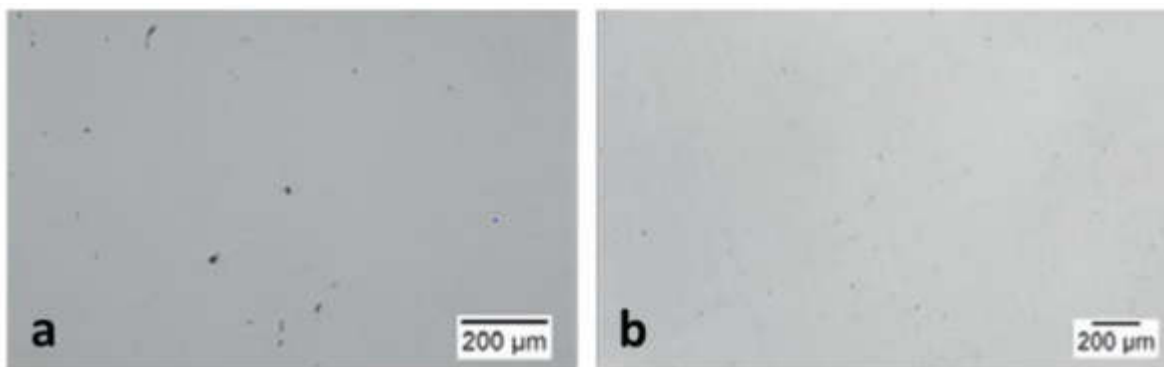


Figura 2.37 Micrografías de Tomus et al. (2013) mostrando una aparente reducción de agrietamiento para contenido b) “bajo” Si + Mn y a) “alto” Si + Mn.

También se realizaron simulaciones termodinámicas sobre el efecto de la temperatura de fusión en función de la fracción de sólido. Esto mostro una disminución en el rango de temperatura de fusión con un mayor contenido de Mn y Si. Este es un resultado esperado,

ya que se sabe que el contenido de impurezas/elementos de aleación afecta a los rangos de fusión.

El efecto del contenido de elementos menores en el agrietamiento se atribuye a un aumento en la micro segregación de los límites de grano. Esto, a su vez, aumenta el riesgo de inicio de grietas en los límites de grano debido a las tensiones de contracción “inevitables” asociadas con el SLM.

Aunque este no es el único artículo que implica la micro segregación como un factor clave en el micro agrietamiento con el procesamiento SLM, es el primero en concluirlo. Desafortunadamente, sin embargo, hay varias razones por las cuales este trabajo no es completamente concluyente. Principalmente, no se proporciona una prueba analítica para respaldar la conclusión. Las micrografías de las muestras muestran grietas a lo largo de los límites de grano, sin embargo, en un material totalmente denso, los límites de grano ofrecen el camino de menor resistencia para que una grieta se propague. Además, a diferencia de Yu, Rombouts, y Maes (2013), Tomus no realizó ningún tipo de análisis químico en las regiones agrietadas de las muestras. Por lo tanto, no hay evidencia de que el Mn y Si estuvieran en concentraciones proporcionalmente más altas en las regiones de grietas, y por lo tanto, su segregación a los límites de grano fue lo que impulsó la susceptibilidad de la grieta. No hay duda de que las muestras de “alto” contenido de Si + Mn tenían una mayor densidad de grietas, pero las razones detrás de esto no se han explorado completamente. Como no se informa el wt% exacto de la composición química de las muestras de "alto" y "bajo" contenido, no se puede comprender la influencia relativa en comparación con la especificación estándar de Hastelloy X. Además, no hay nada que niegue que el aumento en las concentraciones de Mn y Si no tiene efectos adicionales o alternativos, por ejemplo, que afectan las propiedades del material asociadas con los esfuerzos térmicos, como el módulo de Young o el coeficiente de expansión térmica.

A pesar de la naturaleza no concluyente de este documento, la evidencia de investigaciones separadas (Yu, Rombouts, y Maes, 2013) implica una micro segregación de elementos menores como un factor en el micro agrietamiento. Lo que el documento falla al hacer, es

aclarar si este efecto es significativo en la composición estándar de Hastelloy X, o cualquier otra superaleación a base de níquel.

Capítulo 3

METODOLOGÍA EXPERIMENTAL.

El presente estudio se realizó en colaboración con The Welding Institute (TWI) de UK y la universidad de Sheffield, quienes aportaron el material en cuestión, el polvo de la superaleación INCONEL 718 y facilitaron el uso de sus instalaciones para la construcción de las muestras.

3.1 MATERIAL

El polvo de Inconel 718 empleado en esta investigación fue producida por el método de atomización de gas por la empresa LPW Technology Ltd y se dimensionó en un rango de 20-50 μm , la tabla 3.1 muestra la composición química del material analizado, obtenido del certificado de materia prima de la empresa proveedora.

Elemento	Especificación Nominal (wt%)	LPW Inconel 718 (wt%)
Al	0.30 – 0.70	0.44
B	Max. 0.006	<0.006
C	0.02 – 0.08	0.05
Ca	Max. 0.01	<0.01
Co	Max. 1.0	0.05
Cr	17.00 – 21.00	18.60
Cu	Max. 0.30	0.02
Fe	15.00 – 21.00	17.44
Mg	Max. 0.01	<0.01
Mn	Max. 0.35	0.08
Mo	2.80 – 3.30	2.98
N	Max. 0.03	0.02
Nb+Ta	4.75 – 5.50	4.99
Ni	50.00 – 55.00	54.34
O	Max. 0.03	0.02
P	Max. 0.015	<0.010
S	Max. 0.015	<0.010
Se	Max. 0.005	<0.001
Si	Max. 0.35	0.04

Tabla 3.1 Composición en wt% del polvo Inconel 718 de LPW con su especificación nominal y su contenido como fue entregado por LPW.

3.1.1 REALIZER SLM100.

Las piezas estudiadas fueron fabricadas en un sistema Realizer SLM100 con polvos metálicos abastecidos por LPW Technology Std. El sistema Realizer SLM100 utiliza un láser de fibra de Iterbio de 20 a 200W para procesar la materia prima depositada en polvo en un espacio de construcción de 125x125x100 mm. El láser modulado escanea en un sistema de punto a punto, en lugar de un escaneo continuo como los utilizados por otros sistemas como EOS o Concept Laser.

Para evitar la oxidación durante la fundición, el proceso se lleva a cabo dentro de una atmósfera controlada de argón. Esto se logra mediante la inyección y flujo constante de argón a la cámara de construcción sobre la cama de polvo, cuyo flujo también sirve para remover partículas oxidadas o parcialmente sinterizadas.

Antes de que la fundición comience, se genera un vacío en la cámara de construcción para de esta manera remover todo el aire presente. Una vez que la presión alcanza los 945mBar, la cámara es entonces llenada con gas argón hasta que el nivel de oxígeno alcanza cierto nivel para crear una atmósfera inerte. La cámara de construcción cuenta con detectores de oxígeno en la parte superior e inferior. Las lecturas de oxígeno son tomadas de los detectores en la parte superior. Las muestras fueron fabricadas en una atmósfera con un límite de oxígeno <1000 ppm, a pesar de que el contenido de oxígeno continúa disminuyendo durante la construcción conforme más argón entra al sistema para mantener la presión constante dentro de la cámara de construcción.

El flujo de argón es filtrado para remover cualquier partícula de polvo fina y partículas quemadas recogidas de la cama de polvo, antes de ser recirculado a través de la cama de polvos. La circulación del gas es solamente iniciada mientras el láser está fundiendo, como la atmósfera de argón es suficiente para prevenir cualquier futura oxidación mientras se está depositando la siguiente capa de polvo.

3.1.1.1 Parámetros controlables.

Hay diversos parámetros controlables dentro del proceso de Fusión Selectiva Laser, dentro de los cuales los siguientes son los de mayor relevancia para asegurar una calidad volumétrica en la construcción; Distancia de Punto (PD), Tiempo de Exposición (ET), Grosor de Capa (LT), Desplazamiento de Enfoque (FO), Hatch Spacing (HT), Potencia del Laser (LP) y la trayectoria de escaneo. El grosor de capa es simplemente el grosor del polvo depositado para cada capa, las implicaciones del grosor de capa serán discutidas más adelante. La potencia del láser es la potencia de entrada del láser y tiene un rango de entre 0-200W.

En el sistema de punto a punto (pulsado), en lugar de tener un escaneo continuo del láser a lo largo de la pista. Una longitud de escaneo se compone de una serie de puntos de exposición de tiempos de exposición establecidos, separados por una distancia de puntos establecida, que se define como la distancia entre los centros de los puntos de exposición, ver figura 3.1. Después de cada exposición el láser se apaga, se mueve por la distancia de punto y luego se vuelve a encender para la siguiente exposición. El espacio de Hatch es la distancia entre los centros de dos albercas de fundición adyacentes.

El desplazamiento del enfoque se utiliza para alterar la posición del punto local del láser (en el eje z). Esto se utiliza para alterar el enfoque del láser y, por lo tanto, el ancho del haz incidente y el pico de intensidad. Si un láser tiene un perfil particularmente agudo, el desplazamiento del foco se puede utilizar para obtener una mejor distribución de la energía y/o reducir el pico intensidad para un mayor control sobre la fusión.

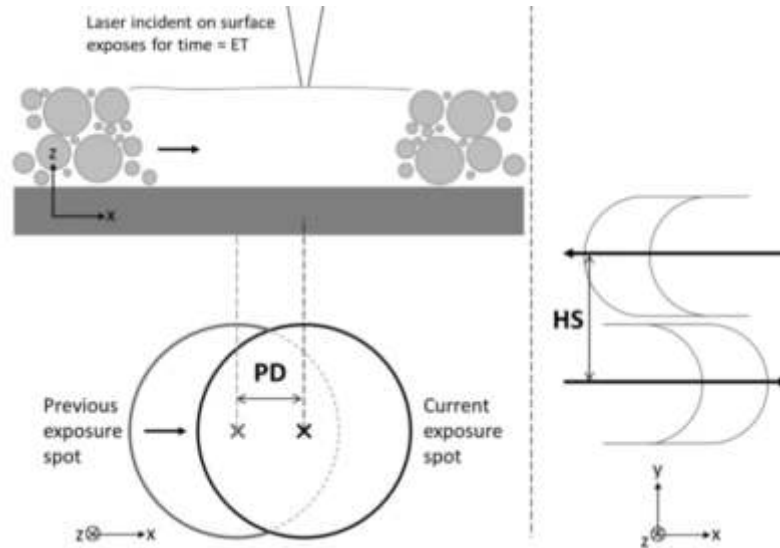


Figura 3.1 Representación de como la distancia de punto, el tiempo de exposición y el espaciado de hatch se aplican al escaneo y geometría de la alberca de fusión.

La estrategia de escaneo o patrón de hatch, es el patrón/trayectoria que seguirá el láser para la fusión de una forma bidimensional. La forma más simple sería una repetición de líneas rectas paralelas a través del ancho de un área. Si la exploración se alterna en una dirección paralela, es decir, de ida y vuelta, esto se conoce como un patrón horizontal. Existen muchas estrategias, cada una con un propósito específico, ya sea reducir los esfuerzos residuales o reducir el tiempo de construcción.

3.1.1.2 Mediciones de haz.

Comprender el perfil de un rayo láser es importante ya que la distribución de energía que incide en la superficie tiene un gran efecto en la respuesta del material. El Modo Electromagnético Transversal (TEM por su siglas en inglés) de un láser describe la variación radial en la intensidad del haz, por medio de dos subíndices, p y l : p representa el nodo a lo largo del radio de la sección transversal de intensidad del haz, y l representa el nodo a lo largo de la circunferencia (Deffley, 2012). Un TEM común para soldar y cortar láseres es el TEM_{00} , que tiene una sección transversal cilíndrica y un perfil gaussiano de pico único, ver figura 3.2. La concentración de energía hacia el centro del haz permite una mayor precisión y altas densidades de energía (Mumtaz, Erasenthiran, y Hopkinson, 2008).

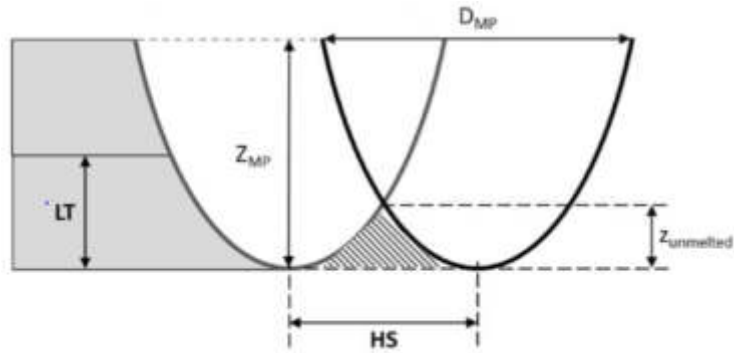


Figura 3.2 Perfil Gaussiano y Doughnut (Swartz, 2016).

3.1.1.3 Consideraciones de parámetros de proceso.

En el caso de SLM, para alcanzar la densidad total, se deben considerar las geometrías de la alberca de fundición y la trayectoria con respecto a los parámetros controlables. La figura 3.3 representa la sección transversal de dos albercas de fundición adyacentes del proceso de SLM.

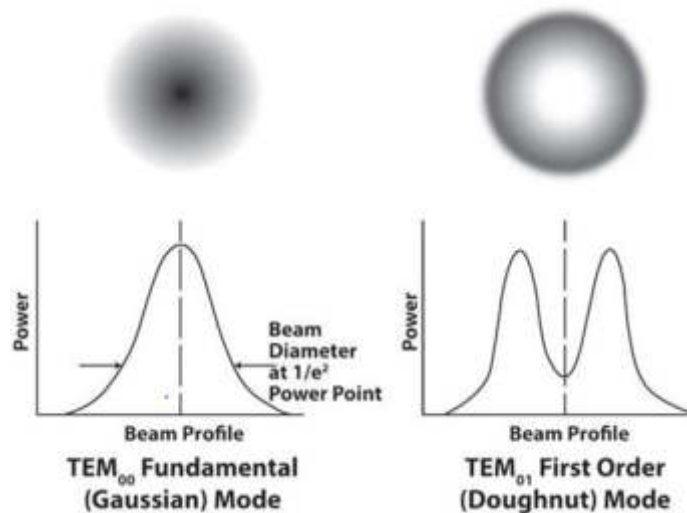


Figura 3.3. Esquema que muestra la geometría de la sección transversal de las albercas de fundición con los parámetros controlables **LT** Y **HS** resaltados en negrita. El área sombreada representa una región potencial sin fundir (Harrison, 2016).

El diámetro de la trayectoria de fundición D_{MP} y la profundidad de la trayectoria de la alberca de fundición Z_{MP} están controlados por la energía de absorbida por el material, que en el caso de la Realizer SLM100 está controlada por LP, ET y PD. La aparición y el tamaño subsecuente de la región

potencialmente sin fundir depende de si la elección de LT y HS es correcta para las dimensiones de la trayectoria de fundición que resultan de los LP, ET Y PD elegidos.

3.1.2 PARÁMETROS DE FABRICACIÓN.

Los parámetros de fabricación que fueron utilizados para este proyecto se encuentran en la siguiente tabla:

Tabla 3.2. Parámetros de fabricación

Parámetro de fabricación	Valor
Spot size μm	20
Longitud de onda nm	900
Tiempo de exposición μm	80
Distancia de punto μm	40
Potencia W	118
Grosor de capa μm	60

Que resultaron en 5 barras de Inconel de 1cmx1cmx10cm, como se muestra en la siguiente imagen.

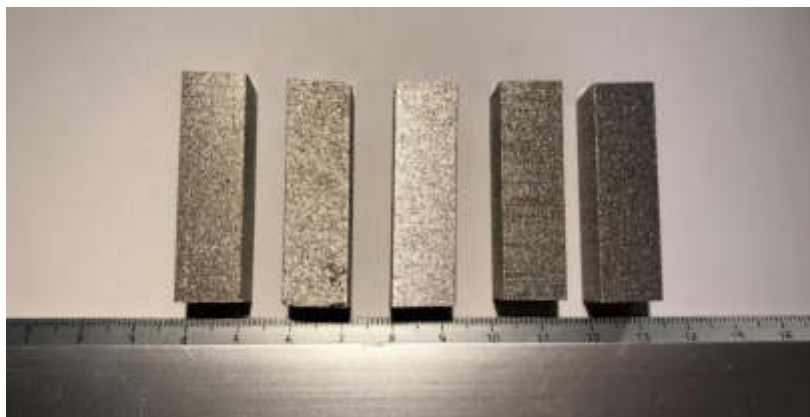


Figura 3.4. Muestras de Inconel 718 fabricadas por una impresora Realizer SLM100.

Dichas muestras fueron seccionadas de la parte superior e inferior de donde se tomó 1 cm respectivamente, para ser nuevamente seccionadas en cuatro y montadas en baquelita conductora; obteniendo de esta manera un total de 40 muestras para su posterior análisis OM y SEM

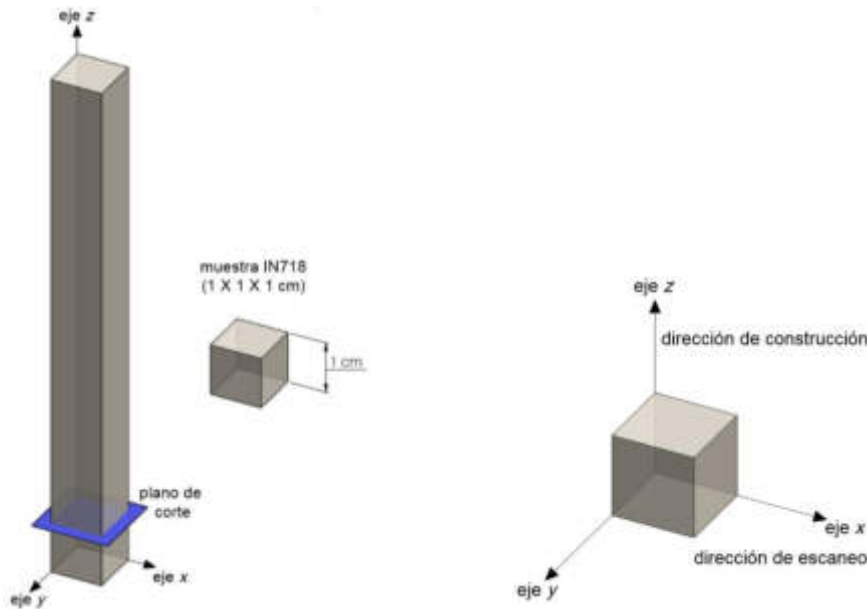


Figura 3.5. Representación esquemática de las secciones cortadas de las barras de Inconel 718.

3.1.3 TÉCNICAS DE ANÁLISIS.

3.1.3.1 Preparación de muestras.

Para este estudio las muestras fueron seccionadas verticalmente usando un equipo de corte Discotom-10 Struers para posteriormente ser montadas en baquelita y ser preparadas por desbaste mecánico en etapas sucesivas utilizando papel abrasivo de carburo de silicio empezando con 400, 800, 1200 y 2000. Después del desbaste las muestras fueron sometidas a pulido utilizando pasta de diamante de 3 y 1 μm . Con este procedimiento fue suficiente para revelar la porosidad en las muestras, pero para que la microestructura fuera revelada las muestras fueron atacadas químicamente por inmersión con el reactivo conocido como Kalling's No.2 (CuCl_2 , ácido hidro clorhídrico y etanol). Posteriormente para ser introducidas al SEM se les realizó un ataque electrolítico, colocando en la celda galvánica con ácido oxálico al 10% por 6 segundos a 6 Volts.

3.1.3.2 Análisis metalográfico y tamaño de grano.

3.1.3.2.1 Microscopios.

El análisis metalográfico se llevó a cabo vía microscopia óptica (OM por sus siglas en inglés) y microscopia electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés). El SEM utilizado marca JEOL modelo JSM 10 LV así como el sistema para el análisis de composición EDAX fue facilitado por el Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeronáutica de la UANL. EL OM empleado para el análisis metalográfico fue un Zeiss Axio Observer Z1m de un máximo de 500X.

3.1.3.2.2 Análisis de porosidad.

Los valores de porosidad se determinaron mediante mediciones de porcentaje de área a partir de micrografías ópticas de muestras preparadas. Aunque el análisis de Arquímedes es más preciso no habría podido proporcionar detalles de la porosidad (tamaño y morfología) ni daría un valor comparable. Aunque los valores bibliográficos para la densidad de muchas aleaciones comerciales están disponibles, estos pueden ser diferentes a los de la composición provista por un proveedor dado, y, por lo tanto, cualquier valor numérico para la densidad no tendría sentido. El porcentaje de porosidad combinado con evidencia visual es mucho más aplicable.

Se eligieron micrografías de bajo aumento (50x) para el análisis de la porosidad a fin de tener el área focal más grande, minimizando así el sesgo causado por las variaciones locales. En esta ampliación el área de muestra capturada fue de 2 x 2.5 mm. El número de micrografías tomadas dependía del tamaño de la muestra, con el objetivo de no superponer imágenes o incluir límites de borde entre el medio de montaje y la muestra. Las muestras de 5 x 5 mm pueden alojar cuatro micrografías, por ejemplo. Los valores medios y los errores se calcularon a partir de las medias de la micrografía.

Se utilizó el software ImageJ para procesar las imágenes y así convertirlas en una imagen binaria (en esta caso blanco y negro). El software luego calculó el porcentaje del área/ características que se han convertido en regiones oscuras distintivas. Un ejemplo visual se muestra en la figura 3.5.

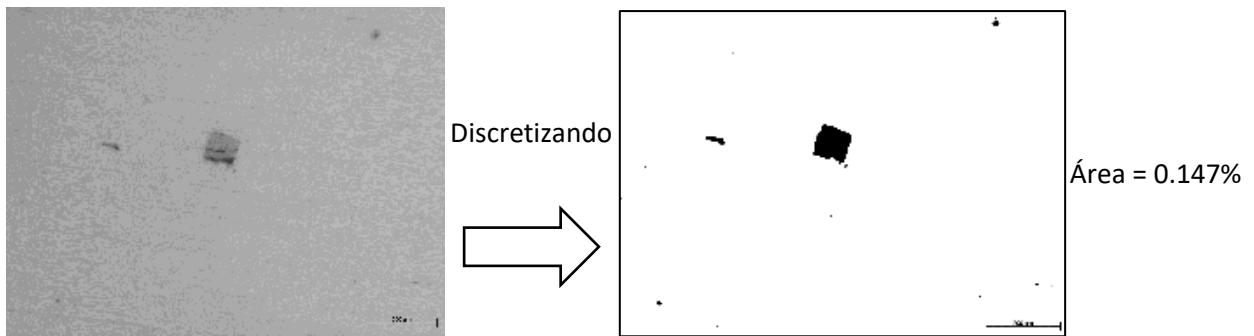


Figura 3.6. Representación de como la micrografía OM se convierte a imagen binaria.

3.1.3.2.3 Micro agrietamiento.

Para el análisis del micro agrietamiento se utilizó la técnica de SEM, explorando en las muestras la ubicación de las grietas y el software EDAX para determinar su composición. La densidad de grietas se determinó por conteos por unidad de área. Usando un área de 25 mm², se tomaron 20 mediciones de cada muestra, lo que permitió una determinación estadísticamente segura de un promedio por mm² con un nivel de confianza del 95%.

3.1.3.2.4 Microscopia óptica.

La capacidad del ojo humano es limitada a la hora de estudiar lo pequeño. Hay una inmensa cantidad de células y microestructuras que influyen significativamente en la vida del hombre y que, por ello, exigen ser estudiadas en favor de un mayor conocimiento y mejora de calidad de vida. Gracias a los avances y el progreso en el campo de la microscopía, el hombre ha sido capaz de ver esos organismos y estructuras que a simple vista serían invisibles, y con ello efectuar descubrimientos decisivos en el campo de la ingeniería y biología.

3.1.3.2.4.1 Historia del microscopio

El término microscopio deriva etimológicamente de del griego mikrós (pequeño) y skoopéo (observar) y fue acuñado por Jean Faber en 1624. Sin embargo, el impulsor más significativo de la microscopia fue el holandés Anton Van Leeuwenhoek (1632-1723).

Los primeros microscopios denominados simples constaban solamente de una lente, la cual se sostenía con la mano y se dirigía hacia la fuente de luz para que ésta atravesara la lente y el objeto. Estos microscopios producían, no obstante, difracciones y aberraciones, que se corrigieron gracias a la técnica del Doblete, aportada por Wollasten (1766- 1826), aplicando al microscopio un ocular astronómico (Arraiza et al. s. f.).

A principios del siglo XVIII, el microscopio sufre sus modificaciones más importantes, no sólo en lo referente a la óptica sino también en la mecánica. En relación con esta última cabe mencionar el de Hooke en 1667, con una bola de vidrio que condensaba los rayos luminosos. Una de las aportaciones más importantes fue la de Cuff-Baker (1744) que confeccionó un aparato de columna con movimiento rápido y movimiento micrométrico y con un espejo fijo para concentrar la luz. Este sería el precedente del actual microscopio compuesto, sin embargo, producía defectos y aberraciones cromáticas y esféricas, a pesar de dar buenas ampliaciones; por lo que se regresó al estudio del microscopio simple, más sencillo y efectivo por aquel entonces. El gran paso en el perfeccionamiento del microscopio se debe a Dolland, que, con su objetivo apocromático compuesto de dos lentes superpuestas, una convergente y otra divergente logró mejorar en gran medida las observaciones. A partir de entonces, la evolución del microscopio compuesto ha sido progresiva, destacando Alemania, Inglaterra y Francia como principales países impulsores. Así hoy podemos hablar de avances tales como: la aplicación de la tecnología láser y de la informática a la microscopía (Davidson y Abramowitz 2002).

3.1.3.2.4.2 Técnicas de metalografía

La metalografía microscópica (o micrografía de metales) estudia los productos metalúrgicos, con el auxilio del microscopio, objetivando determinar sus constituyentes y su textura. Este estudio es hecho en superficies previamente pulidas y en general, atacadas por un reactivo adecuado.

Actualmente, la metalografía ya es considerada uno de los análisis más importantes para garantizar la calidad de los materiales en el proceso de fabricación, y también para la realización de estudios en la formación de nuevas aleaciones de materiales.

El microscopio es, sin duda alguna, el instrumento más valioso de que dispone el metalurgista, no solo desde el punto de vista científico de investigación en el laboratorio, sino también en la práctica industrial, donde puede prestar relevantes servicios. Las técnicas metalográficas se han desarrollado precisamente para identificar las fases presentes en los metales y sus aleaciones, y para explicar el mecanismo de su formación. Estas fases que constituyen el agregado metálico son, generalmente, de tamaño microscópico y, para su observación y estudio, es preciso preparar debidamente la probeta.

Una superficie metálica en la que se van a observar unas fases microscópicas ha de ser plana y estar pulida. Plana porque la pequeña profundidad de foco de los sistemas ópticos de observación a grandes aumentos no permitiría enfocar la imagen simultáneamente en planos situados a distintos niveles; estar debidamente pulida para que solo pueda aparecer en ella detalles propios de su estructura, y no circunstancias ajenas a ella que puedan enmascararla.

3.1.3.2.4.3 El microscopio metalográfico.

El microscopio metalográfico se caracteriza porque la imagen observada se produce por la reflexión de los haces luminosos sobre la probeta metalográfica. Básicamente esta es constituido por un dispositivo de iluminación, un vidrio plano o prisma de reflexión, el ocular y el objetivo.

En la presente investigación se siguieron los pasos estándar para la visualización por microscopio óptico, se utilizó el microscopio óptico motorizado Zeiss-Axio Observer Z1, el cual requirió de muestras en acabado espejo montadas sobre baquelita y atacadas con el reactivo correspondiente que en este caso fue Keller's.

3.1.3.2.4.4 El microscopio electrónico de barrido SEM.

En la microscopia electrónica la imagen observada se produce por la interacción de un haz de electrones sobre la muestra. Los dos tipos de microscopios electrónicos más conocidos son: microscopio electrónico de barrido (SEM por sus siglas en inglés) y microscopio electrónico de transmisión (TEM por sus siglas en inglés).

En el SEM, el área a examinar o el micro volumen a analizar se irradian con un haz de electrones finamente enfocado, que puede barrerse en una trayectoria continua horizontal a través de la superficie de la muestra para formar imágenes o puede ser estático para obtener un análisis en una posición. Los tipos de señales producidas por la interacción del haz de electrones con la muestra incluyen electrones secundarios, electrones retro dispersados, rayos x característicos y otros fotones de varias energías. Estas señales se obtienen de volúmenes de emisión específicos dentro de la muestra y se pueden usar para examinar diversas características de la muestra (topografía de la superficie, cristalografía, composición, etc.) (Goldstein et al., 2003).

Las señales de imagen de mayor interés son los electrones secundarios y retro dispersados porque estos varían principalmente como resultado de las diferencias en la topografía de la superficie. La emisión de electrones secundarios, limitada a un volumen muy pequeño cerca del área de impacto del haz para ciertas elecciones de la energía del haz, permite obtener imágenes con una resolución aproximada al tamaño del haz de electrones enfocado. El aspecto tridimensional de las imágenes se debe a la gran profundidad de campo del microscopio electrónico de barrido, así como al efecto alivio de la sombra del contraste de electrones secundarios y retro dispersados.

En el SEM, también se emiten rayos X característicos como resultado del bombardeo de electrones. El análisis de la radiación X característica emitida por las muestras puede proporcionar tanto una identificación cualitativa como información cuantitativa de las regiones de una muestra, nominalmente de 1 μm de diámetro y 1 μm de profundidad en condiciones normales de operación (Goldstein et al., 2003).

Los dos componentes más importantes de un SEM son la columna de electrones y la consola de control (Figura 3.8). La columna de electrones consiste en una pistola de electrones y dos o más lentes de electrones, los cuales influyen en las trayectorias de los electrones que viajan por un tubo vacío. La base de la columna generalmente está ocupada por bombas de vacío que producen un vacío de aproximadamente 10^{-4} Pa (aproximadamente 10^{-6} torr, o aproximadamente una mil millonésima parte de la presión atmosférica). La consola de control consta de una pantalla de visualización de tubo de rayos catódicos (CRT) y las perillas y el teclado de la computadora que controlan el haz de electrones.

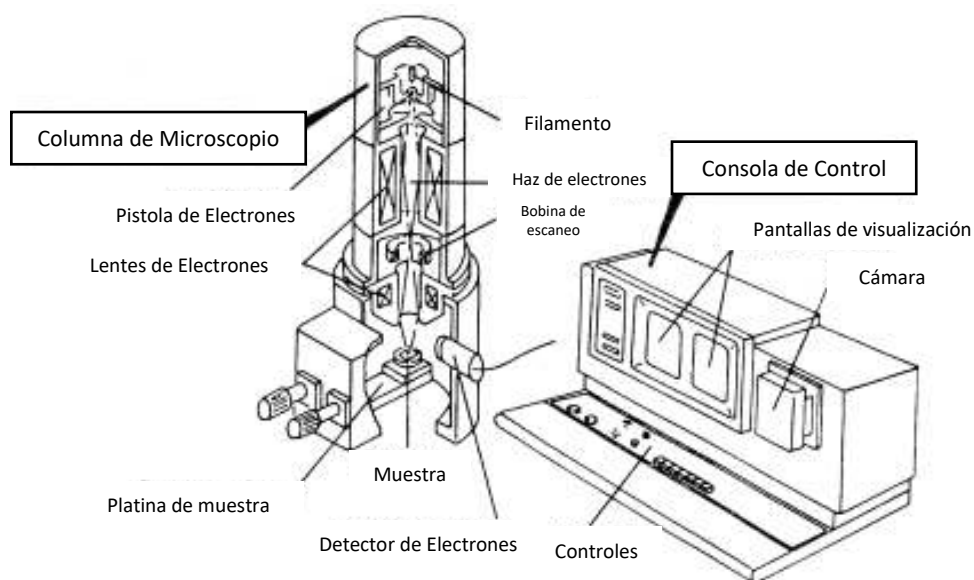


Figura 3.8. Las dos partes principales del SEM, la columna de electrones y la consola electrónica (Goldstein et al., 2003).

Electrones secundarios: se producen cuando un electrón del haz pasa muy cerca del núcleo de un átomo de la muestra, proporcionando la suficiente energía a uno o varios de los electrones interiores para saltar fuera de la muestra. Estos electrones son de muy baja energía (por debajo de 5eV), por lo que deben encontrarse muy cerca de la superficie para poder escapar. Precisamente por eso proporcionan una valiosa información topográfica de la muestra, y son los utilizados principalmente en microscopía de barrido.

Electrones retro dispersados: se producen cuando un electrón del haz choca frontalmente con el núcleo de un átomo de la muestra, siendo repelido en sentido contrario fuera de la muestra. La intensidad de dicho efecto varía proporcionalmente con el número atómico de la muestra. Por esta razón se utilizan para obtener un mapa con información sobre la composición superficial de la muestra.

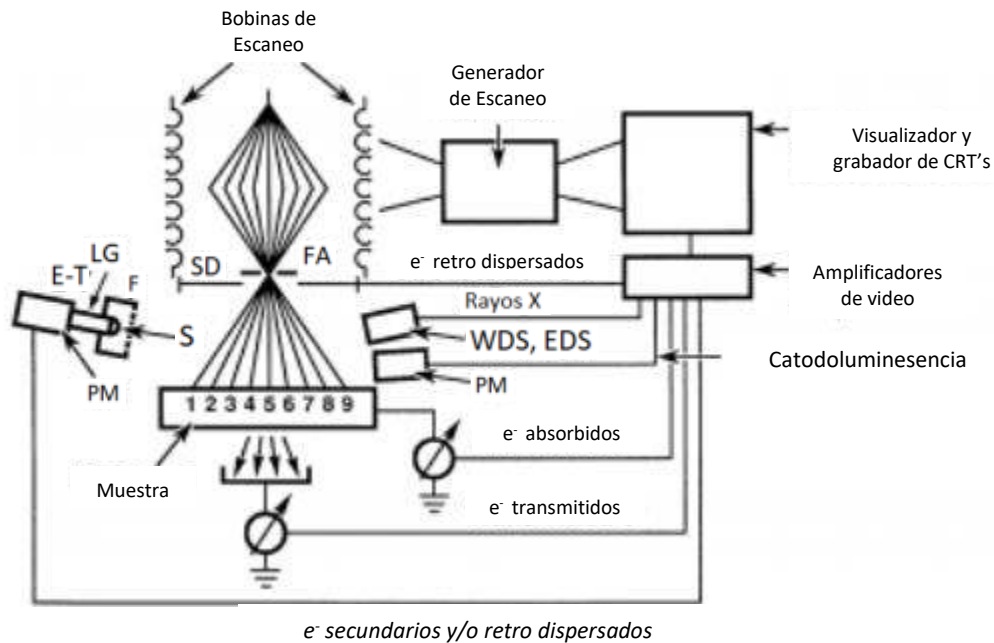


Figura 3.9. Ilustración esquemática del sistema de escaneo del SEM. Abreviaturas: FA, apertura final; SD, detector de electrones retro dispersados en estado sólido; EDS, espectrómetro de rayos X de dispersión de energía; WDS, espectrómetro de rayos X de longitud de onda dispersiva; CRT, tubo de rayos catódicos; E-T, detector de electrones secundario/retrodispersados de Everhart-Thornley, que consiste en F, jaula de Faraday; S, centellador; LG, guía de luz; y PM, fotomultiplicador. Las posiciones de haz sucesivas se indican mediante los rayos numerados de una secuencia de escaneo (Goldstein et al., 2003).

3.1.3.2.4.5 EDS (Espectrometría de Energía Dispersiva)

Como se mencionaba anteriormente el análisis químico en el microscopio electrónico de barrido se realiza midiendo la distribución de energía e intensidad de la señal de rayos X generada por un haz de electrones enfocado.

La adición de un espectrómetro de dispersión de energía (EDS) a un micro analizador de sonda de electrones (Fitzgerald, Keil, y Heinrich 1968) para medir los rayos X señaló el eventual acoplamiento de dicha instrumentación al SEM. Estos detectores de rayos X se

basaron en el detector de litio a la deriva de estado sólido de silicio [Si(Li)]. Los espectrómetros modernos de dispersión de energía son capaces de detectar los rayos X característicos de todos los elementos por encima del número atómico 4 en las corrientes de haz típicas utilizadas para la obtención de imágenes electrónicas secundarias en el SEM. La gran mayoría de los SEM están equipados con capacidades EDS. En esta investigación se utilizó el sistema EDAX.

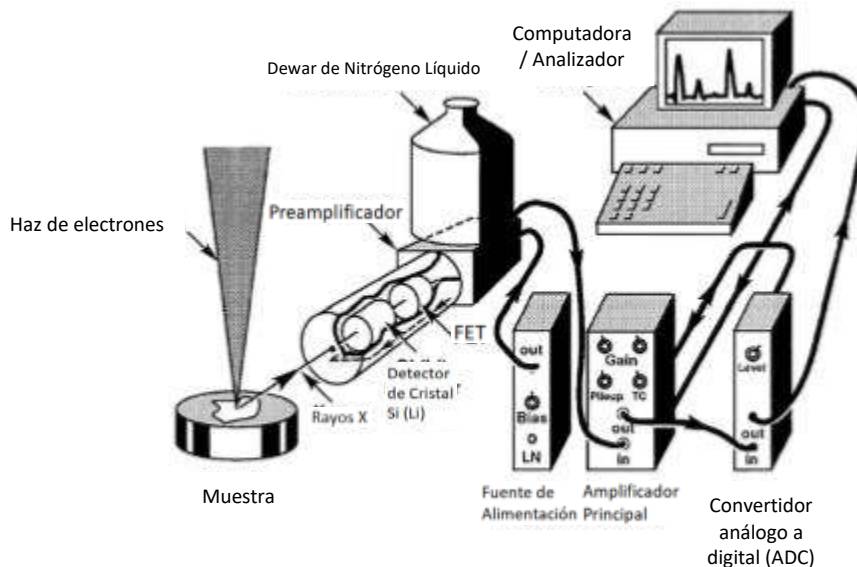


Figura 3.10. Representación esquemática del espectrómetro de energía dispersiva y sus electrónicos asociados (Goldstein et al., 2003).

Los principios de funcionamiento de un sistema de detector de estado sólido se ilustran en la Fig. 3.10. Los fotones de rayos X de la muestra pasan a través de una ventana delgada que aísla el entorno de la cámara de la muestra del detector a una polarización inversa p – i – n (p -tipo, intrínseco, tipo n) cristal Si (Li). La absorción de cada fotón de rayos X individual conduce a la expulsión de un fotoelectrón, que cede la mayor parte de su energía a la formación de pares de electrones y agujeros. A su vez, son desviados por la polarización aplicada para formar un pulso de carga, que luego se convierte en un pulso de voltaje mediante un convertidor de carga a voltaje (preamplificador). La señal se amplifica y forma más a fondo mediante un amplificador lineal y se pasa finalmente a un analizador de rayos

X (CXA) de computadora, donde los datos se muestran como un histograma de intensidad por voltaje. El contenido de la memoria CXA en todos los instrumentos recientes reside directamente en una computadora o puede transmitirse a una computadora para su procesamiento posterior, como la identificación o cuantificación de picos. La clave para entender cómo funciona un EDS es reconocer que cada pulso de voltaje es proporcional a la energía del fotón de rayos X entrante. La función de la CXA es establecer esta relación y presentarla en una forma comprensible para el operador.

La apariencia física típica de un detector se puede ver con más detalle en la figura 3.11. El cristal de silicio a la deriva de litio se monta en un dedo frío conectado a un depósito de nitrógeno líquido almacenado en el dewar. Debido a que el cristal de detección es sensible a la luz, es esencial bloquear la radiación visible, preferiblemente mediante el uso de una ventana opaca. El EDS sin ventanas y ultrafino se puede usar si la cámara de la muestra es hermética y la muestra no es cátodo luminiscente. Las ventanas delgadas, especialmente las ventanas delgadas que soportan presión atmosférica que incorporan una rejilla, pueden transmitir rayos X de baja energía a 200eV ahora dominan el campo.

La cámara del detector también se sella al vacío para evitar la contaminación de la región de la muestra (especialmente cuando la cámara de la muestra se lleva a la presión del aire) y para mantener más fácilmente la baja temperatura esencial para reducir el ruido (Goldstein et al., 2003).

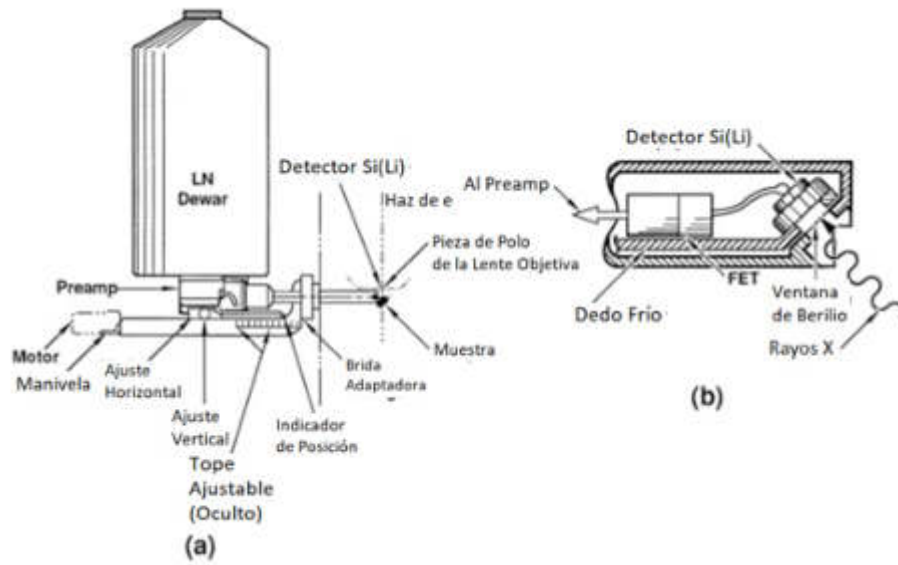


Figura 3.11. a) Apariencia física de un detector retráctil y electrónica de preamplificación asociada. b) Detalle del conjunto de montaje de Si(Li) (Goldstein et al., 2003).

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

4.1 ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL.

4.1.1 MICROSCOPIA ÓPTICA

Como se ha mencionado en el capítulo anterior las muestras extraídas de las probetas de IN718 fabricadas por SLM fueron atacadas químicamente para revelar su microestructura y observadas por microscopía óptica y electrónica.

De acuerdo con lo observado en microscopía óptica se aprecia que en todas y cada una de las muestras que existe porosidad, observe figuras 4.1, 4.2, 4.3, 4.4, 4.5, 4.6, 4.7, 4.8 y 4.9.

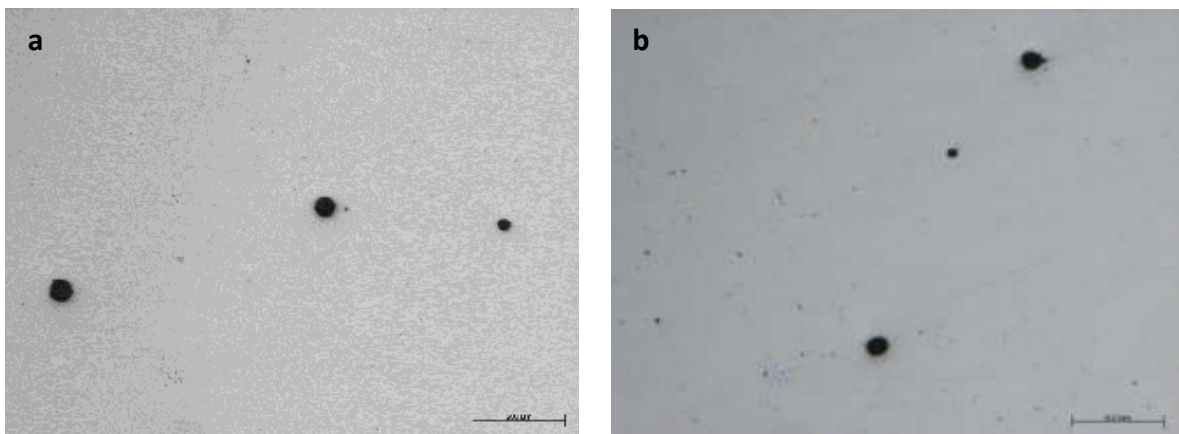


Figura 4.1. Imágenes metalográficas de las muestras a)1TD y b)1BD a 10X, con evidentes señales de porosidad.

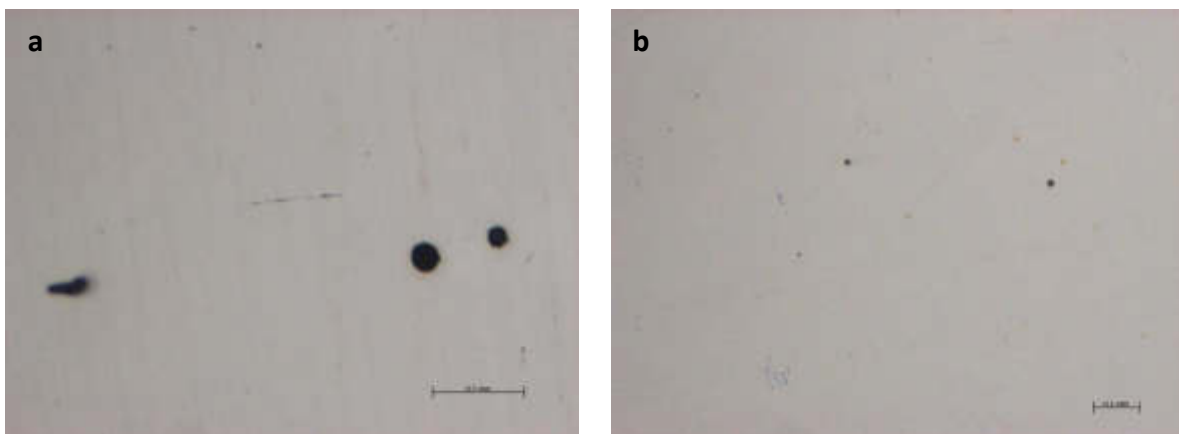


Figura 4.2. Imágenes metalográficas de las muestras a)1TI a 20x y b)1BI a 10x, que demuestran la porosidad.

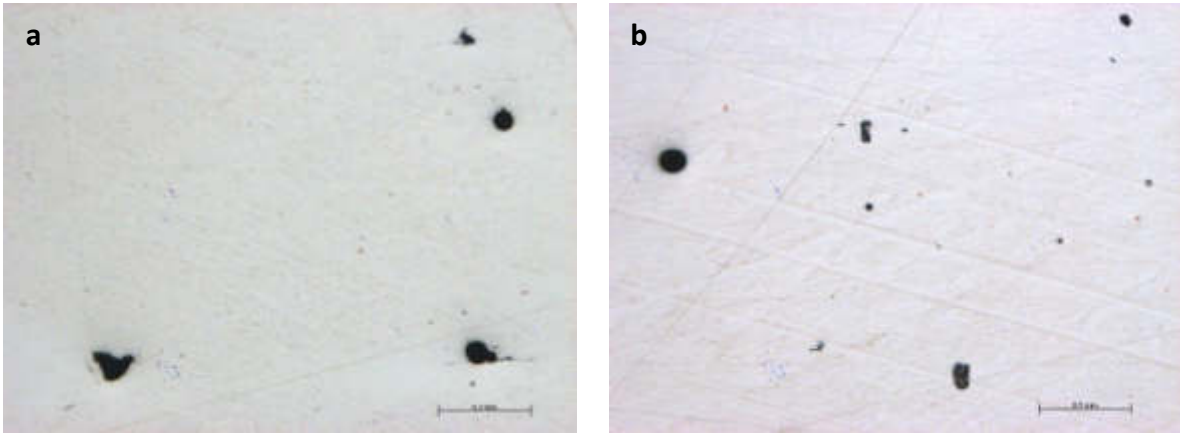


Figura 4.3. Imágenes metalográficas de las muestras a)3BD a 10x y b)3BI a 10x, que demuestran la porosidad presente.

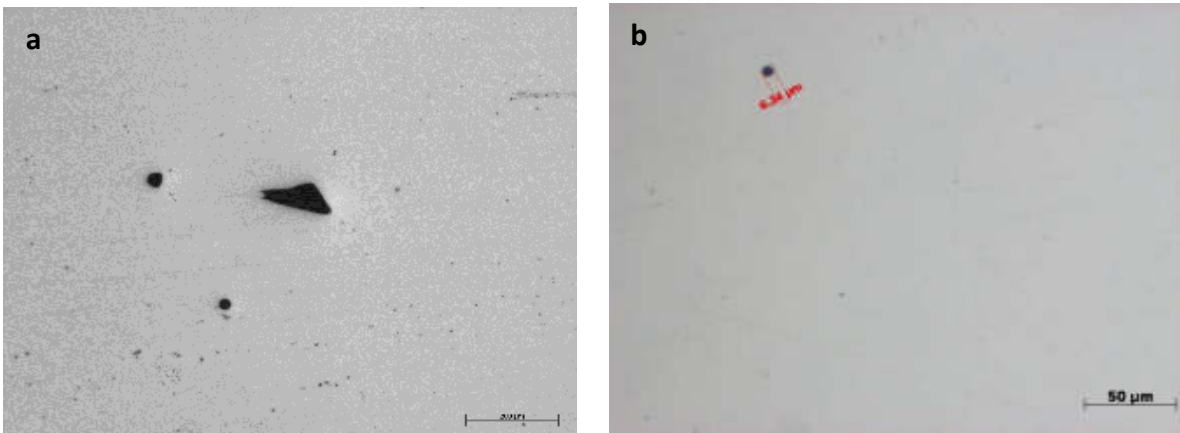


Figura 4.4. Imágenes metalográficas de las muestras a)3TD a 10x y b)3TI a 5x, que demuestran la porosidad presente.

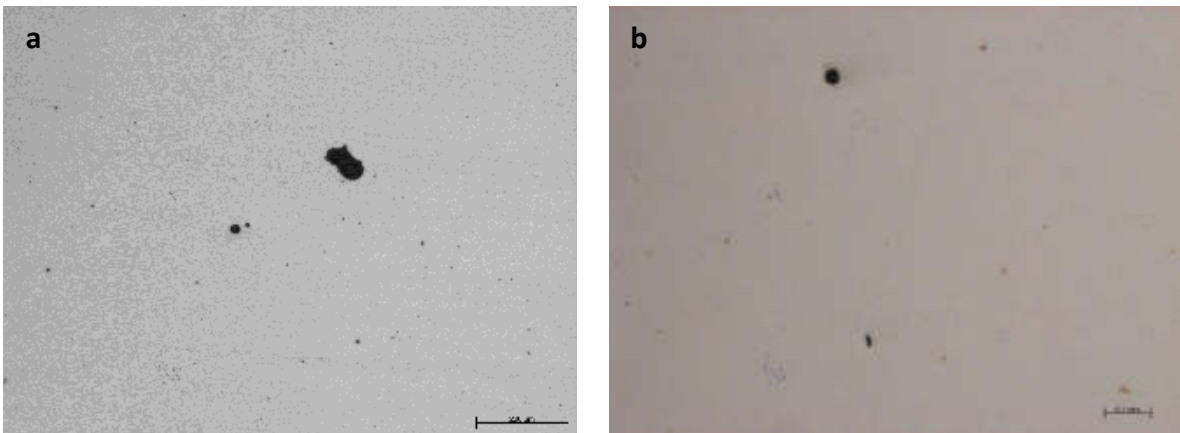


Figura 4.5. Imágenes metalográficas de las muestras a)4BD a 10x y b)4BI a 10x, que demuestran la porosidad presente.

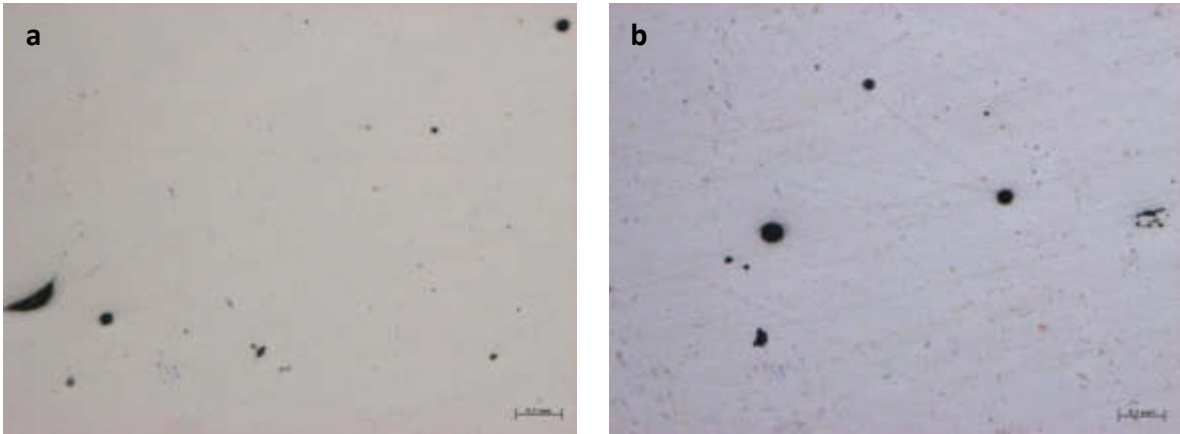


Figura 4.6. Imágenes metalográficas de las muestras a)5TD a 10x y b)5TI a 10x, que demuestran la porosidad y grieta presente.

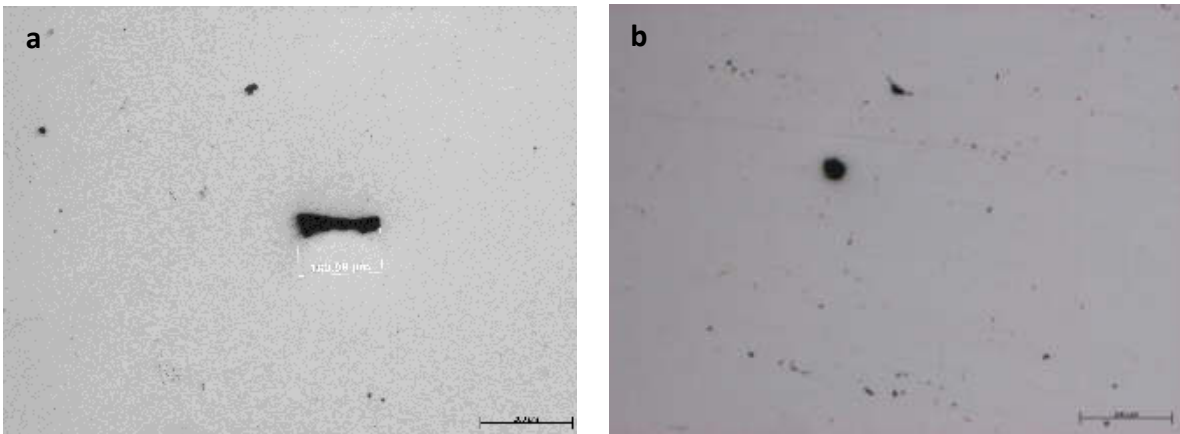


Figura 4.7. Imágenes metalográficas de las muestras a)5BD a 10x y b)5BI a 10x, que demuestran la porosidad y agrietamiento presente.

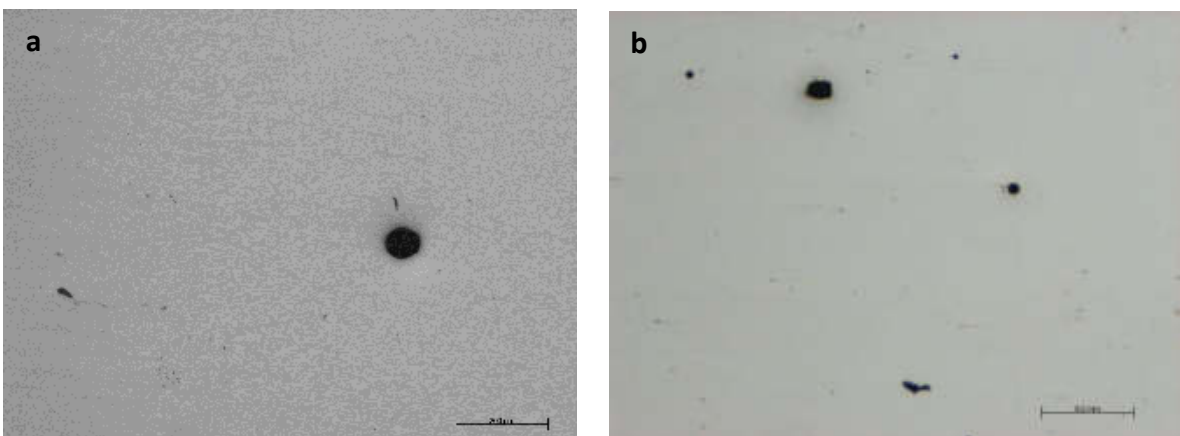


Figura 4.8. Imágenes metalográficas de las muestras a)6TD a 10x y b)6TI a 5x, que demuestran la porosidad y agrietamiento presente.

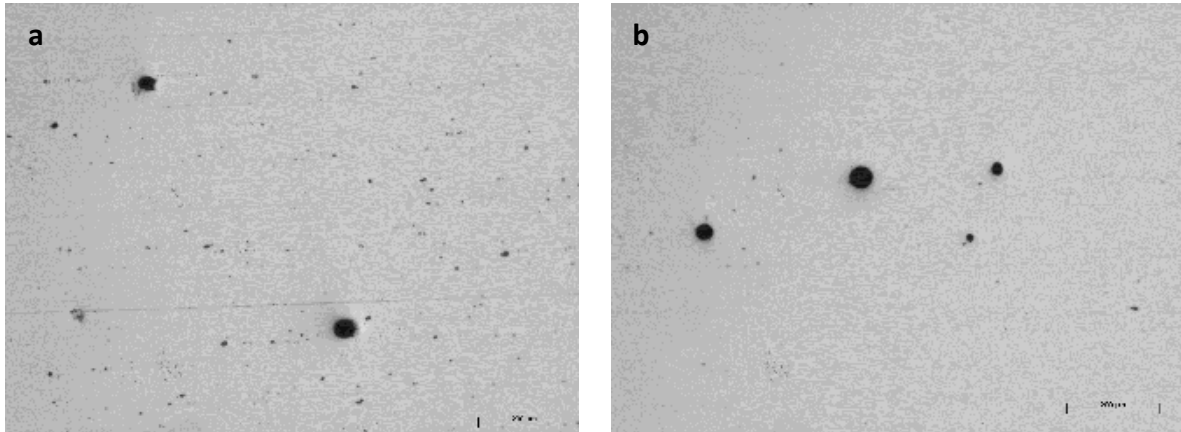


Figura 4.9. Imágenes metalográficas de las muestras a)6BD a 10x y b)6BI a 10x, que demuestran la porosidad presente.

Como se puede observar en las imágenes anteriores, la porosidad presente afecta a nuestro material como se mencionaba en el capítulo 2. Los poros observados son considerados perjudiciales porque son sitios posibles de inicio de grietas, lo que en consecuencia influye en el rendimiento mecánico del material. Y aunque la porosidad no se presenta como un caso extremo como el de la figura 2.27, si es un caso relevante en donde observamos la mayoría de los poros tienen forma esferoidal; en todas las imágenes podemos observar de dos a tres poros esféricos y número de poros esféricos significativamente más pequeños, un ejemplo claro de esto es la figura 4.9 b). Todos los poros esféricos son causados por la captura de gas dentro de la masa fundida. El gas se expande uniformemente al calentarse, creando un vacío esférico. Los poros esféricos más grandes tienen un diámetro de aproximadamente 40-50 μm , demasiado grande para ser la porosidad presente en el propio polvo; esas son las causas de los microporos mucho más pequeños. Los poros grandes son en realidad el resultado de una superposición insuficiente, donde todo el polvo disponible se ha fundido, pero las fuerzas hidrostáticas han llevado a la creación de un vacío, en el que el gas puede quedar atrapado. Un indicador de este mecanismo es la alineación de los poros a un patrón o dirección, ya que implica que se han formado a lo largo de una línea de hatch. Además de la porosidad observada, se encontró presentes micro agrietamientos algunos cercanos a los poros y otros totalmente independientes de ellos. Sin embargo, se observó otra peculiaridad en algunos de los micro agrietamientos aparentemente independientes,

se encontraron cerca a ellos lo que parecen ser precipitados como se puede observar en la figura 4.10.



Figura 4.10. Imagen metalográfica de la muestra 1TI a 50x, donde se expone una microgrieta aledaña a lo que parece ser un precipitado.

Asimismo, se continuó con la investigación y se encontró un mayor número de precipitados relacionados con los agrietamientos y porosidades presentes en las muestras, incluso algunos micro agrietamientos dentro de dichos precipitados como se muestra en las

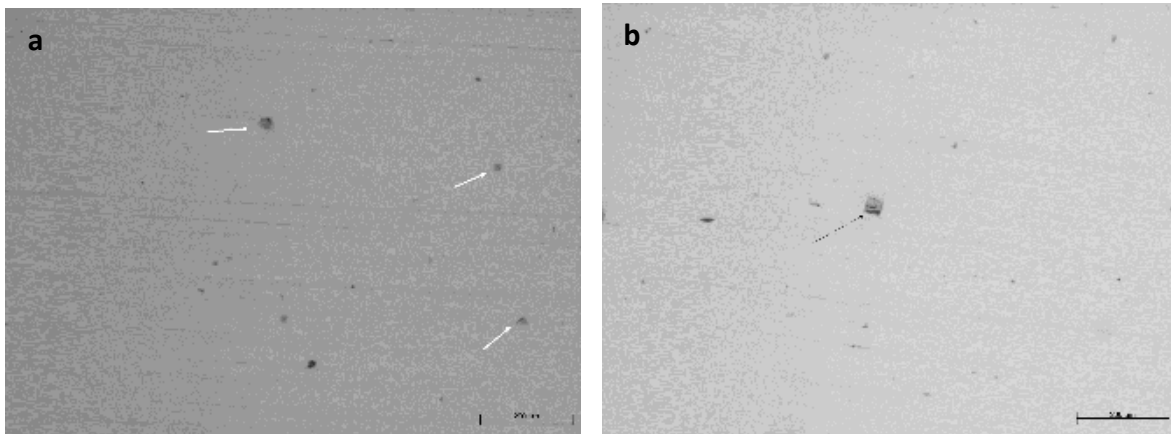


Figura 4.11. Imágenes metalográficas de las muestras a)6BD a 20x y b)1TD a 20x, en las que se exponen los precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades

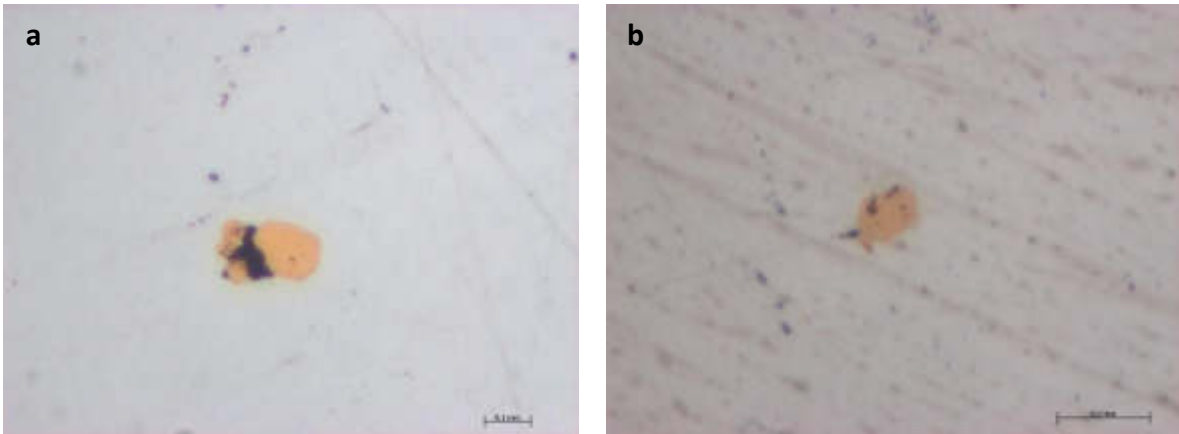


Figura 4.12. Imágenes metalográficas de las muestras a)1TI a 100x y b)3BD a 100x, en las que se exponen los precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

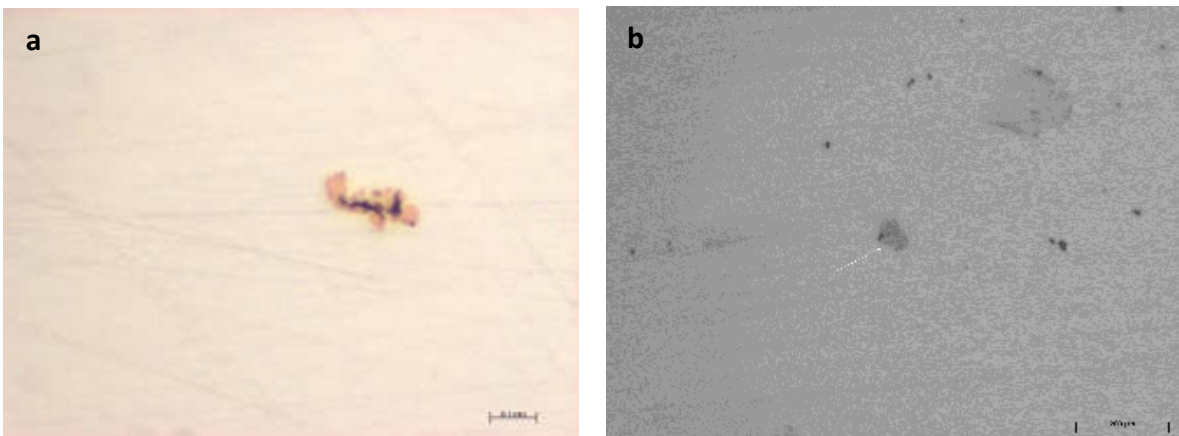


Figura 4.13. Imágenes metalográficas de las muestras a)3BI a 50x y b)3TD a 50x, en las que se exponen los precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

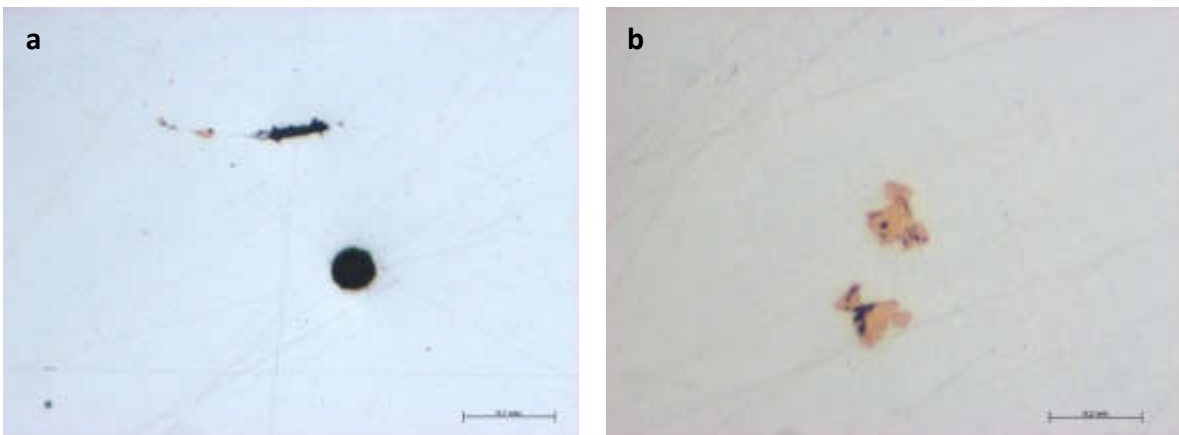


Figura 4.14. Imágenes metalográficas de las muestras a)3TI a 20x y b)50x, en las que se exponen los precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

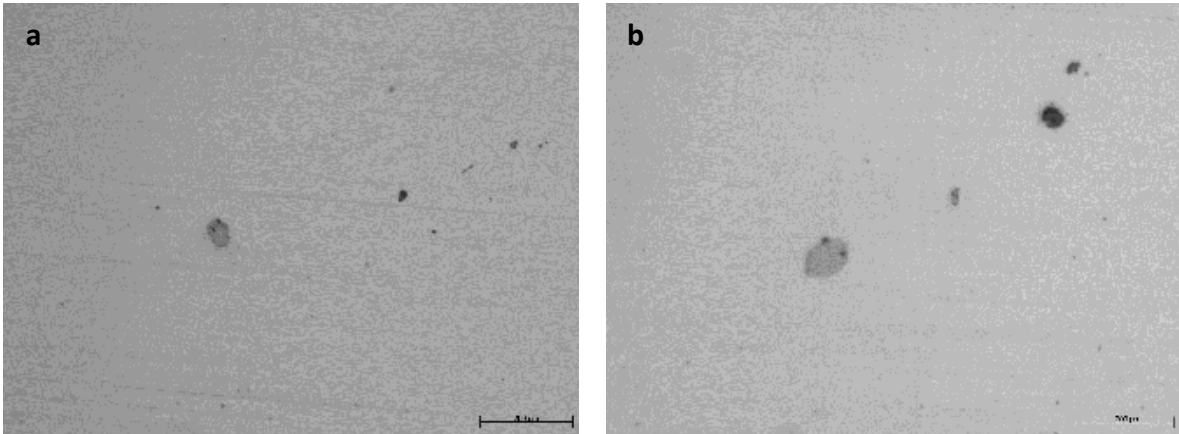


Figura 4.15. Imágenes metalográficas de las muestras a)4BD a 20x y b)50x, en las que se exponen los precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

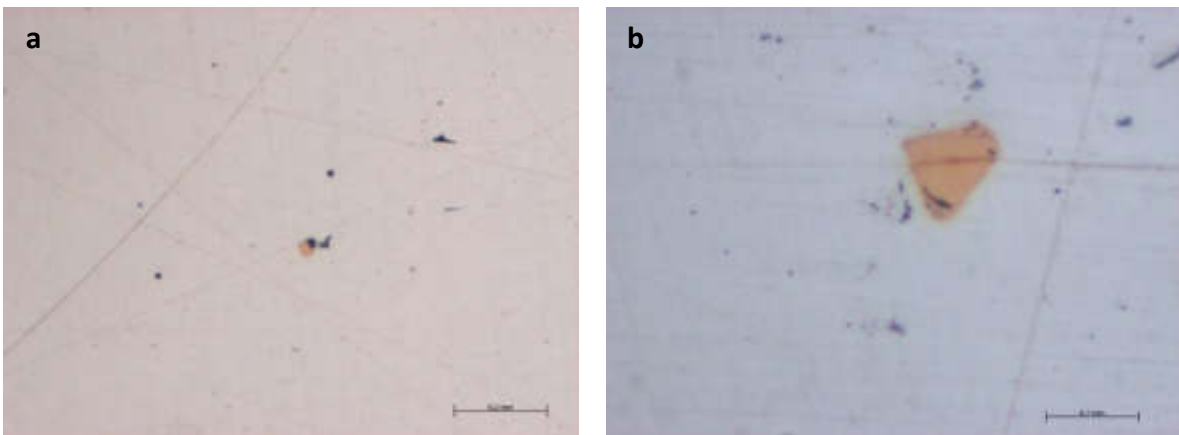


Figura 4.16. Imágenes metalográficas de las muestras a)4TI a 20x y b)100x, en las que se exponen los precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

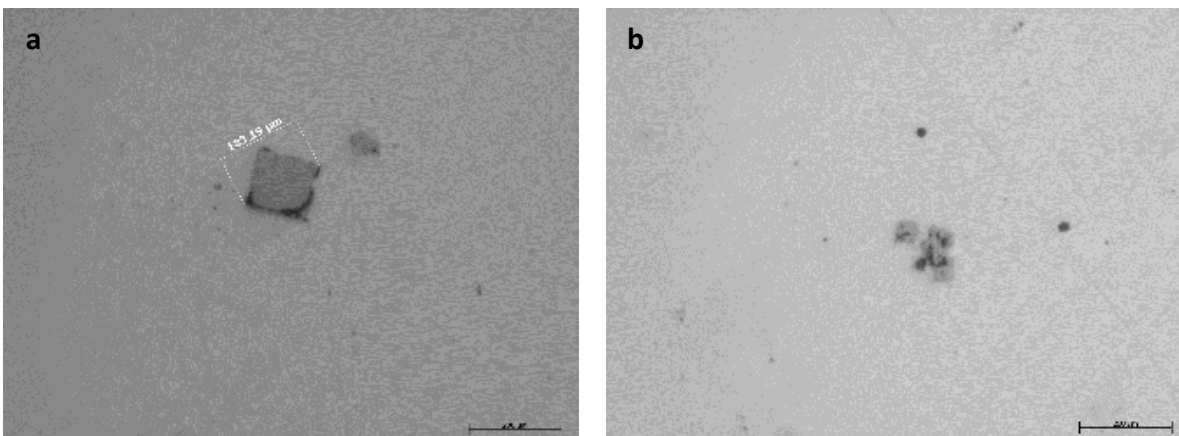


Figura 4.17. Imágenes metalográficas de las muestras a)5BD a 50x y b)100x, en las que se exponen distintos precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

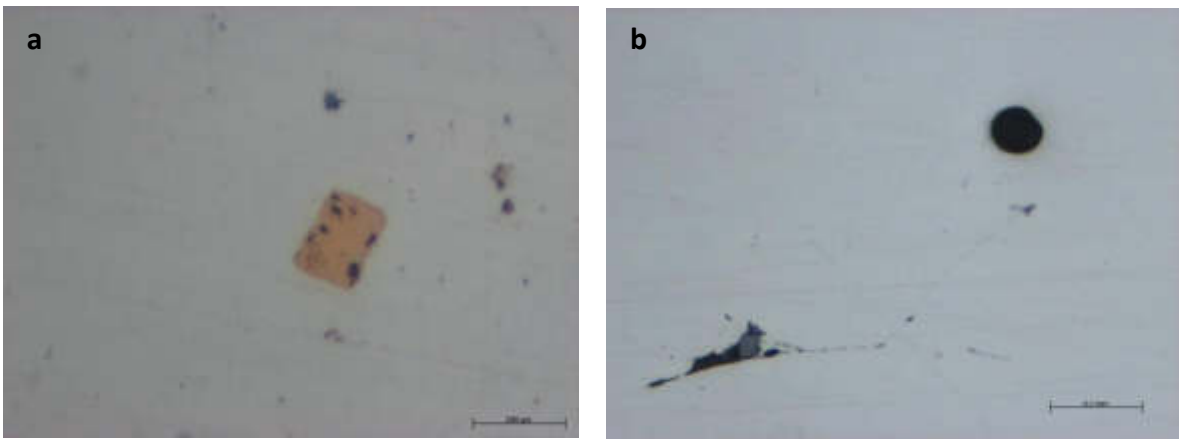


Figura 4.18. Imágenes metalográficas de las muestras a)5BI a 100x y b)5TD a 20x, en las que se exponen distintos precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

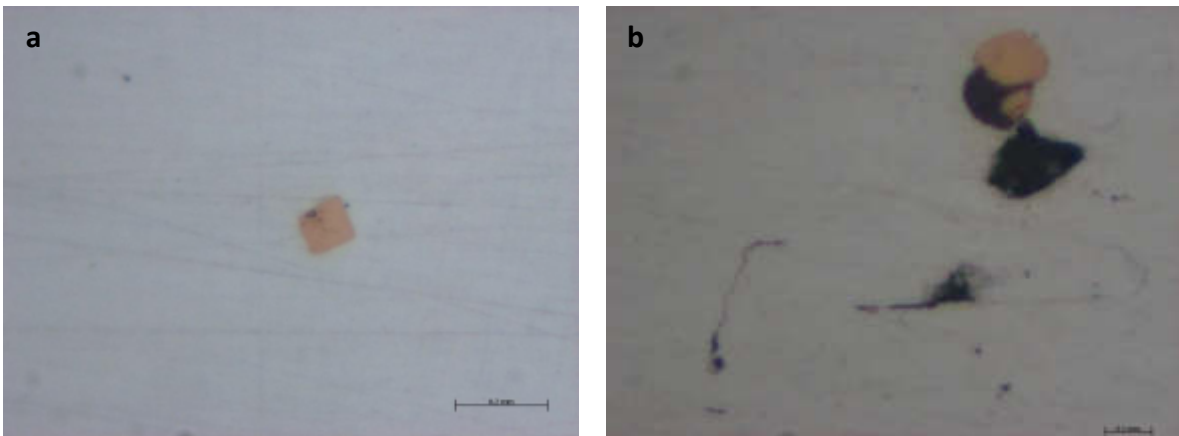


Figura 4.19. Imágenes metalográficas de las muestras a)5TD a 100x y b)5TI a 100x, en las que se exponen distintos precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

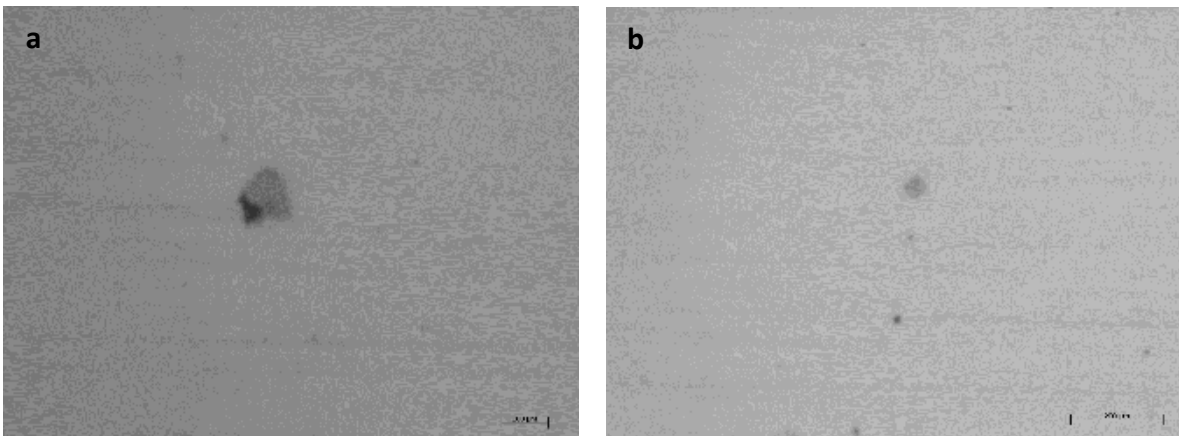


Figura 4.20. Imágenes metalográficas de las muestras a)6BD a 100x y b)6BI a 50x, en las que se exponen precipitados cercanos a micro agrietamientos y porosidades.

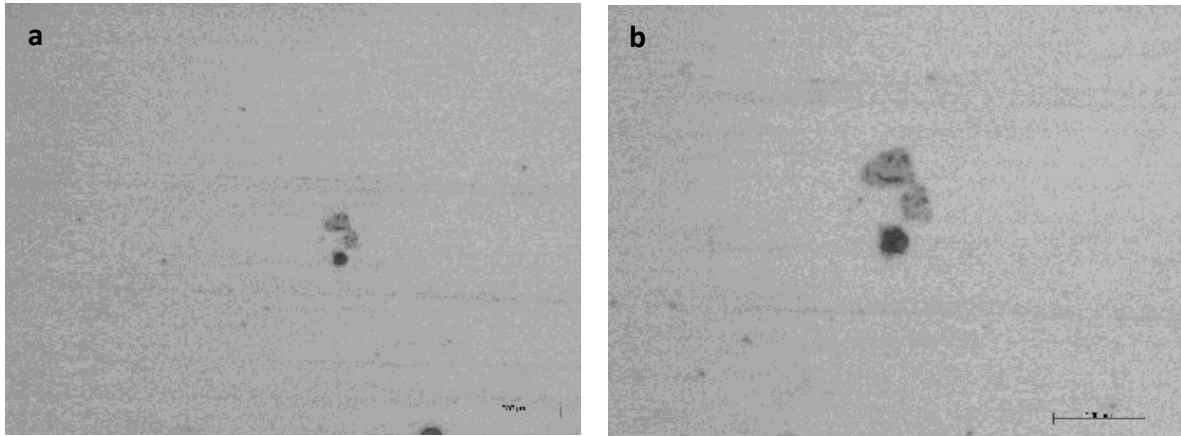


Figura 4.21. Imágenes metalográficas de las muestras a)6BI a 50x y b)100x, en las que se exponen precipitados en micro agrietamientos y porosidades.

Lo que se puede apreciar en las imágenes anteriores es un micro agrietamiento inducido por el proceso, ya que estas microgrietas se formaron como resultado directo del proceso; sin embargo, es importante tomar en cuenta la presencia de los precipitados en la mayoría de ellas, es por lo que como parte de la investigación se decidió someter las muestras a SEM y a EDS para una mejor apreciación de las microgrietas y precipitados, además de conocer la composición de dichos precipitados.

4.2.1 SEM

A continuación, se presentan las micrografías obtenidas a través del SEM, donde se pueden apreciar los precipitados y micro agrietamientos encontrados con el microscopio óptico, pero con una mejor calidad.

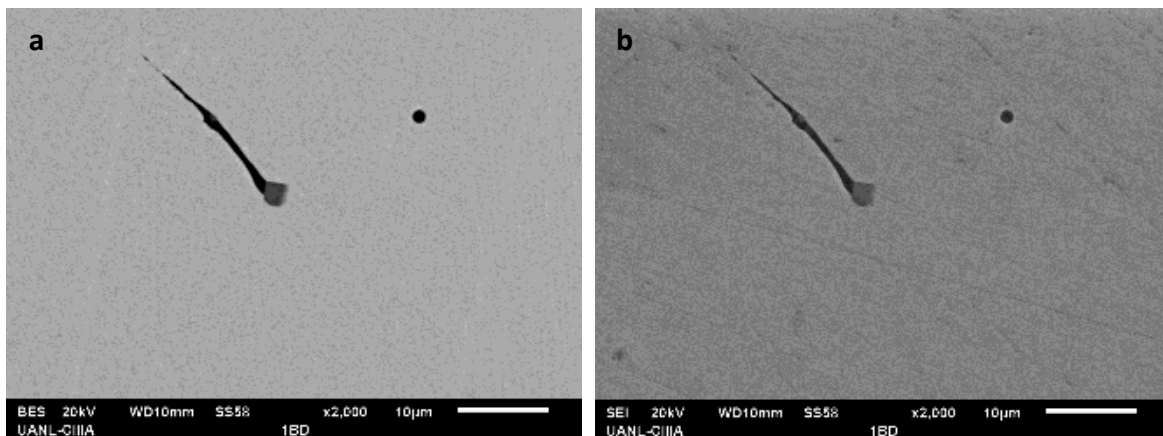


Figura 4.22. Imágenes SEM de la muestra 1BD a 2000x en a)BES y b)SEI en las que se exponen precipitados en micro agrietamientos y porosidades.

En la figura 4.22 se puede apreciar una microgrieta que al parecer comenzó por una porosidad en el mismo lugar donde se encuentra un precipitado, del que se realizó un análisis químico para saber la composición de este, dando como resultado un contenido en peso del 80.46% de Titanio y un 11.76% de Niobio; como lo muestra la gráfica siguiente.

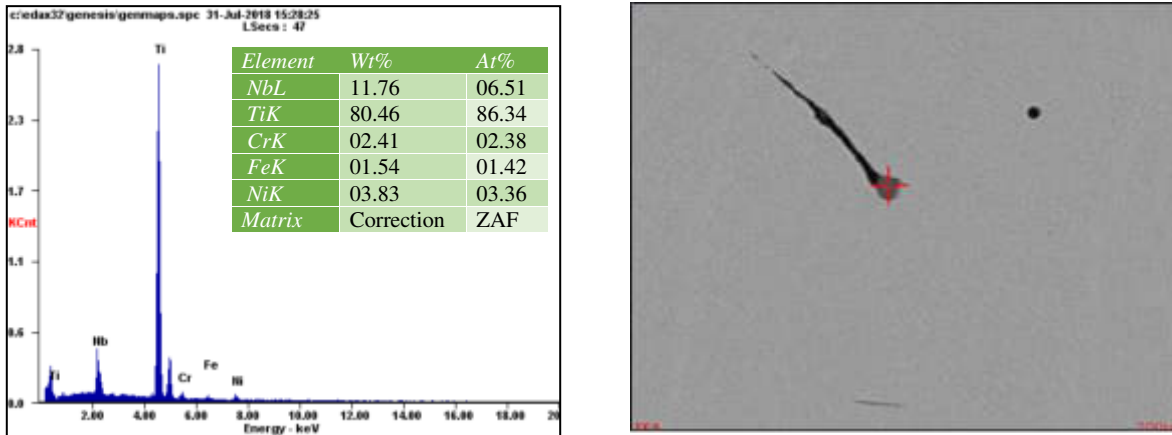


Figura 4.23. Gráfica de la muestra 1BD a la que se le realizó EDS para obtener la composición química del precipitado presente como posible iniciador de microgrieta.

Este tipo de hallazgos se encontró al menos 3 veces en la muestra 1BD, a continuación, se presenta el caso donde un micro agrietamiento está dentro del precipitado Ti-Nb.

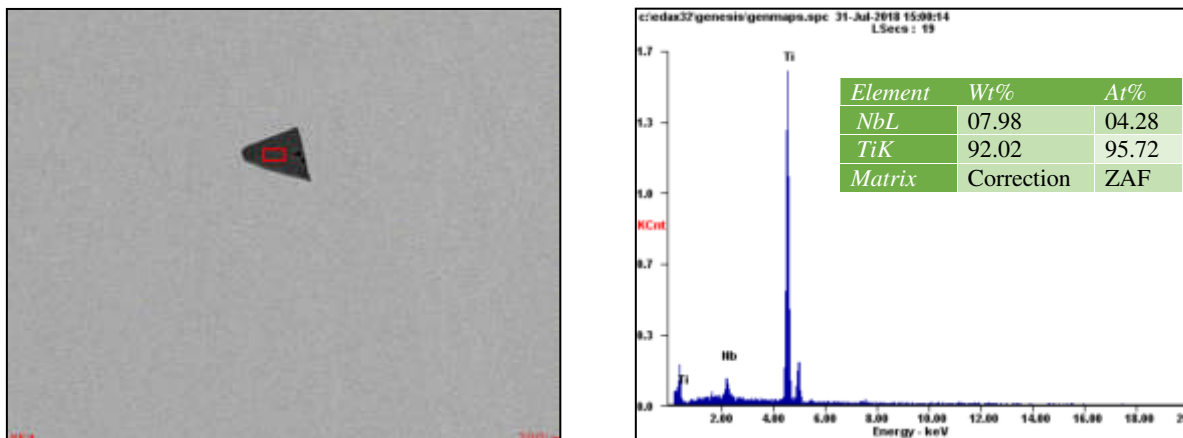


Figura 4.24. Gráfica y micrografía de la muestra 1BD a la que se le realizó EDS para obtener la composición química del precipitado presente como posible iniciador de microgrieta.

En la figura 4.24 se puede observar el precipitado presente y su composición vuelve a ser alta en Titanio y Niobio, pero este tiene la peculiaridad de presentar un micro agrietamiento lo que aparenta ser dentro de él. En la figura 4.25 se puede observar la composición de la

microgrieta presente que es mayormente Titanio con un valor en peso del 86% seguido del niobio con un 5.73%.

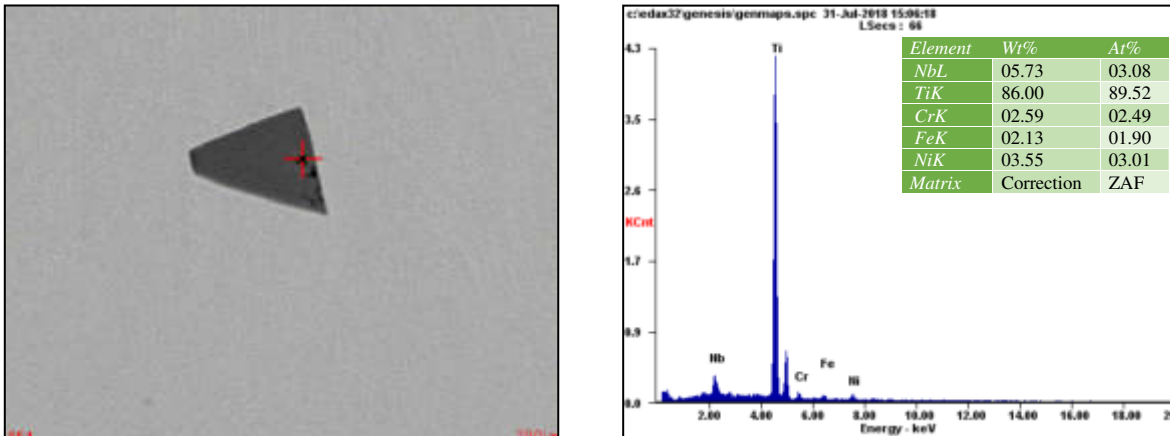


Figura 4.25. Gráfica y micrografía de la muestra 1BD a la que se le realizó EDS para obtener la composición química de la microgrieta presente rica en Ti y Nb.

En la misma muestra 1BD se encontró también la grieta que se puede apreciar en la imagen 4.26, en la que la composición resulta ser Aluminio en un 24.94 wt%. Es pertinente mencionar que la grieta aparece cercana a un precipitado Ti-Nb.

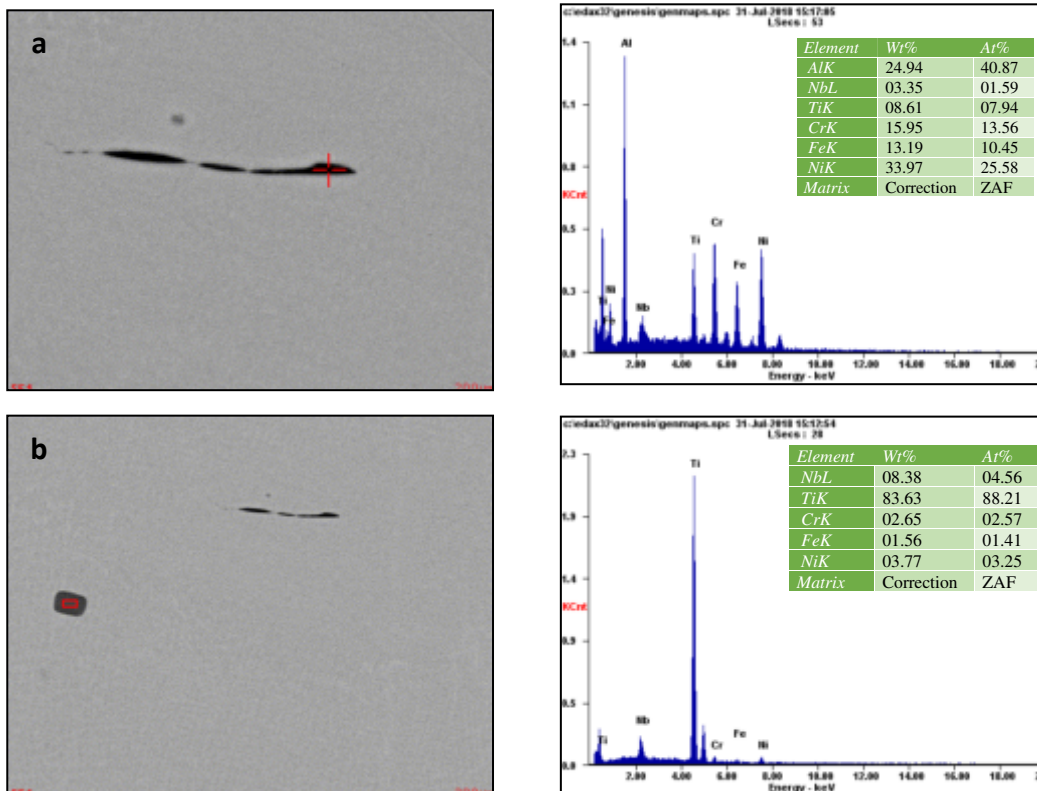


Figura 4.26. Gráfica y micrografía de la muestra 1BD a) grieta encontrada y composición de esta y b) precipitado cercano a grieta y su composición.

A continuación, se muestra el cuarto caso encontrado en la muestra 1BD, en la que se presenta el caso de un precipitado en la orilla de una grieta; sus valores son similares a los mencionados en los casos anteriores, un precipitado Ti-Nb presente en una grieta rica en Aluminio. Observar figura 4.27.

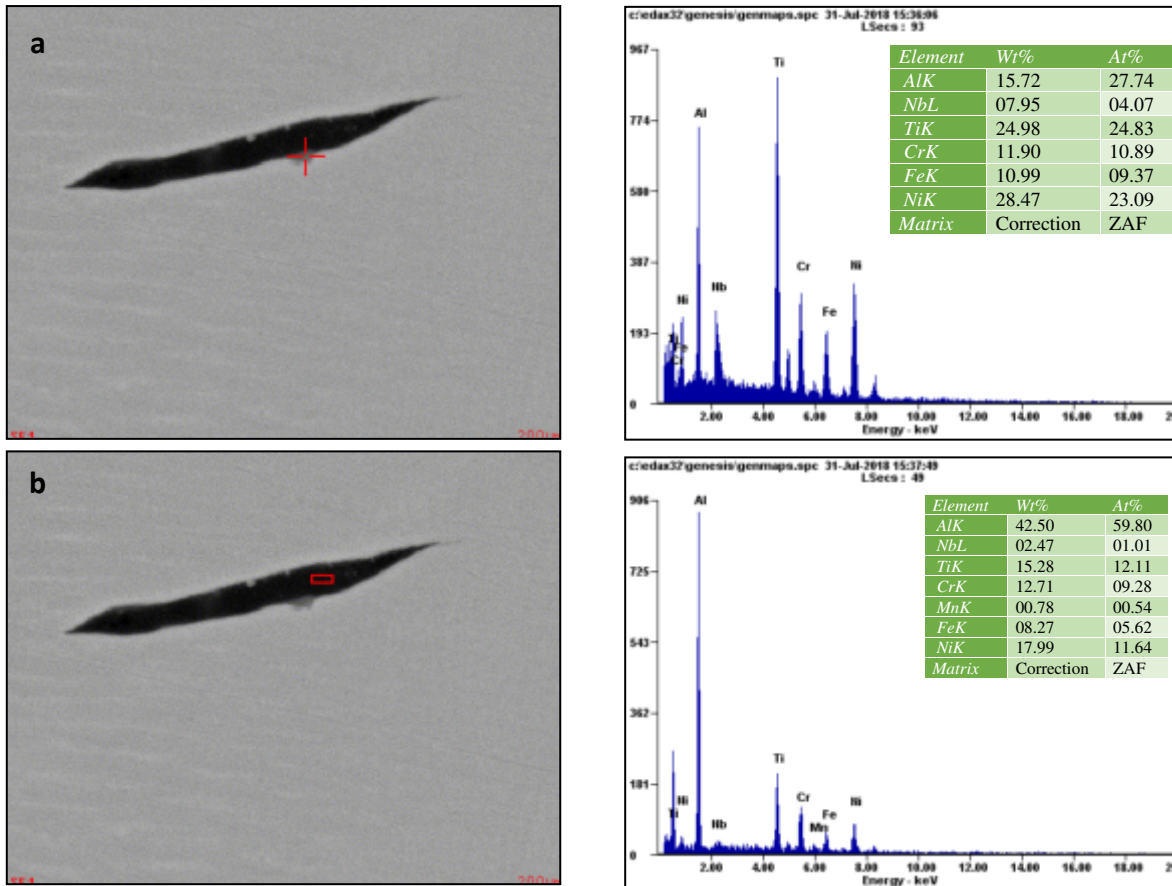


Figura 4.27. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 1BD a) precipitado y su composición química y b) grieta y su composición.

Para la muestra 1BI el panorama general encontrado en ella puede ser apreciado en la figura 4.28, donde se localizan porosidades, micro agrietamientos y precipitados.

La figura 4.29 muestra el primer caso encontrado en la muestra 1BI, bastante similar al encontrado en la muestra 1BD en el que existe una grieta rica en Aluminio como componente principal.

La figura 4.30 y 4.31 exhiben una situación distinta en la que se localiza un conglomerado de precipitados de Ti-Nb justo enseguida de una porosidad alta en contenido de Aluminio.

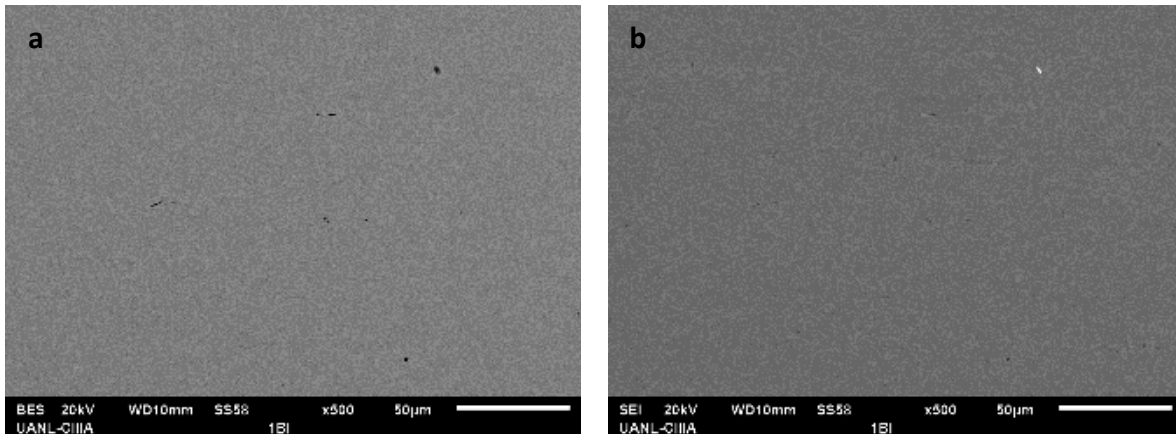


Figura 4.28. Imágenes SEM de la muestra 1BI a 500x en a)BES y b)SEI en las que se exponen precipitados en micro agrietamientos y porosidades.

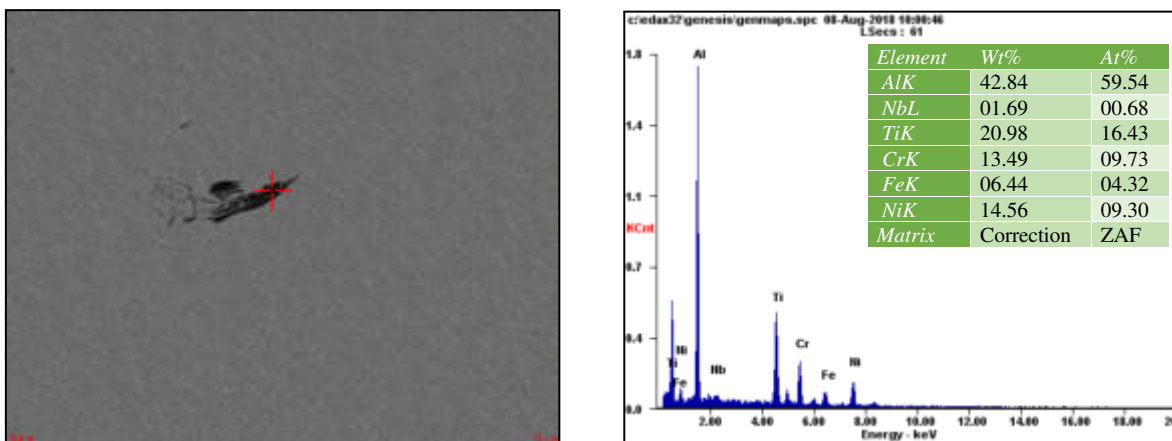


Figura 4.29. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1BI donde se muestra la presencia de microgrieta rica en Aluminio y Titanio.

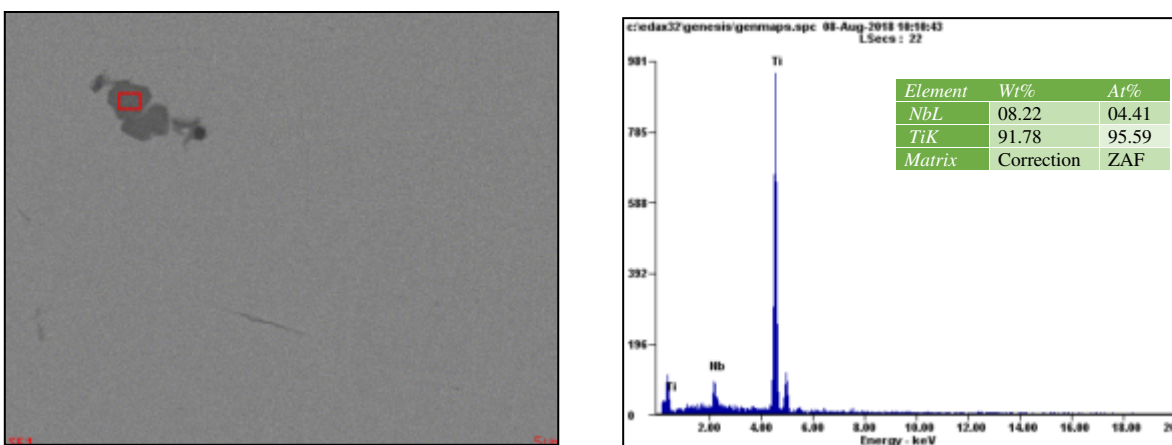


Figura 4.30. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1BI donde se muestra la presencia de un conglomerado de precipitados irregulares de Ti-Nb.

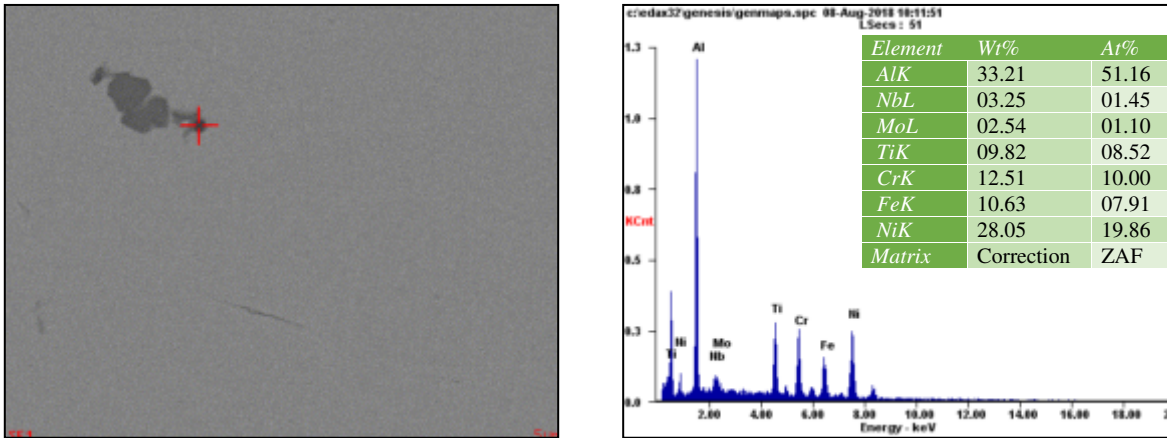


Figura 4.31. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1BI donde se muestra la presencia de un conglomerado de precipitados irregulares de Ti-Nb aledaño a una porosidad rica en Aluminio.

Finalizando con la muestra 1BI la figura 4.32 expone la presencia de un precipitado Ti-Nb.

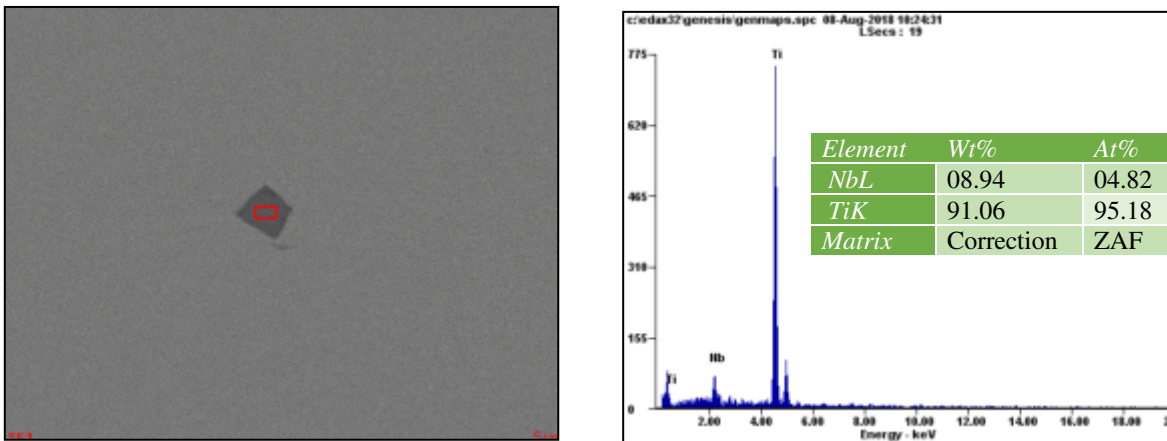


Figura 4.32. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1BI donde se muestra la presencia de un precipitado de Ti-Nb.

En la figura 4.33 se exhibe de manera general la muestra 1TD en la que se reportan porosidades evidentes, un precipitado Ti-Nb y un micro agrietamiento también con un alto contenido de Titanio, pero la peculiaridad de este caso es que se encuentra de manera totalmente vertical a las albercas de fundición y paralelo a la dirección de fabricación además se alcanza a apreciar que sigue la trayectoria de un límite de grano, que se muestran en la figura 4.34 y 4.35.

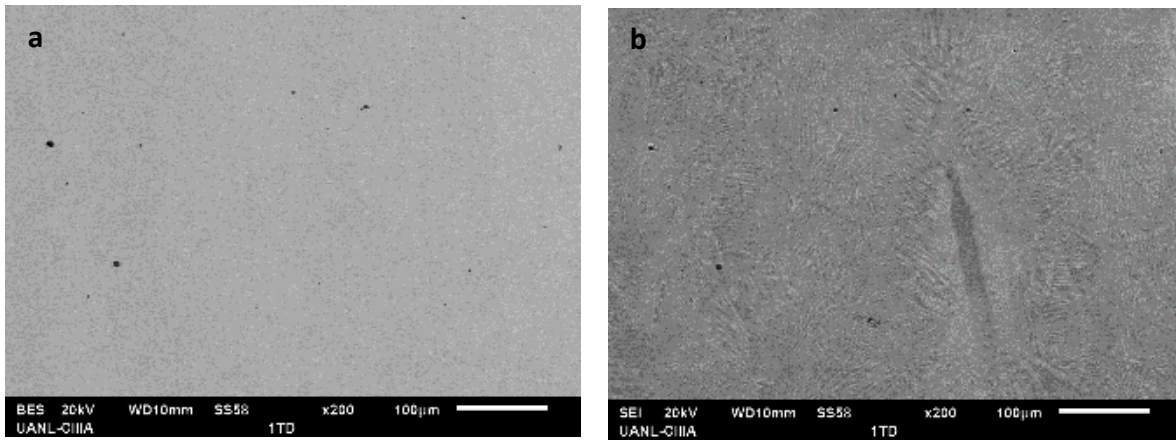


Figura 4.33. Imágenes SEM de la muestra 1TD a 200x en a) BES y b) SEI en las que se exponen precipitados en micro agrietamientos y porosidades.

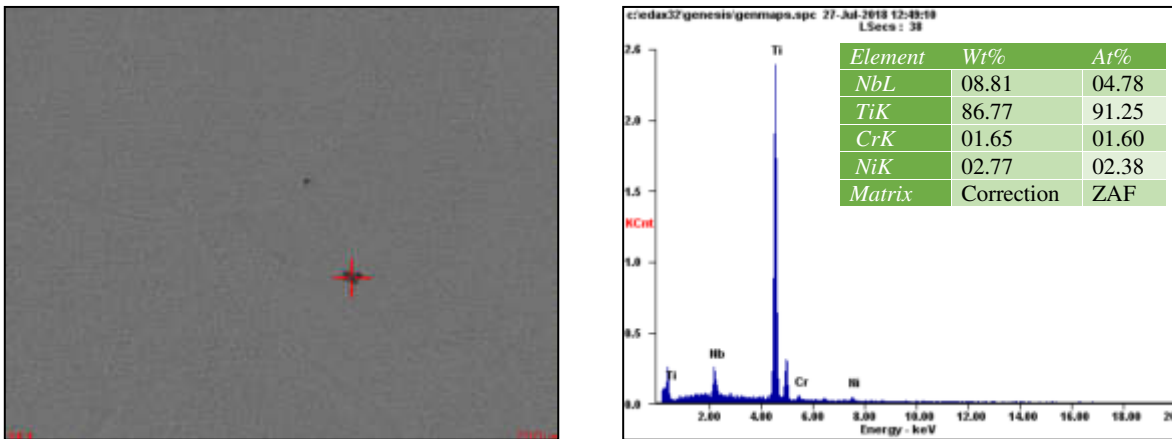


Figura 4.34. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1TD donde se muestra la presencia de un precipitado de Ti-Nb.

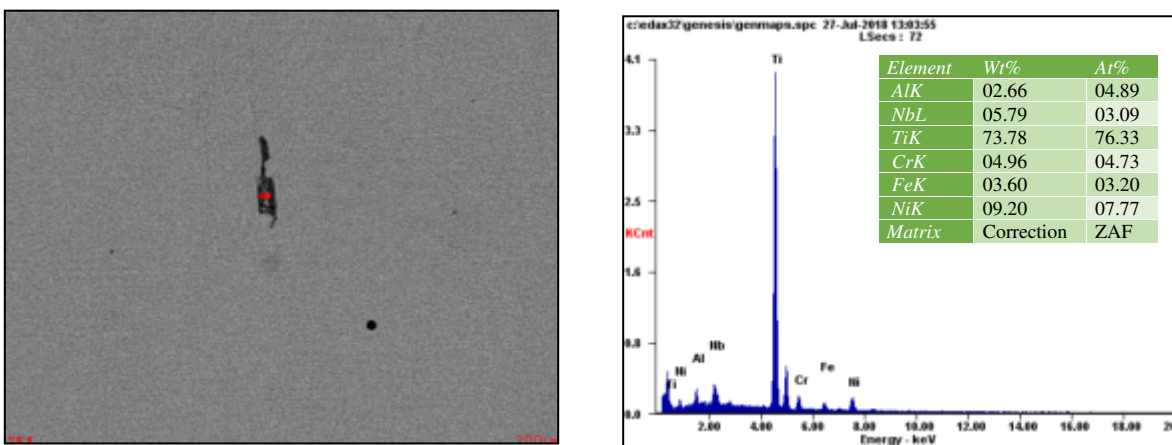


Figura 4.35. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1TD en la se exhibe un micro agrietamiento rico en Ti-Nb.

También en la muestra 1TI se localizaron porosidades, precipitados y micro agrietamientos, de manera general en la figura 4.36 se exhibe la morfología superficial de esta.

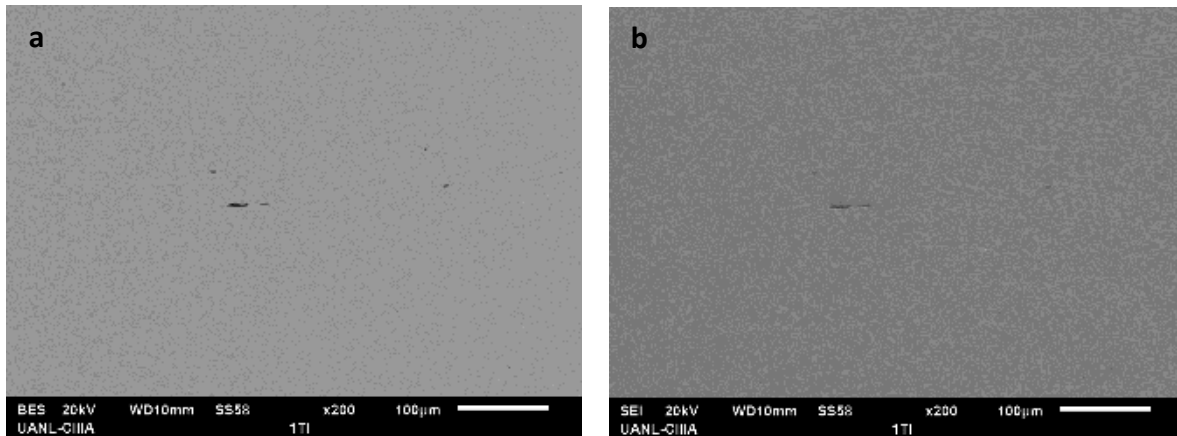


Figura 4.36. Imágenes SEM de la muestra 1TI a 200x en a) BES y b) SEI en las que se exponen precipitados en micro agrietamientos y porosidades.

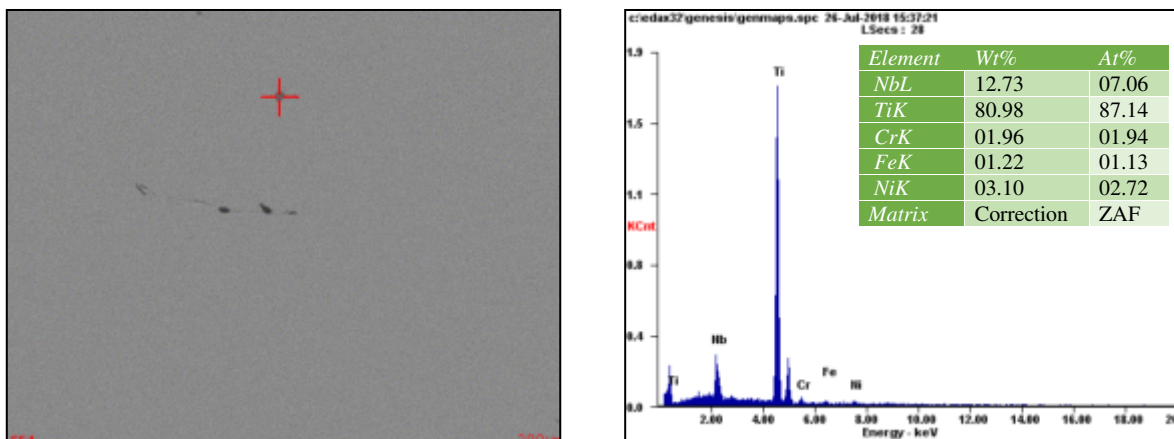


Figura 4.37. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1TI en la que se exhibe y analiza un precipitado rico en contenido de Ti-Nb.

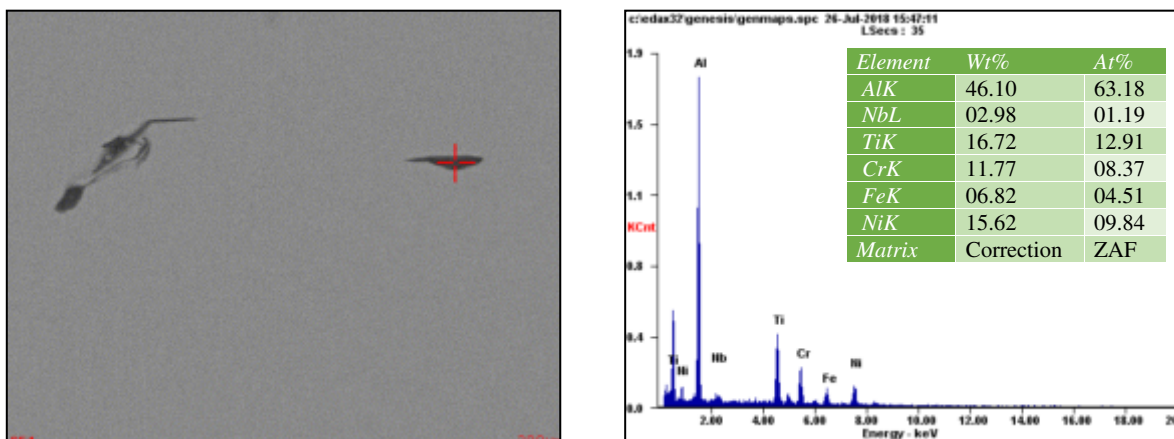


Figura 4.38. Micrografía SEI y gráfica EDS de la muestra 1TI donde se muestra un micro agrietamiento con alto contenido de Aluminio, Titanio.

Además, se presentó el fenómeno de conglomerado de precipitados con alto contenido de Titanio y Aluminio una vez más, se puede observar en la figura 4.39.

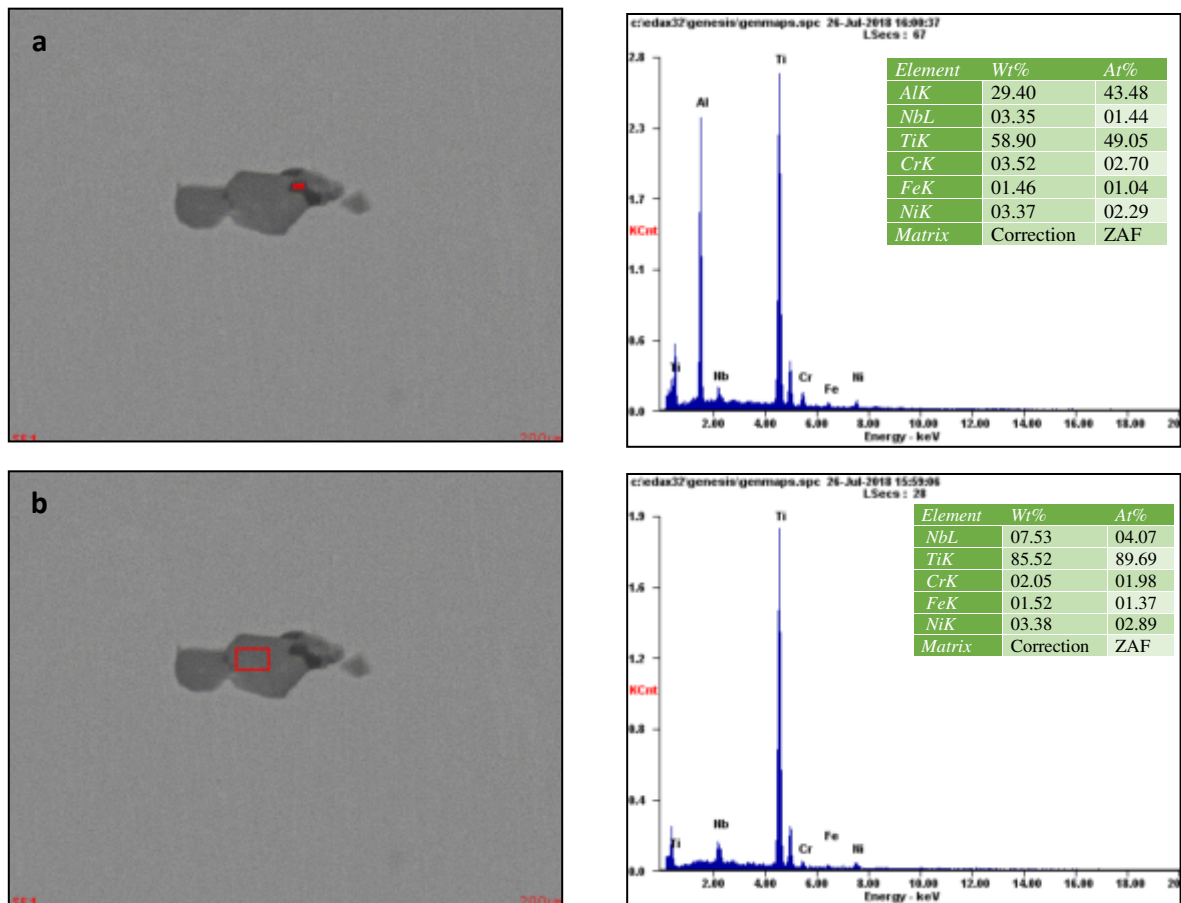


Figura 4.39. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 1T1 a) precipitado y su composición química y b) conglomerado de precipitados y composición química.

De manera general la muestra 3BD presenta un caso similar al de la figura 4.27, donde se localiza un precipitado en el borde una microgrieta. En la figura 4.40 se presenta un panorama global de la morfología observada en la muestra 3BD, en la cual se alcanzan a distinguir porosidades, agrietamientos y precipitados.

En las figuras 4.41 y 4.42 se presenta el caso de un micro agrietamiento vertical rico en Aluminio rodeado en sus bordes por pequeños precipitados de Titanio Niobio.

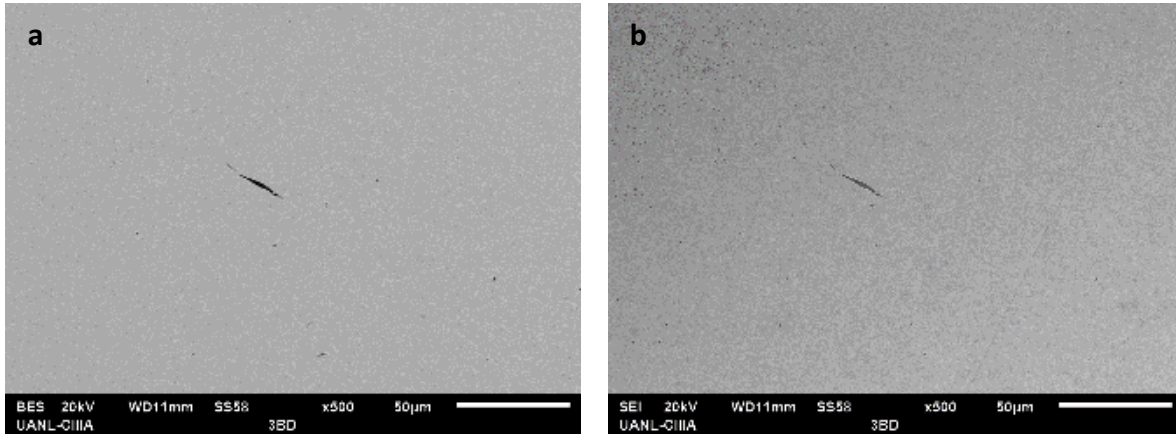


Figura 4.40. Imágenes SEM de la muestra 3BD a 500x en a) BES y b) SEI en las que se exponen precipitados en micro agrietamientos y porosidades.

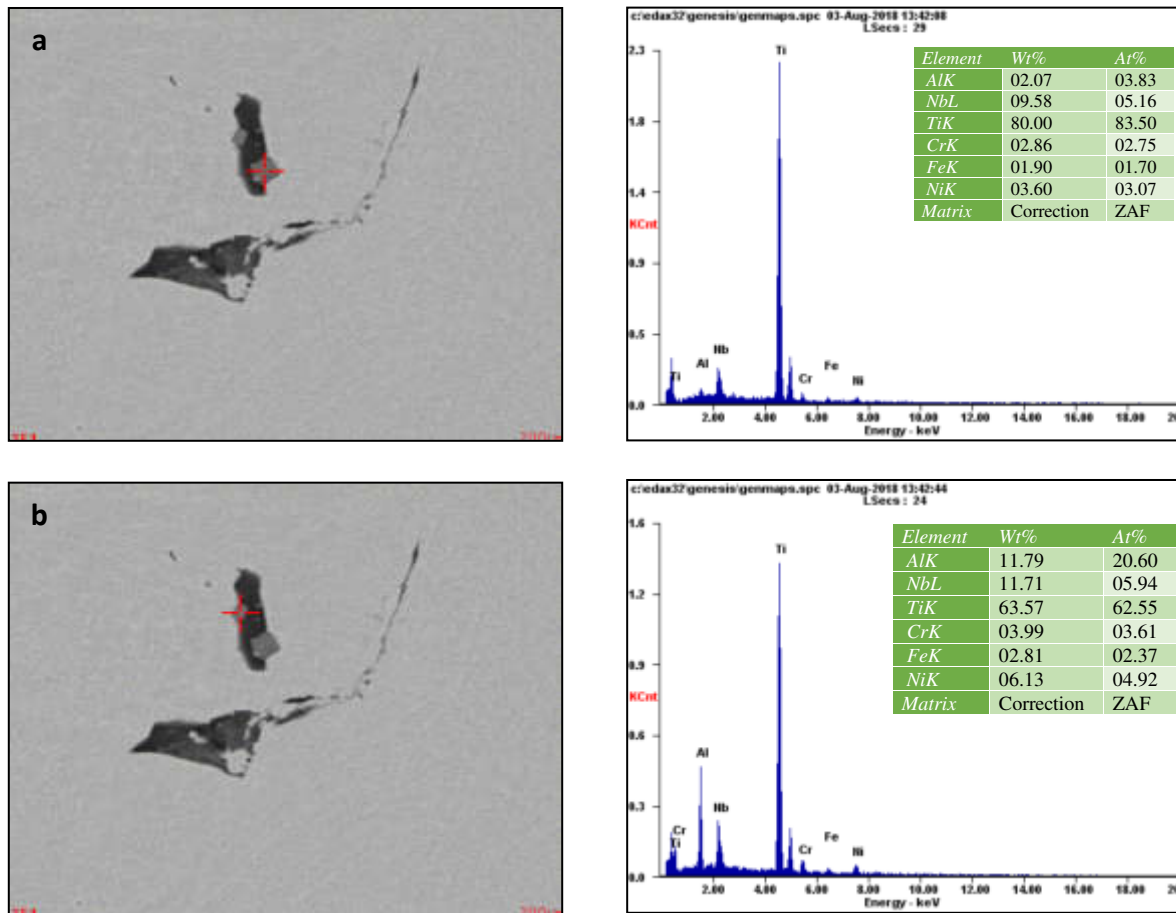


Figura 4.41. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3BD a) precipitado y su composición química y b) precipitado y composición química.

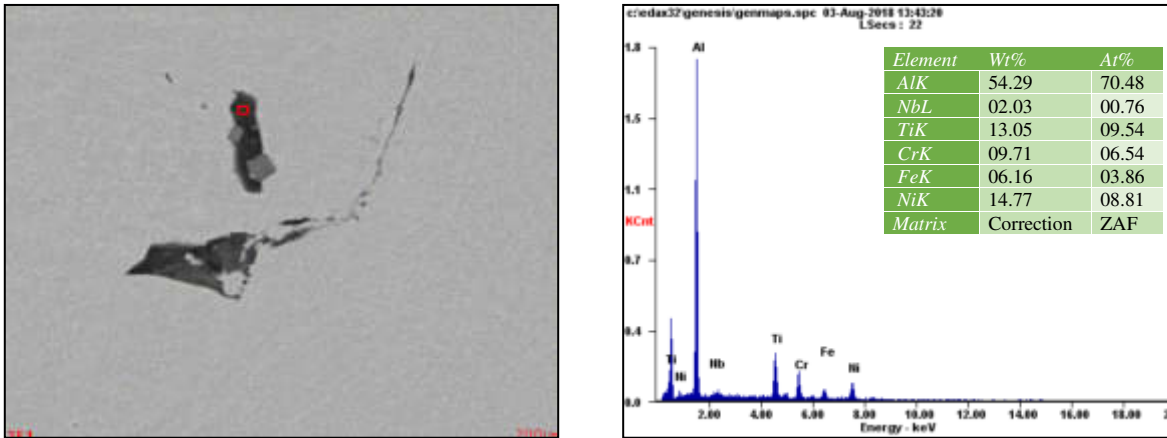


Figura 4.42. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 3BD donde se aprecia un micro agrietamiento rico en Aluminio.

Además, se encontró un conglomerado de precipitados de Titanio Niobio rodeando micro agrietamientos y porosidades, como se aprecia en la figura 4.43.

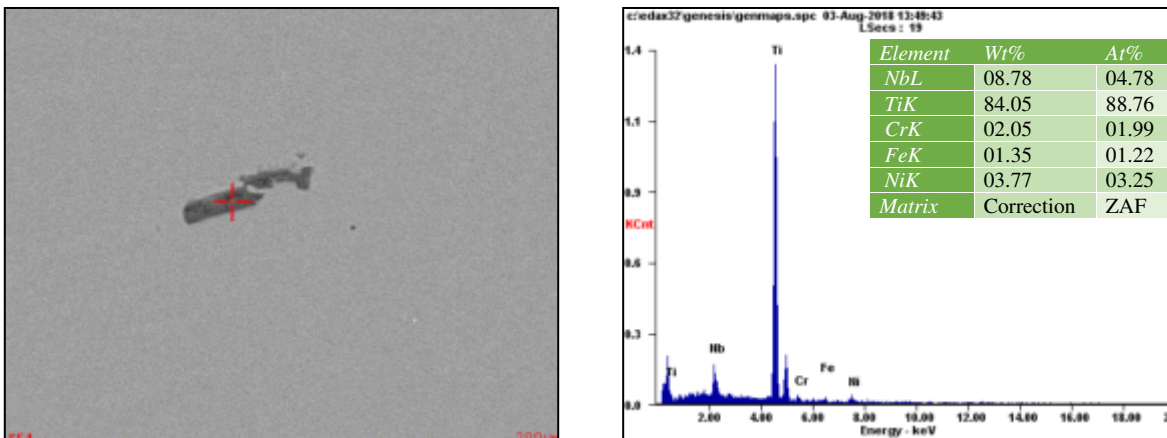


Figura 4.43. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 3BD donde se aprecia un micro agrietamiento rico en Aluminio.

Luego se localizaron micro agrietamientos ricos en Aluminio, pero sin rastros de precipitados cercanos, aunque uno de estos micro agrietamientos tiene una trayectoria similar a la de una alberca de fundición como se puede apreciar en la figura 4.44.

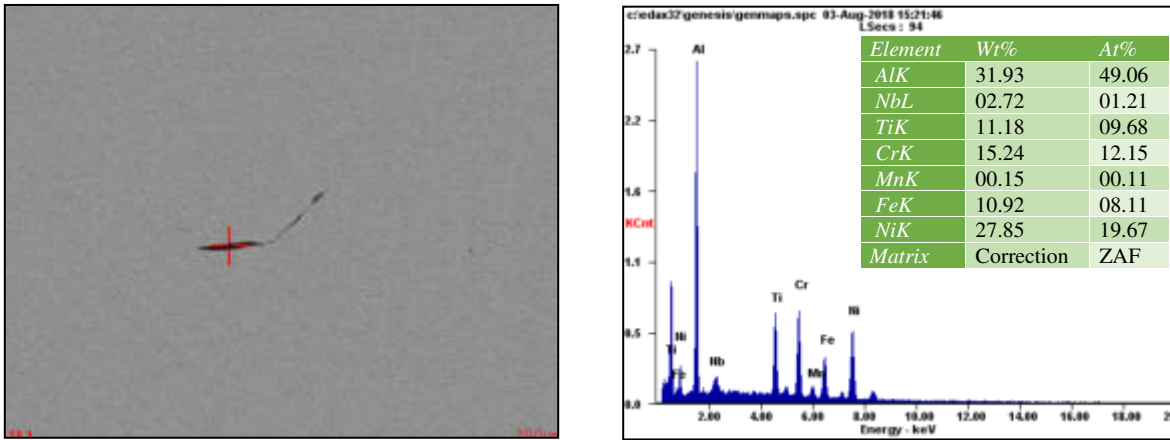


Figura 4.44. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 3BD donde se aprecia un micro agrietamiento rico en Aluminio.

Igualmente, en la muestra 3BI se presentó el fenómeno de conglomerado de precipitados de Titanio aledaños a micro agrietamientos y porosidades, como se puede observar en la figura 4.45.

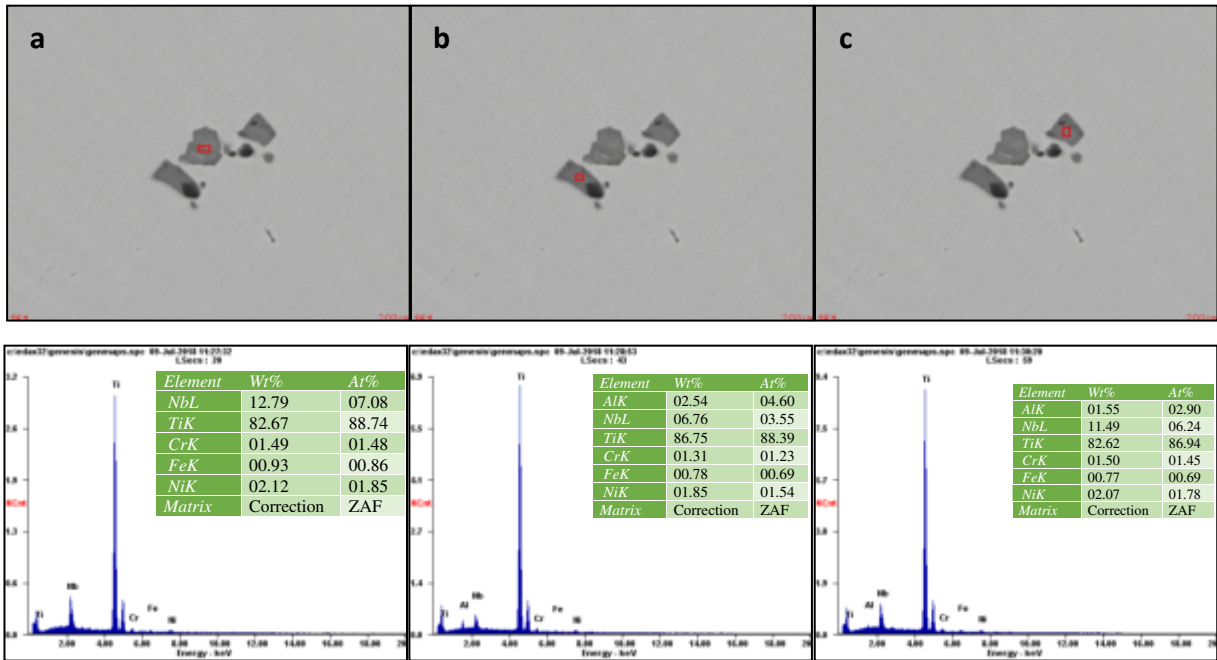


Figura 4.45. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3BI donde se aprecia un conglomerado de precipitados Ti-Nb aledaños a porosidades y micro agrietamientos.

Además, se localizaron micro agrietamientos de alto contenido de Aluminio circundados por precipitados constituidos de Ti-Nb como puede ser observado en las figuras 4.46 y 4.47.

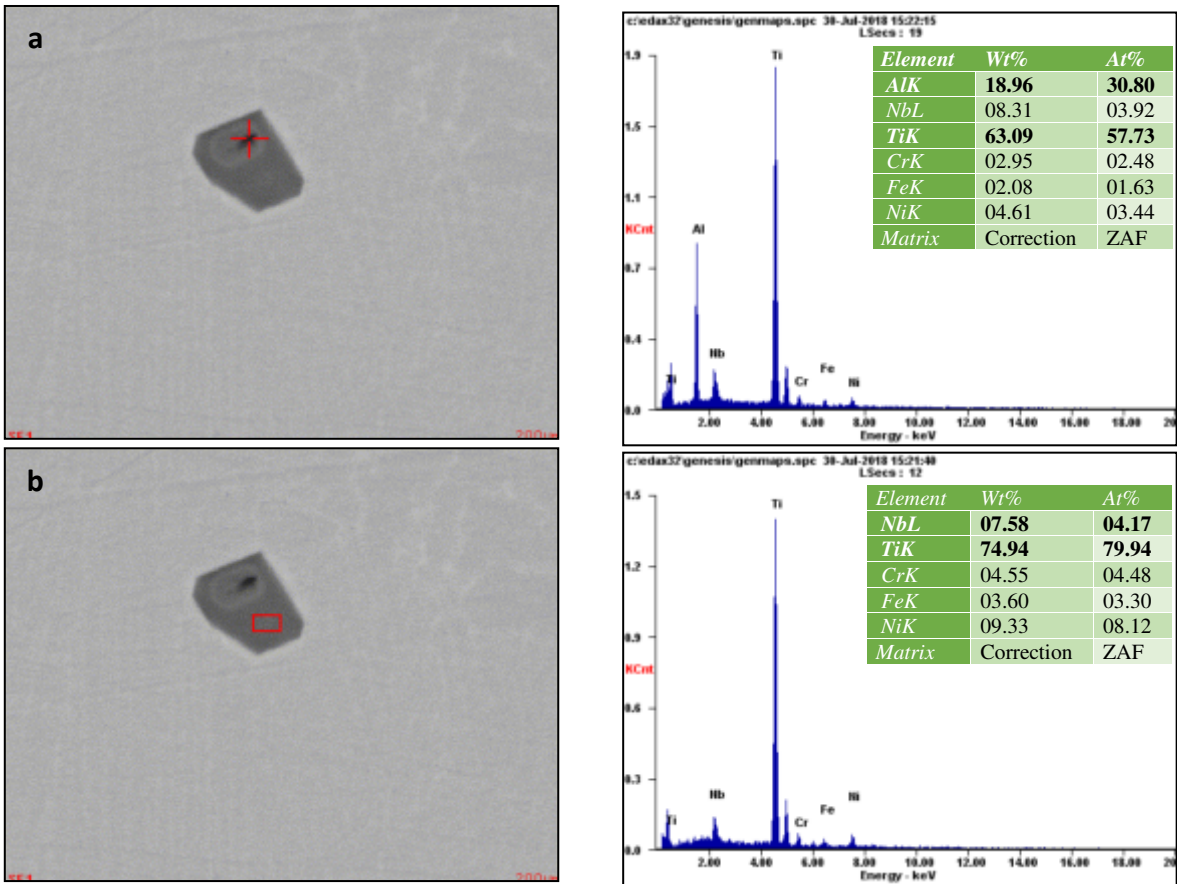


Figura 4.46. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3BI donde se aprecia a) un micro agrietamiento rico en Ti-Al envuelto en b) un precipitado compuesto mayormente por Titanio y Niobio.

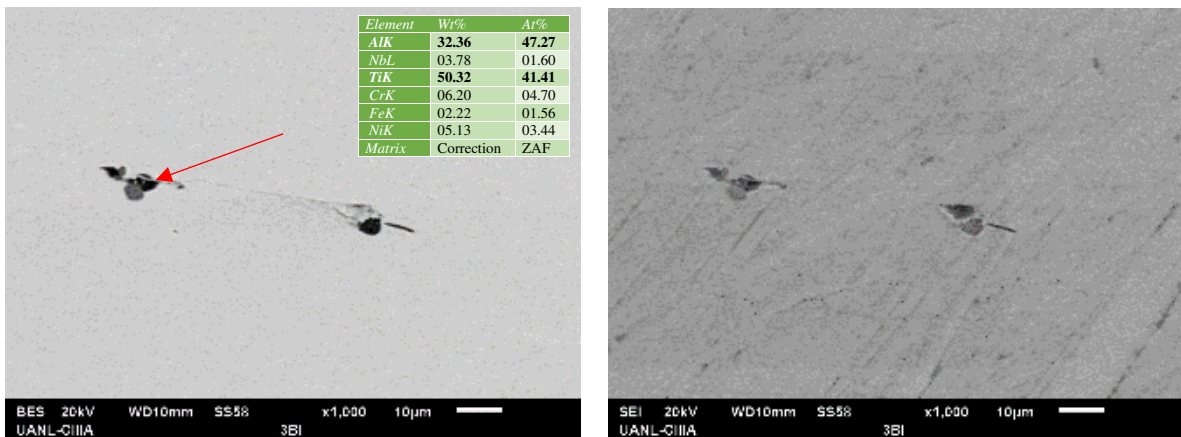


Figura 4.47. Imágenes SEM de la muestra 3BI a 1000x en a) BES y b) SEI en las que se exponen precipitados rodeando una grieta de alto contenido de Titanio y Aluminio conectada a porosidades.

A continuación, se muestran las composiciones de los precipitados circundantes a la grieta y poros observados.

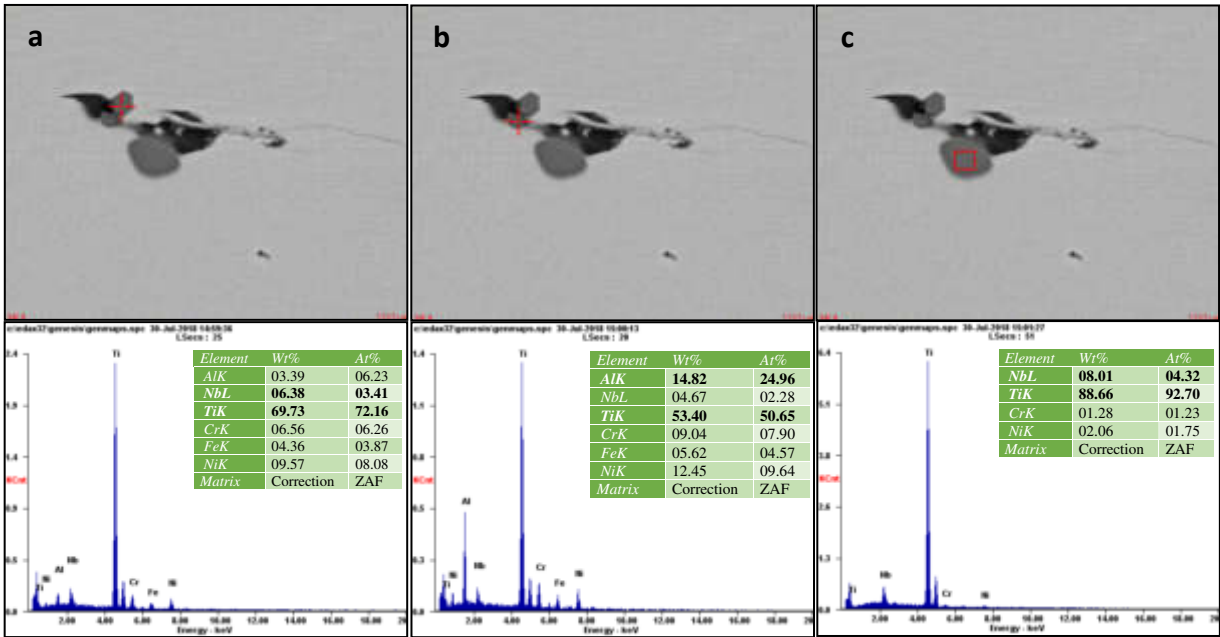


Figura 4.48. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3BI donde se aprecia un conglomerado de precipitados Ti-Nb aledaños a porosidades y micro agrietamientos.

Continuando se detectó una porosidad de alto contenido de Aluminio que pareciera haber comenzado como una grieta, por su extraña geometría. En la figura 4.49 se puede apreciar dicha porosidad rodeada por precipitados de Ti-Nb.

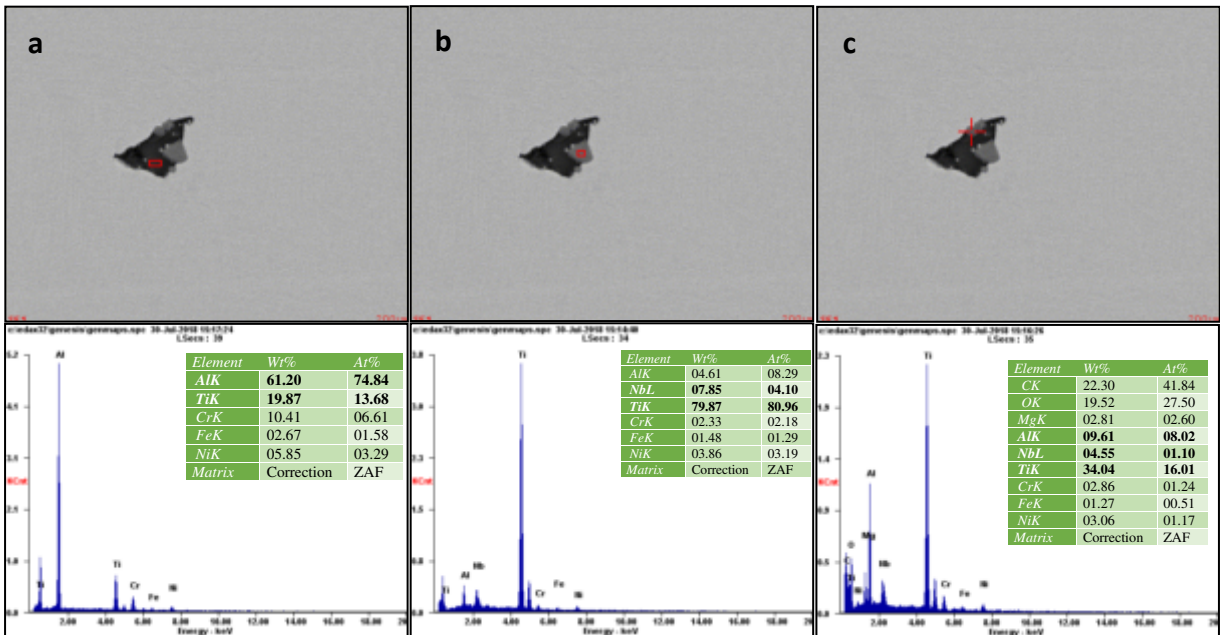


Figura 4.49. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3BI donde se aprecia una porosidad de alto contenido de Aluminio rodeada de precipitados de Ti-Nb.

Continuando con en el análisis de la probeta numero 3 pero pasando a la parte superior derecha está la muestra 3TD, en la que se observa de manera general presencia de porosidades, precipitados y micro agrietamientos.

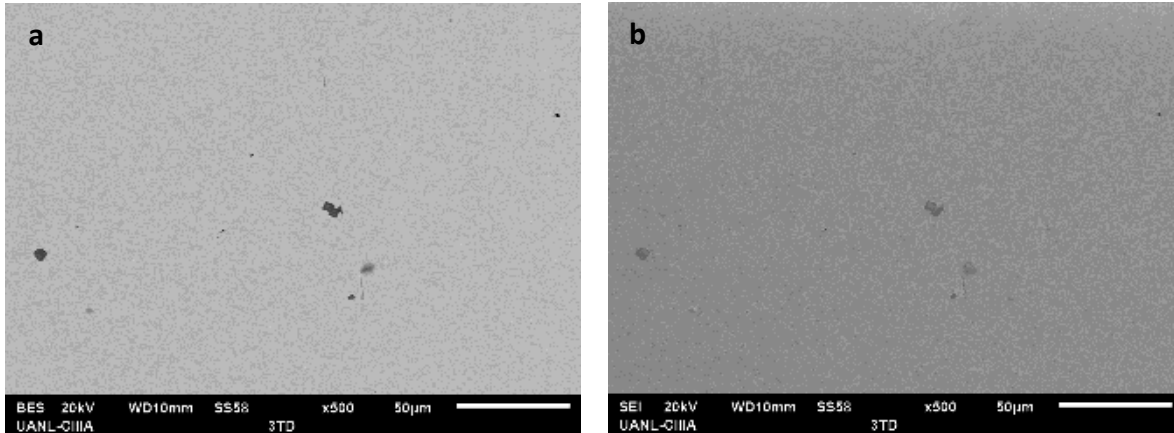


Figura 4.50. Imágenes SEM de la muestra 3TD a 500x en a) BES y b) SEI en las que se exponen precipitados, micro agrietamientos y porosidades.

En la figura 4.51 se expone el caso de un par de precipitados de Titanio-Niobio contiguos a un micro agrietamiento.

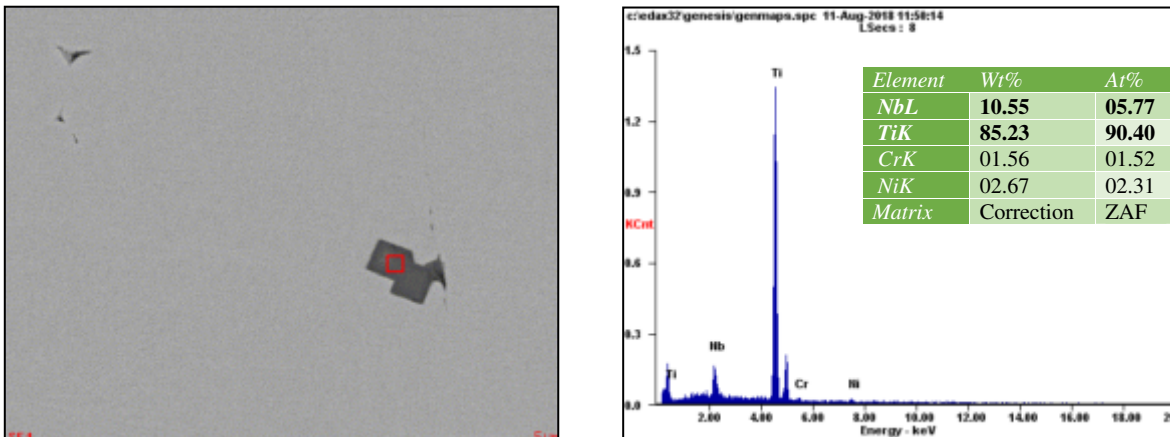


Figura 4.51. Imágenes SEM de la muestra 3TD donde se muestra un precipitado rico en Titanio y Niobio justo a un lado de un micro agrietamiento.

Además, se localizaron dos casos más como se exhibe en las figuras siguientes. La figura 4.52 expone unos precipitados cercanos de alto contenido de Titanio- Niobio. La figura 4.53 muestra una grieta con un alto contenido de Aluminio.

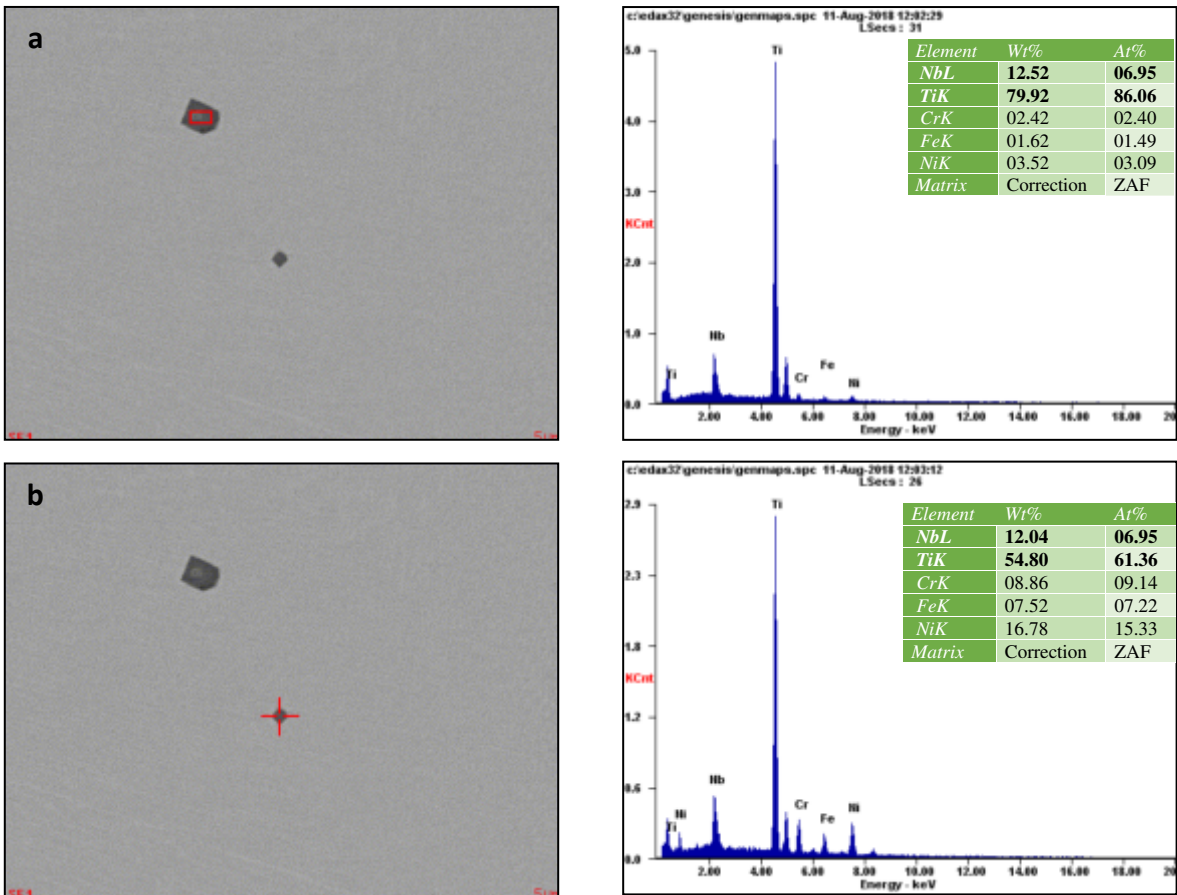


Figura 4.52. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3TD donde se aprecia un par de precipitados Ti-Nb en la matriz de Ni-Cr del IN718.

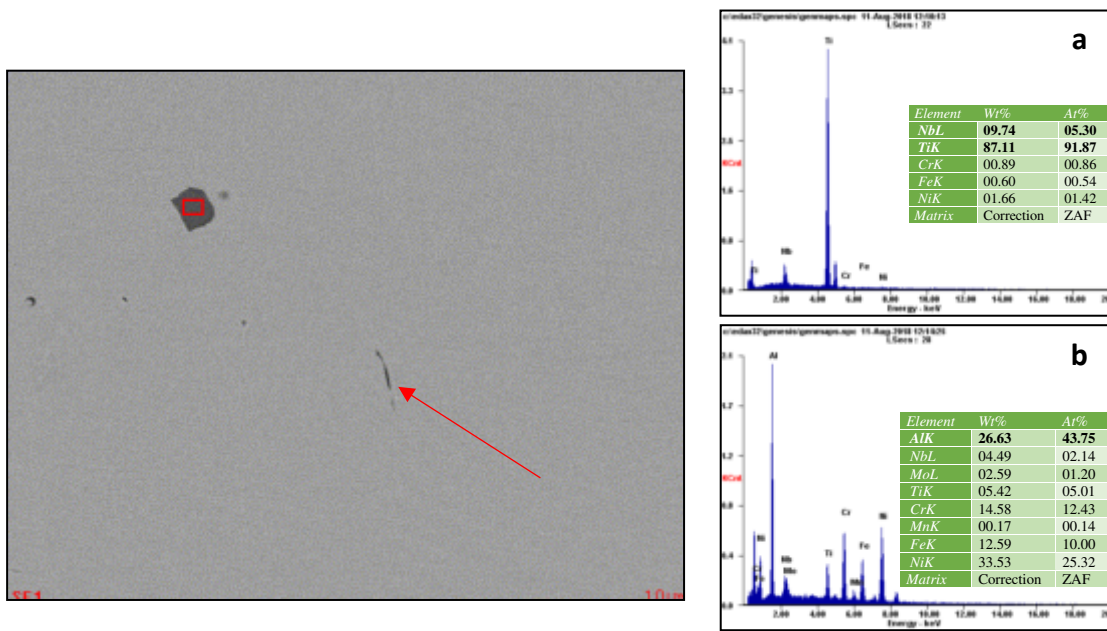


Figura 4.53. Micrografía SEI y gráficas de la muestra 3TD donde se aprecia el contenido de a) un precipitado Ti-Nb y b) un micro agrietamiento.

A continuación, se reportan los hallazgos de la parte superior izquierda de la probeta número tres nombrada 3TI. De manera general se puede observar precipitados de Titanio-Niobio y micro agrietamientos con alto contenido de Aluminio, como puede ser observado en la figura 4.54.

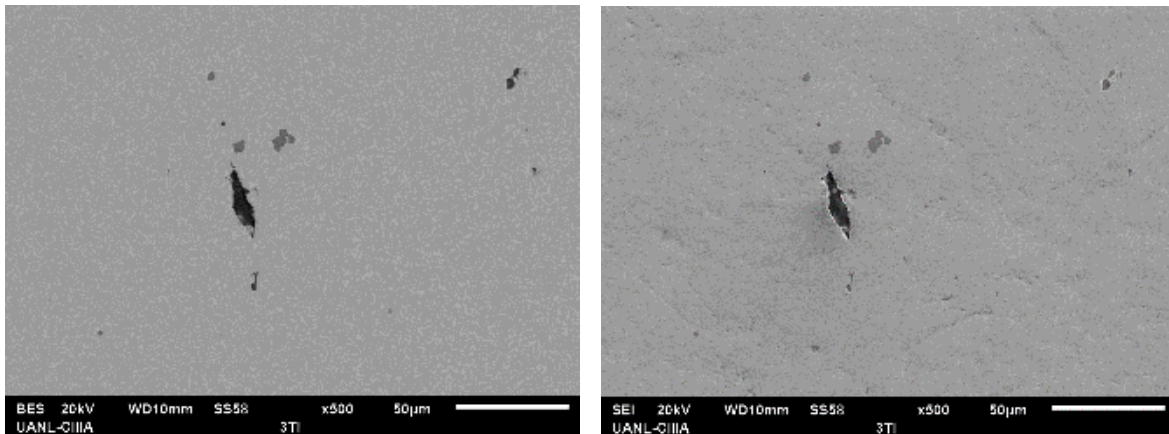


Figura 4.54. Imágenes SEM de la muestra 3TI a 500x en a) BES y b) SEI en las que se exponen precipitados, micro agrietamientos y porosidades.

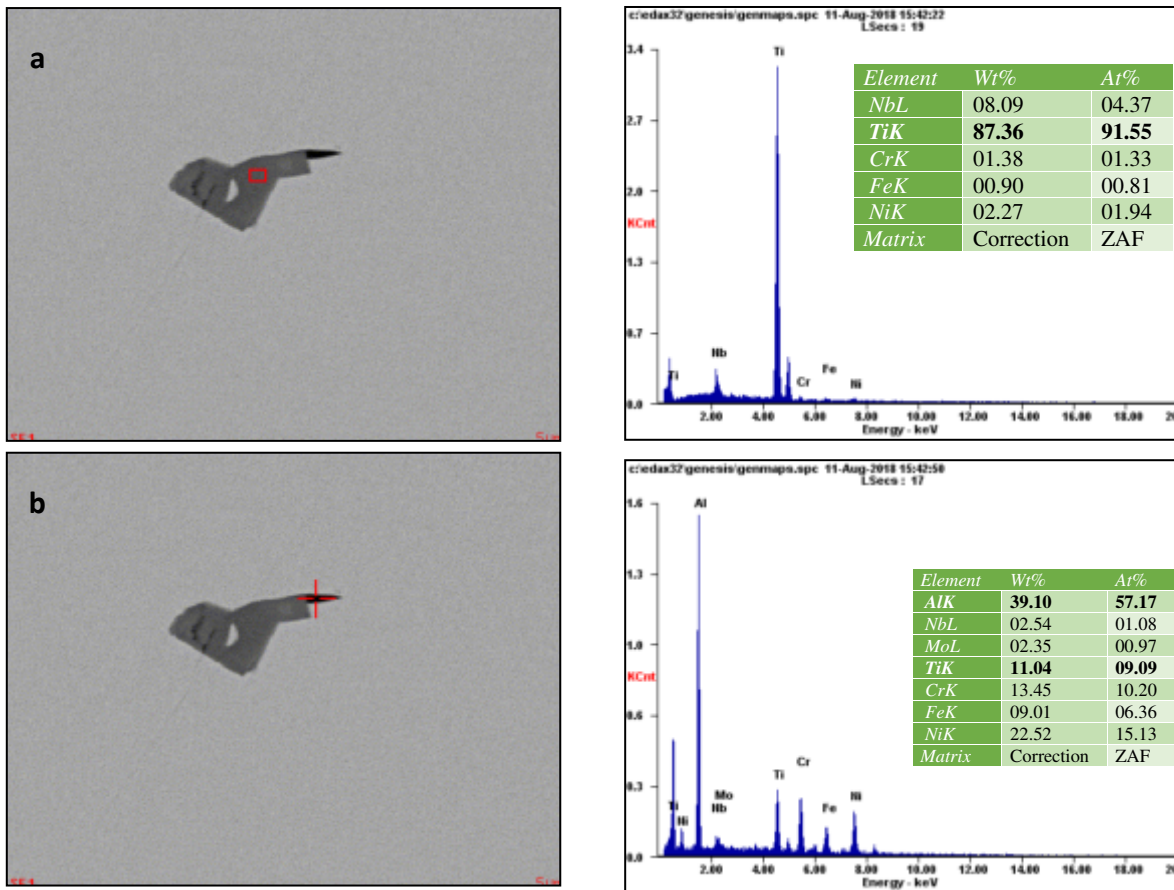


Figura 4.55. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3TI donde se aprecia un conglomerado de precipitados Ti-Nb contiguo a micro agrietamientos con alto contenido de Aluminio. 125

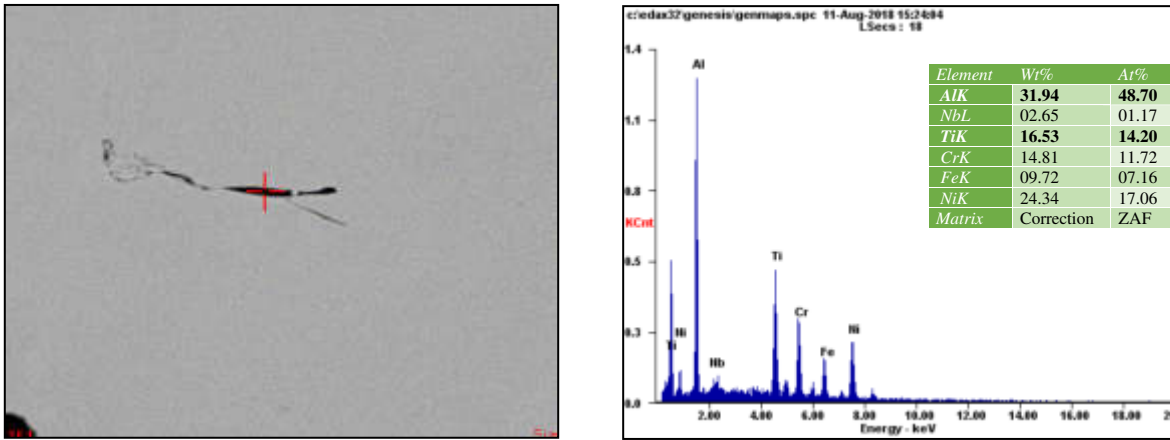


Figura 4.56. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 3TI donde se muestra el contenido Al-Ti del micro agrietamiento.

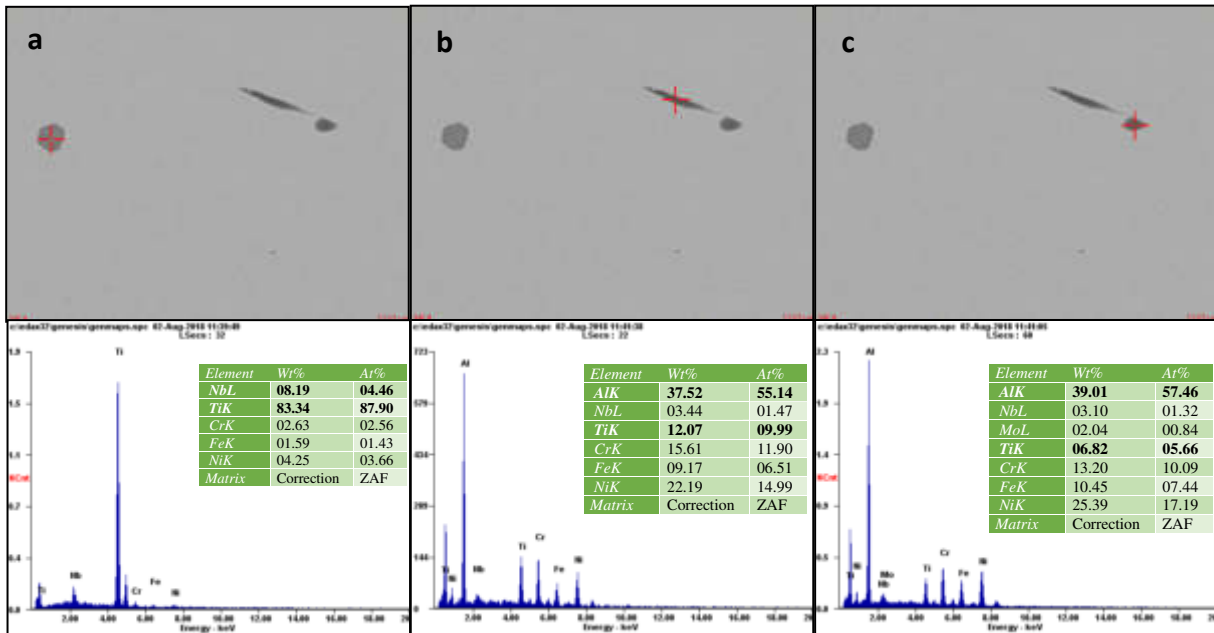


Figura 4.57. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 3TI donde se aprecia a) un precipitado de Ti-Nb, b) un micro agrietamiento de alto contenido de Al-Ti y c) un precipitado de Al-Ti.

Además, se presentan imágenes y concentración del conglomerado de precipitados de Titanio cercanos a lo que aparenta ser un agrietamiento como se puede observar en la figura 4.58.

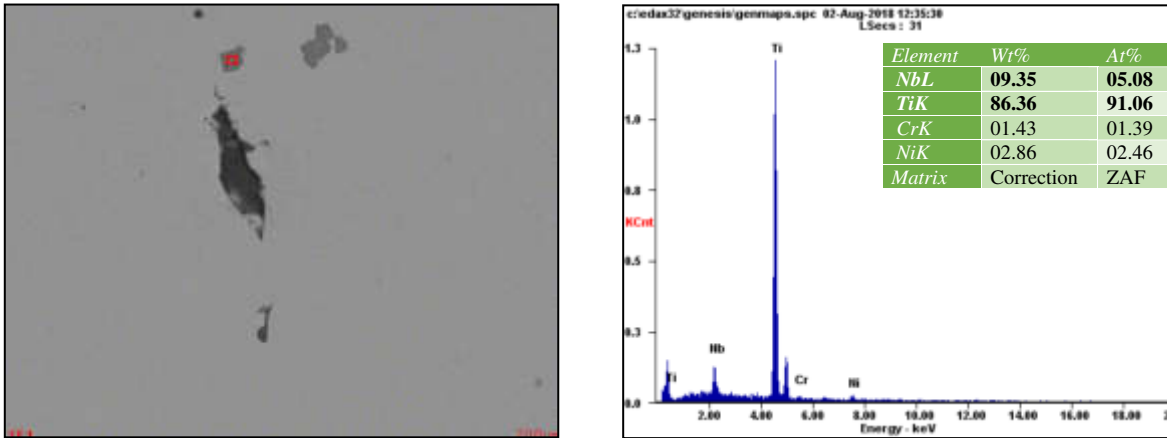


Figura 4.58. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 3TI donde se expone el contenido Al-Ti del micro agrietamiento.

Continuando con el análisis pasamos a la probeta número 4 de donde se desprenden las muestras 4BD, 4BI, 4TD y 4TI. Para empezar, tenemos la muestra de la parte inferior derecha de la probeta nombrada como 4BD donde se encontraron de manera general precipitados, micro agrietamientos y porosidades como se puede observar en la figura 4.59.

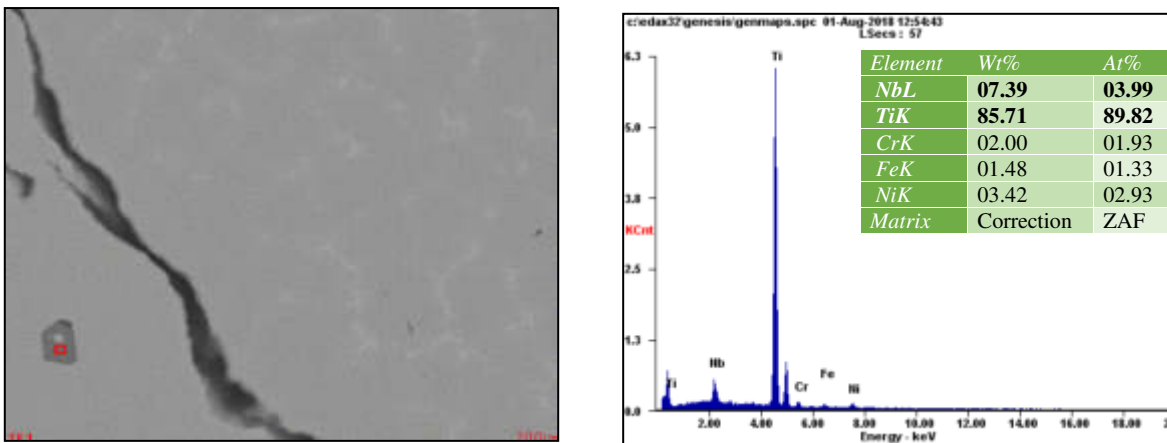


Figura 4.59. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 4BD donde se expone la presencia de un precipitado Ti-Nb contiguo a un micro agrietamiento.

En la figura 4.59 se puede observar la presencia de un precipitado de Ti-Nb cercano a un micro agrietamiento. A continuación, se presentan los casos de precipitados Ti-Nb cercanos a porosidades y micro agrietamientos con alto contenido de Aluminio.

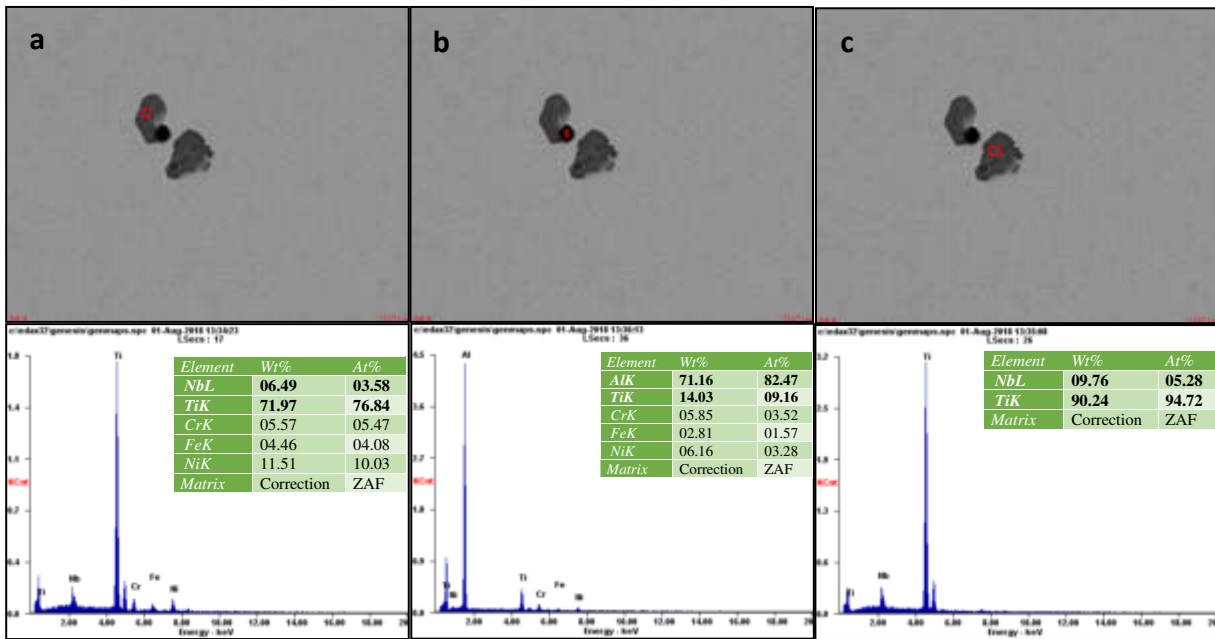


Figura 4.60. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 4BD donde se exponen la presencia de a) un precipitado Ti-Nb contiguo a b) una porosidad con alto contenido de Al y c) un precipitado cubriendo un micro agrietamiento.

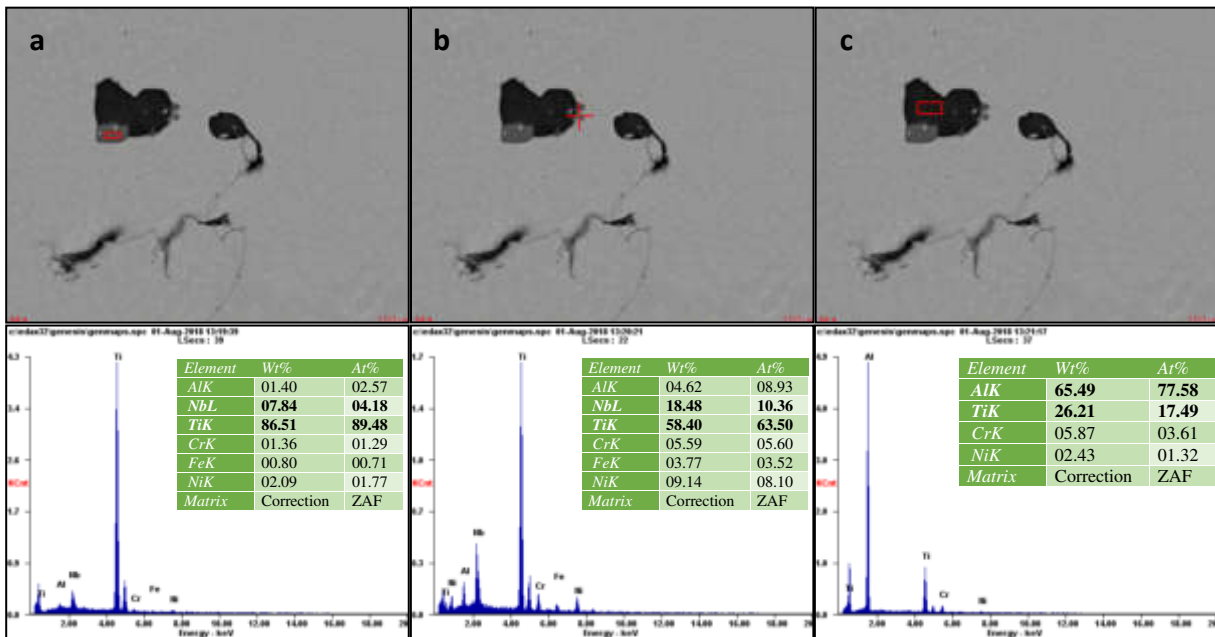


Figura 4.61. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 4BD donde se muestra la presencia de a), b) precipitados Ti-Nb aledeños a c) una porosidad con alto contenido de Al.

Después, esta muestra fue atacada para revelar su microestructura y a continuación se muestran los hallazgos.

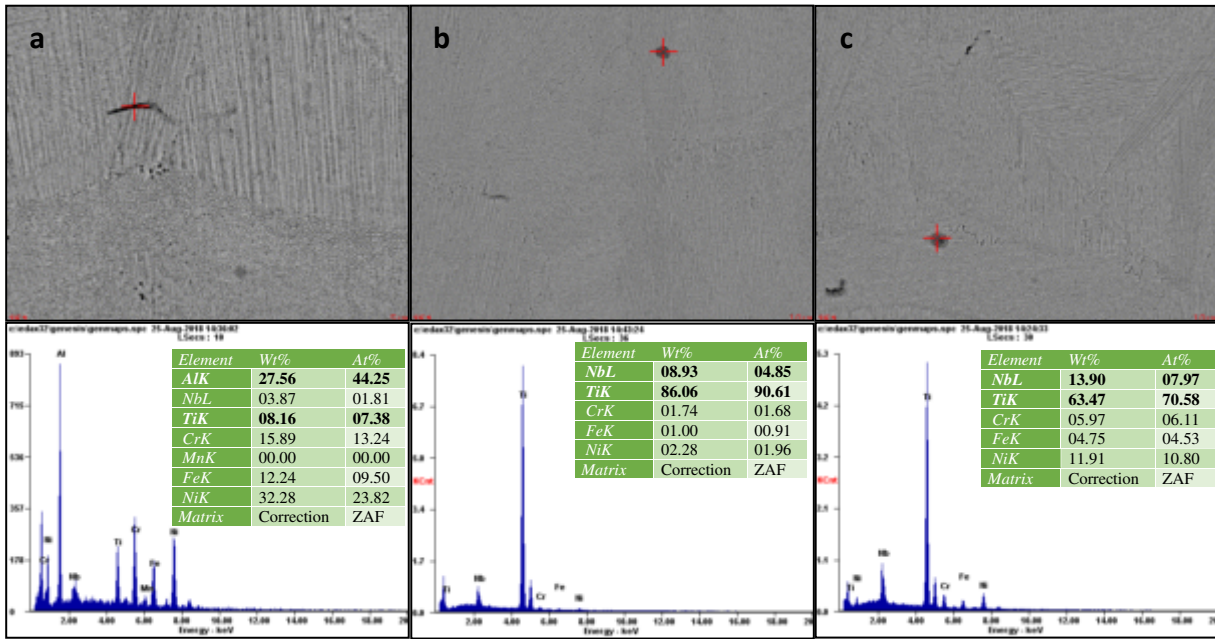


Figura 4.62. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 4BD donde se muestra la presencia de a), b) micro agrietamiento alto en contenido de Aluminio, b) y c) porosidades con alto contenido de Ti-Nb.

Continuando en la parte inferior de la probeta, pero al lado derecho se estudia la muestra 4BI se reporta el hallazgo de un conglomerado de precipitados de alto contenido de Ti-Nb como se puede apreciar en la figura 4.63.

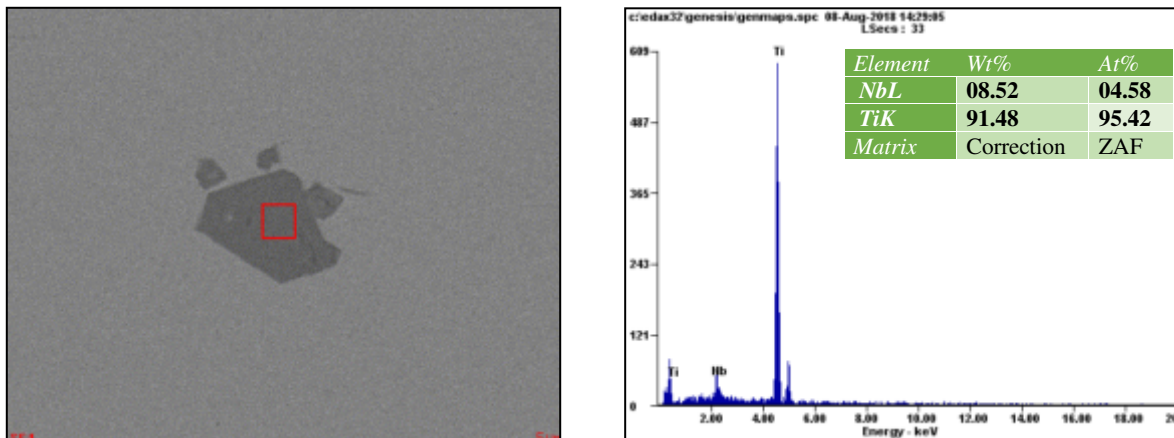


Figura 4.63. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 4BI donde se expone la presencia de un conglomerado de precipitados de Ti-Nb.

En la parte superior de la probeta número 4 se encuentran las muestras 4TD Y 4TI, donde se observa la presencia de precipitados y micro agrietamientos.

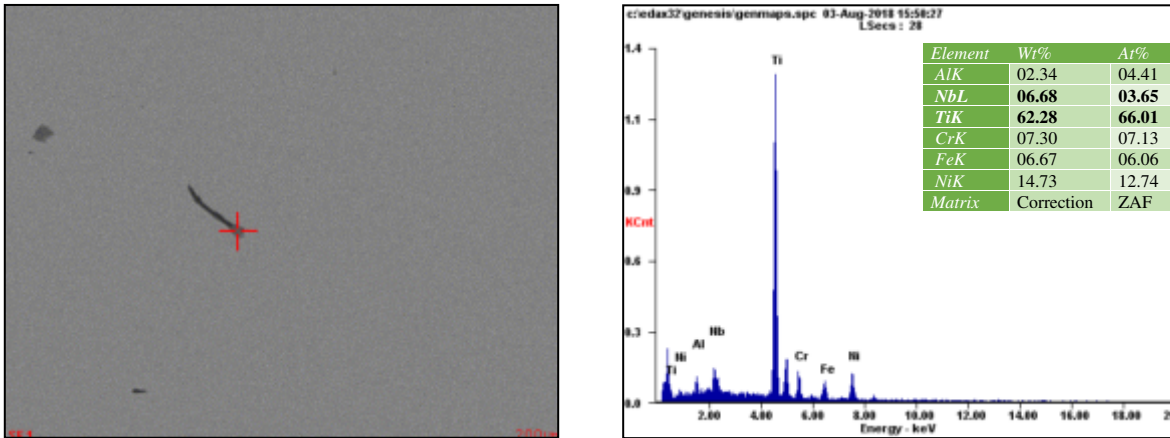


Figura 4.64. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 4TD donde se exhibe la presencia de un precipitado de Ti-Nb en la punta de un micro agrietamiento.

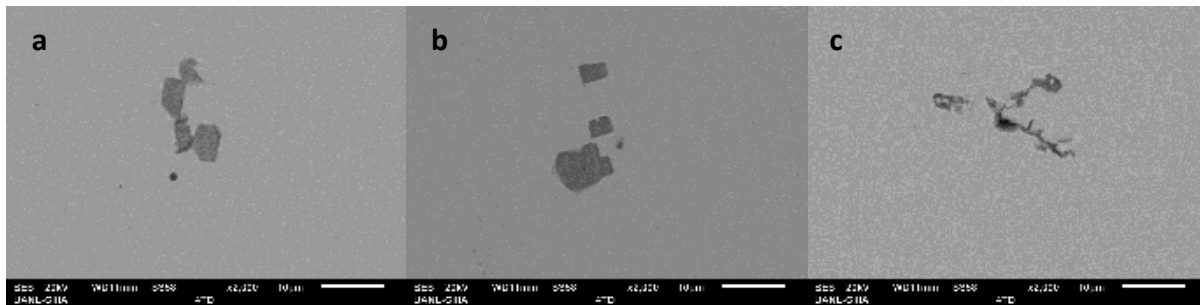


Figura 4.65. Micrografías BES a 2000x de la muestra 4TD donde se muestran conglomerados de precipitados en torno a micro agrietamientos, en a) se puede apreciar la presencia de una porosidad.

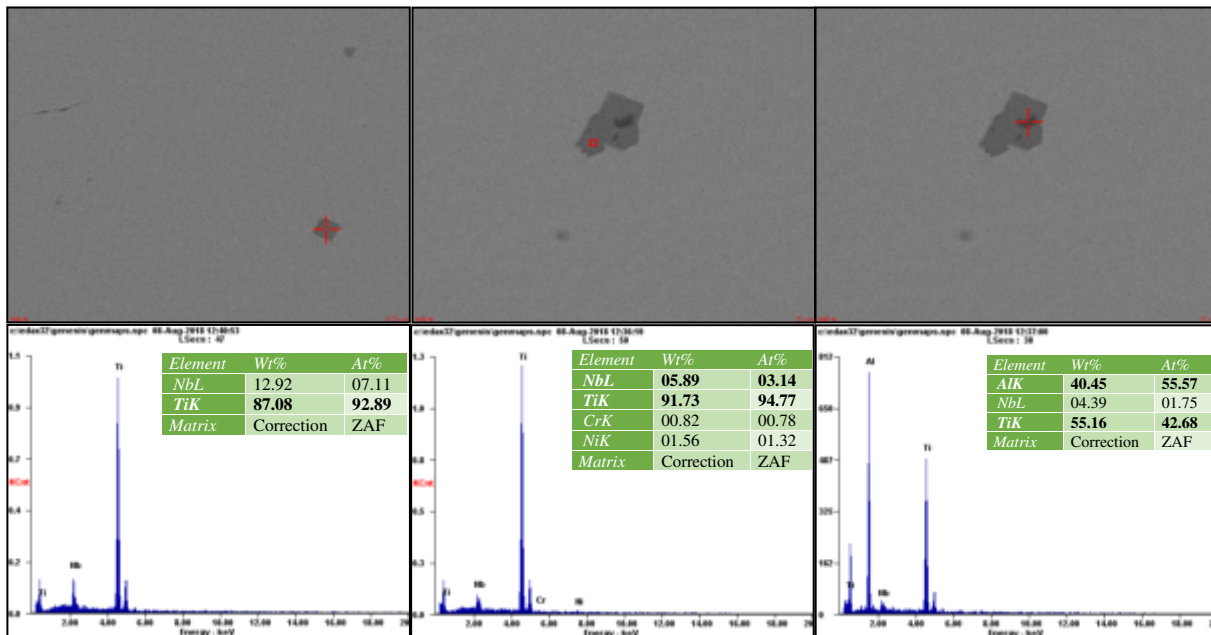


Figura 4.66. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 4TI donde se muestra la presencia de a) un precipitado de Ti-Nb, b) conglomerado de precipitados de Ti-Nb y c) micro agrietamiento de alto contenido de Ti.

A continuación, se presenta la probeta número cinco de la cual se desprenden las muestras 5BI y 5TD en las que se presenta el fenómeno de precipitados ricos en Ti-Nb cercanos a micro agrietamientos y porosidades. Como se puede apreciar en las siguientes figuras.

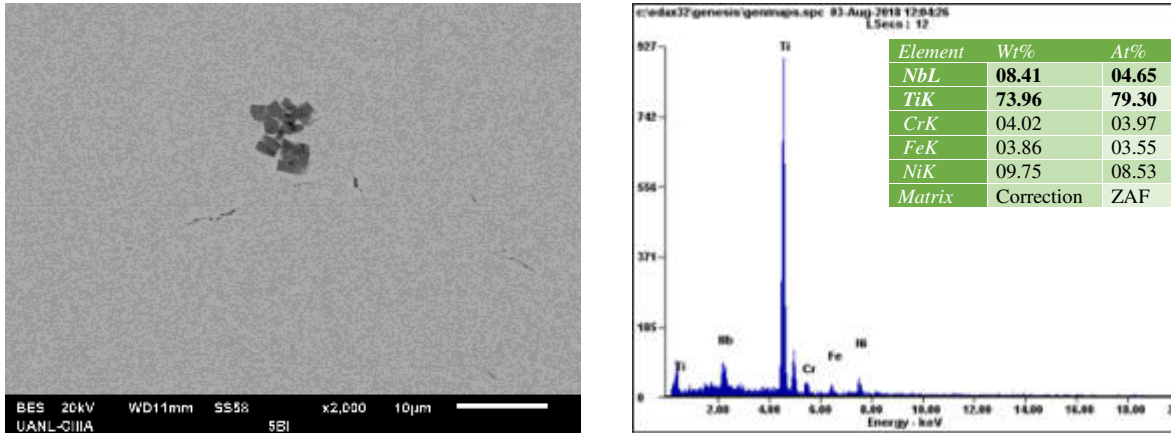


Figura 4.67. Micrografía SEI y gráfica de la muestra 5BI donde se exhibe la presencia de un conglomerado de precipitados de Ti-Nb rodeado de micro agrietamientos.

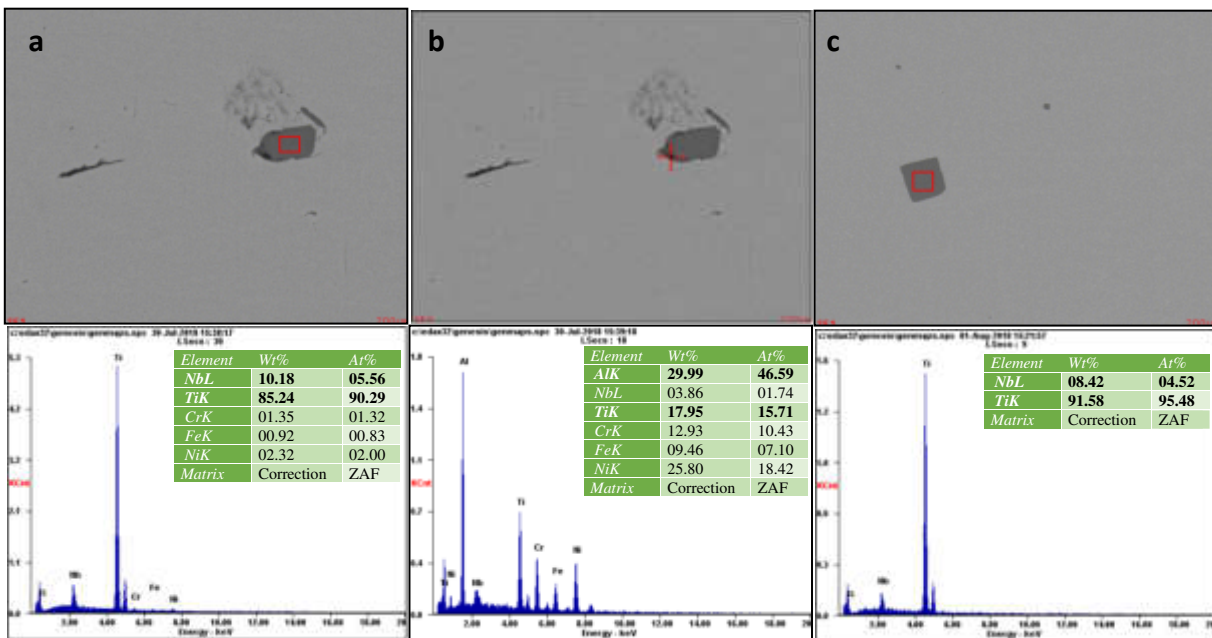


Figura 4.68. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 5BI donde se muestra la presencia de a) un precipitado de Ti-Nb, b) una grieta rica en Ti-Nb a la orilla de una precipitado y c) precipitado de alto contenido de Ti.

A continuación, se presentan los hallazgos de la muestra 5TD. Entre los que se encuentran precipitados ricos en Ti-Nb cercanos a porosidades y micro agrietamientos ricos en Al-Cr.

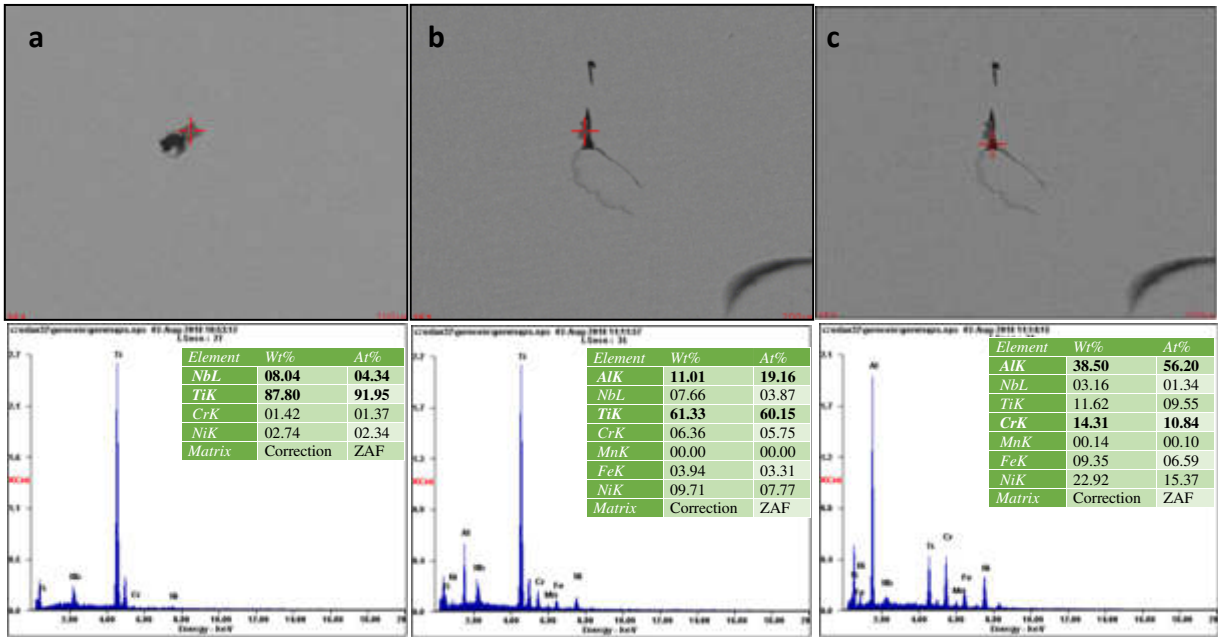


Figura 4.69. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 5TD donde se muestra la presencia de a) un precipitado de Ti-Nb aledaño a una porosidad, b) un precipitado rico en Ti-Al y c) un micro agrietamiento rico en Al-Cr.

Por último, se estudió la probeta número 6 de la cual se desprenden las muestras 6TD, 6TI y 6BI. Que se presentan a continuación. De la parte superior derecha se extrajo la muestra 6TD en la que se localizaron micro agrietamientos, porosidades y precipitados de Ti-Nb.

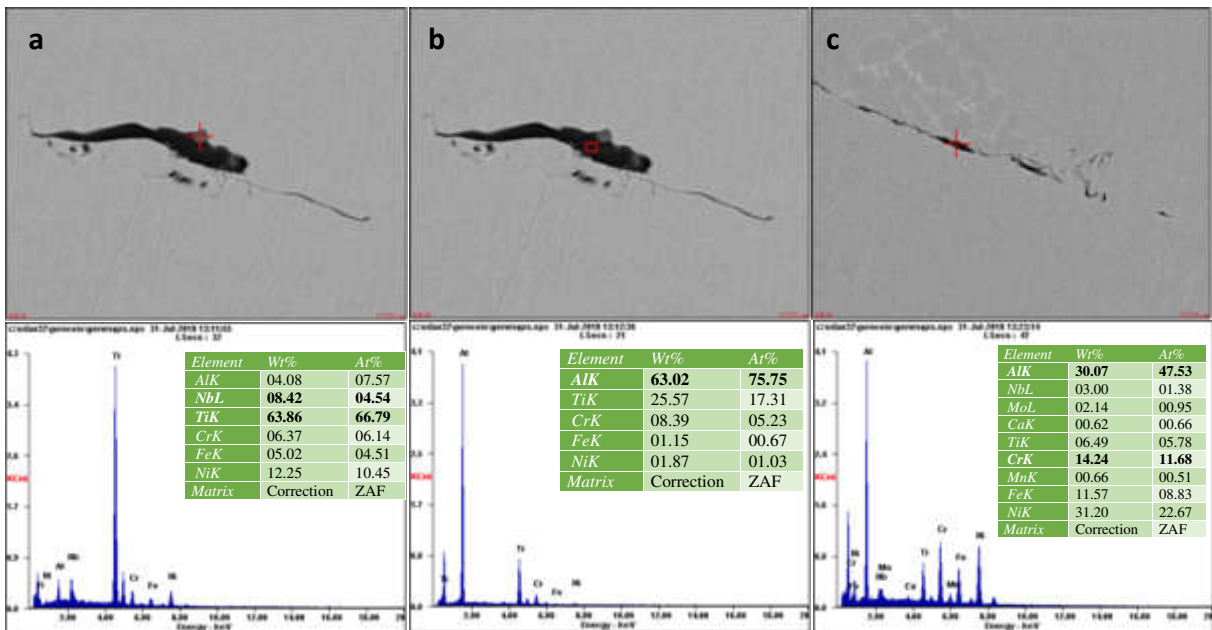


Figura 4.70. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 6TD donde se muestra la presencia de a) un precipitado de Ti-Nb aledaño a un micro agrietamiento, b) un micro agrietamiento de alto contenido de Al y c) un agrietamiento rico en Al-Cr.

En la parte superior izquierda los hallazgos se presentan en la figura 6.71, donde se aprecian agrietamientos con alto contenido de Al-Cr que parecen seguir la silueta de una alberca de fundición.

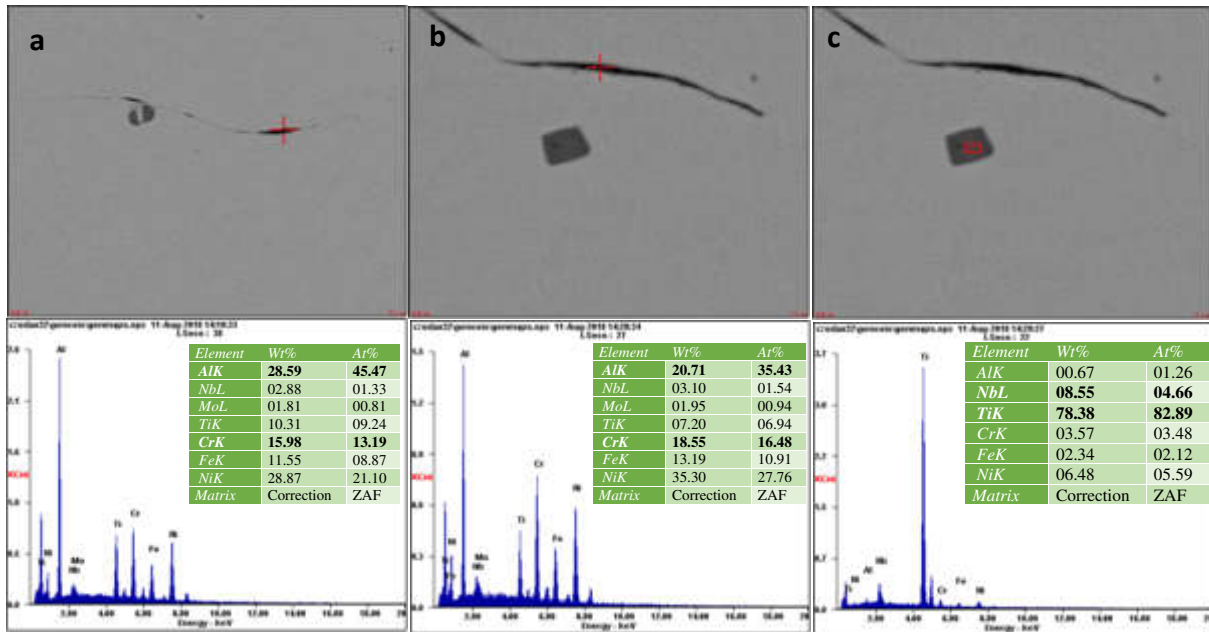


Figura 4.71. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 6TI donde se muestra la presencia de a) un micro agrietamiento de Al-Cr, b) un micro agrietamiento de alto contenido de Al-Cr aledaño a, c) un precipitado Ti-Nb.

Para finalizar la muestra 6BI presenta el fenómeno de conglomerado de precipitados de Ti-Nb como puede apreciarse en la figura 4.72, además de la presencia de agrietamientos de alto contenido de Al-Cr y precipitados próximos a los mismos.

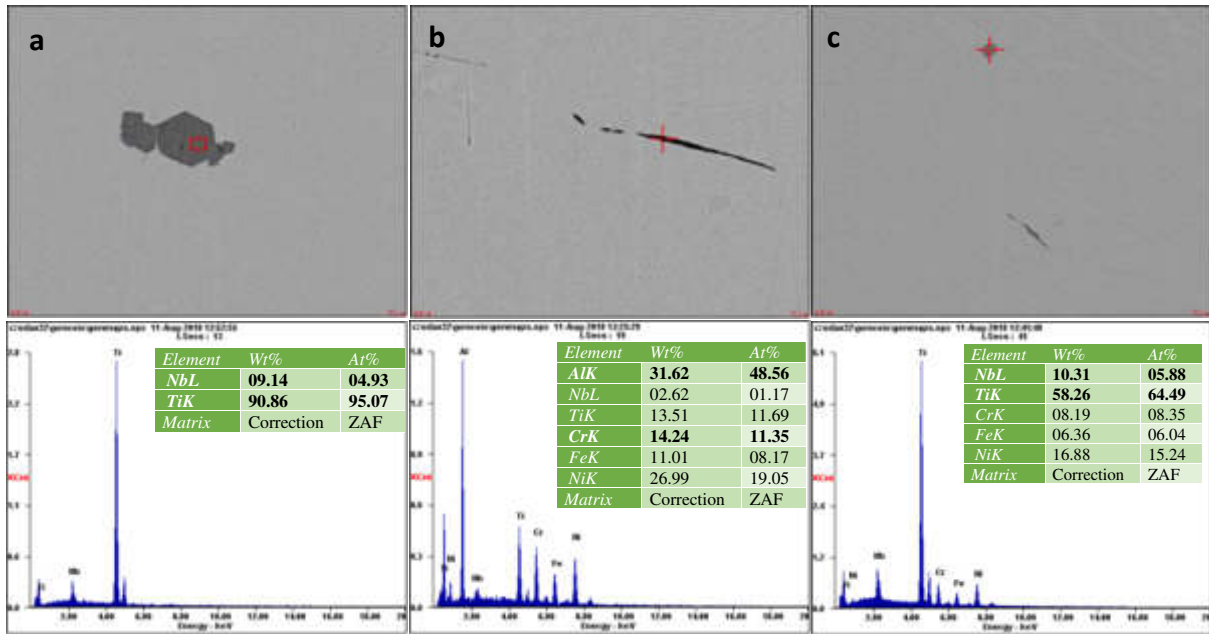


Figura 4.72. Micrografías SEI y gráficas de la muestra 6BI donde se muestra la presencia de a) un conglomerado de precipitados de Ti-Nb b) un micro agrietamiento de alto contenido de Al-Cr aledaño y c) un precipitado Ti-Nb.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES Y TRABAJO A FUTURO.

5.1 CONCLUSIONES.

Se fabricaron de manera exitosa muestras de IN718 utilizando la técnica de Manufactura Aditiva (MA) de Fusión Láser Selectiva (SLM). Para la fabricación de estas se utilizaron parámetros de procesamiento previamente optimizados para la aleación, siendo el objetivo analizar la microestructura de estas, ya que dicho material ha presentado fallas mecánicas de manera prematura.

A continuación, se enuncian las conclusiones más relevantes obtenidas en el presente trabajo de investigación:

- Se determinó, con base en la revisión de literatura realizada, los fenómenos de mayor relevancia para evitar el micro agrietamiento en aleaciones de base níquel procesadas mediante SLM. Dichos fenómenos son:
- Los parámetros de mayor importancia para el correcto procesamiento mediante SLM son: la pureza de los polvos, polvos contaminados pueden dejar partículas sin fundir generando así micro porosidad que afectan las propiedades del material; aunque la generación de micro porosidades también se ve afectada por las salpicaduras que se producen al estar fundiendo los polvos, eso debido al uso de densidades de energía de alto volumen $VED= P/(SV)$, una alta potencia (P), baja velocidad de escaneo (S), una pequeña superficie irradiada por el láser (S) son la combinación que tiende a desestabilizar las albercas de fundición y los lechos de polvo circundantes. Ajustando de manera correcta dichos parámetros: potencia del láser, diámetro del haz, velocidad de escaneo y la orientación del ángulo de fabricación se logra maximizar la densidad del producto, así como evitar la

generación de micro agrietamientos causados por la inducción de esfuerzos residuales.

- Se fabricaron muestras de IN718 con un alto nivel de densidad 97% y baja densidad de micro agrietamientos 3%.
- Las porosidades encontradas en las muestras manufacturadas son en su mayor parte, causadas por el fenómeno de balling, que como se explicó en el capítulo 2 es el atrapamiento de gas dentro de la masa fundida y el cual puede llegar a controlarse mediante los parámetros de la máquina. Provocando una disminución en las propiedades mecánicas de las muestras, puesto que concentran esfuerzos residuales que promueven la iniciación de grietas.
- Se observaron en bajo porcentaje micro agrietamientos, los cuales son derivados de los esfuerzos inducidos por la naturaleza del proceso. El rápido calentamiento de la superficie superior, combinado con la relativamente lenta conducción de calor del material creando así un pronunciado gradiente de temperatura; cuando la capa superior se expande, esta es restringida por la capa inferior de ya menor temperatura induciendo así una deformación elástica compresiva. Sin embargo, a una temperatura más elevada el límite elástico de la capa superior se reduce, permitiendo que sea plásticamente comprimido. El enfriamiento de la ahora plásticamente comprimida capa superior hace que se agriete induciendo un ángulo de flexión hacia el láser.
- En la mayoría de los casos precipitados de Titanio, Niobio y en menor cantidad de Aluminio fueron observados en regiones porosas y con micro agrietamientos. Dichos elementos son utilizados como aleantes con la finalidad de producir una combinación de alta resistencia a temperaturas elevadas, corrosión, vibraciones y termofluencia, sin embargo, en esta ocasión se puede observar que actúan perjudicialmente añadiendo susceptibilidad al agrietamiento del material. Una segregación de Niobio puede ser sinónimo de formación de una fase de lavas segregadas en las regiones Inter dendríticas, la segregación en la matriz y es un fenómeno común que se ha visto en el material que ha sido fundido o forjado, y está

relacionado con los límites de grano e interfaces. Por lo que se puede concluir que estas segregaciones observadas estén localizadas en límites de grano y han promovido la formación de micro agrietamientos. Lo cual después de realizar un análisis a detalle nos conlleva a determinar que dichos precipitados fueron formados por estas razones y por ende endurecen/fragilizan las zonas aledañas generando así grietas y poros.

- La tendencia a la formación de precipitados de Nb y Ti en la zona Inter dendrítica sugiere una nucleación en el estado líquido, como consecuencia de la segregación de solutos durante la rápida solidificación. La formación de fases de laves se da en regiones de concentración de solutos pesados y son altamente perjudiciales para la fatiga.
- La segregación de estos elementos en las zonas Inter dendríticas afectan las propiedades de dureza, tensión (elongación, cedencia y esfuerzo último a la tensión), módulo de Young y expansión térmica. Esto se atribuye a la sensibilidad de temperatura del SSS sustitucional de grandes átomos de solutos. A elevadas temperaturas las dislocaciones cargan una mayor energía de estado y el esfuerzo requerido para inhibir su propagación aumenta. Aminorando dichas propiedades generando un riesgo de la disminución de vida útil del material o incluso generando la incertidumbre de que puede presentar alguna falla en cualquier momento.
- Como una posibilidad para la reducción a la susceptibilidad al agrietamiento del IN718 manipulado por la tecnología de SLM se propone una modificación al material por medio del incremento de la concentración de los átomos sustitucionales de reforzamiento de solución sólida (SSS) dentro de la red. Una composición modificada del IN718 en la cual se realicen pequeños aumentos a los elementos de reforzamiento de solución sólida y reducciones a los elementos de atrapamiento se esperaría encontrar una reducción a la densidad de agrietamiento además de una mejora en sus propiedades de tensión a elevada temperatura.

5.2 TRABAJO A FUTURO.

La presente investigación fue desarrollada sin realizar modificaciones a los parámetros del proceso ni composición química del material. Se propone como continuación al presente desarrollo estudiar lo siguiente:

- Efecto de la densidad energética en la generación de los precipitados de Nb y Ti.
- Incrementar los elementos de endurecimiento por solución sólida (SSS por sus siglas en inglés) presentes en la aleación, siempre manteniéndolos dentro de los límites de composición química permitidos por la especificación del material.
- Efecto de la variabilidad en la composición química en la generación de los precipitados de Nb y Ti.
- Caracterización de propiedades mecánicas en probetas manufacturadas.

BIBLIOGRAFÍA

Ahmad, N. A., A. A. Wheeler, W. J. Boettinger, y G. B. McFadden. 1998. «Solute trapping and solute drag in a phase-field model of rapid solidification». *Physical Review E* 58 (3): 3436-50. <https://doi.org/10.1103/PhysRevE.58.3436>.

Amato, K. N., J. Hernandez, L. E. Murr, E. Martinez, S. M. Gaytan, P. W. Shindo, y S. Collins. 2012. «Comparison of microstructures and properties for a Ni-base superalloy (Alloy 625) fabricated by electron and laser beam melting». *Journal of Materials Science Research* 1 (2): 3.

Amato, K.N., S.M. Gaytan, L.E. Murr, E. Martinez, P.W. Shindo, J. Hernandez, S. Collins, y F. Medina. 2012. «Microstructures and Mechanical Behavior of Inconel 718 Fabricated by Selective Laser Melting». *Acta Materialia* 60 (5): 2229-39. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.12.032>.

Arkoosh, M. A., y N. F. Fiore. 1972. «Elevated Temperature Ductility Minimum in Hastelloy Alloy X». *Metallurgical Transactions* 3 (8): 2235-40. <https://doi.org/10.1007/BF02643237>.

Arnold, Craig B., Michael J. Aziz, Matthias Schwarz, y Dieter M. Herlach. 1999. «Parameter-Free Test of Alloy Dendrite-Growth Theory». *Physical Review B* 59 (1): 334-43. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.59.334>.

Aziz, M. J. 1982. «Model for Solute Redistribution during Rapid Solidification». *Journal of Applied Physics* 53 (2): 1158-68. <https://doi.org/10.1063/1.329867>.

Aziz, M. J., J. Y. Tsao, M. O. Thompson, P. S. Peercy, y C. W. White. 1986. «Solute Trapping: Comparison of Theory with Experiment». *Phys. Rev. Lett.* 56 (23): 2489-2492. <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.56.2489>.

Baeri, P., G. Foti, J. M. Poate, S. U. Campisano, y A. G. Cullis. 1981. «Orientation and velocity dependence of solute trapping in Si». *Applied Physics Letters* 38 (10): 800-802. <https://doi.org/10.1063/1.92136>.

Bass, Michael. 2012. *Laser materials processing*. Vol. 3. Elsevier.

Bauer, Thomas, K. Dawson, A. B. Spierings, y Konrad Wegener. 2015. «Microstructure and mechanical characterisation of SLM processed Haynes® 230®». En *Proceedings of the 26th annual international solid freeform fabrication symposium*, 813-22. Laboratory for Freeform Fabrication and University of Texas at Austin.

Cambridge University Press. 2008. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*.

Carrard, M., M. Gremaud, M. Zimmermann, y W. Kurz. 1992. «About the banded structure in rapidly solidified dendritic and eutectic alloys». *Acta metallurgica et materialia* 40 (5): 983-96.

Carter, Luke N., Khamis Essa, y Moataz M. Attallah. 2015. «Optimisation of selective laser melting for a high temperature Ni-superalloy». *Rapid Prototyping Journal* 21 (4): 423-32.

Carter, Luke N., Christopher Martin, Philip J. Withers, y Moataz M. Attallah. 2014. «The influence of the laser scan strategy on grain structure and cracking behaviour in SLM powder-bed fabricated nickel superalloy». *Journal of Alloys and Compounds* 615: 338-47.

Casavola, C, S L Campanelli, y C Pappalettere. 2008. «Experimental Analysis of Residual Stresses in the Selective Laser Melting Process», 8.

Collins, M G, y J C Lippold. 2003. «An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials-Part I.», 8.

Davies, H. 1980. «The Structures of Rapidly Quenched Nickel-Based Superalloy Ribbons Produced by Melt Spinning». *Rapid Solidification Processing, Principles and Technologies.– II*, 153–164.

Deffley, Robert James. 2012. «Development of processing strategies for the additive layer manufacture of aerospace components in Inconel 718.» University of Sheffield.

Divya, V. D., R. Muñoz-Moreno, OMDM Messé, J. S. Barnard, S. Baker, T. Illston, y Howard James Stone. 2016. «Microstructure of selective laser melted CM247LC nickel-based superalloy and its evolution through heat treatment». *Materials Characterization* 114: 62-74.

Donachie, Matthew J., y Stephen James Donachie. 2002. *Superalloys: A Technical Guide*. 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International.

Etter, Thomas, Karsten Kunze, Fabian Geiger, y Hossein Meidani. 2015. «Reduction in mechanical anisotropy through high temperature heat treatment of Hastelloy X processed by Selective Laser Melting (SLM)». En *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 82:012097. IOP Publishing.

Fulcher, Benjamin A., David K. Leigh, y Trevor J. Watt. 2014. «Comparison of AlSi10Mg and Al 6061 processed through DMLS». En *Proceedings of the Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium, Austin, TX, USA*. Vol. 46.

Gessinger, G. H. 2013. *Powder Metallurgy of Superalloys: Butterworths Monographs in Materials*. Elsevier.

Gibson, I., D. W. Rosen, y B. Stucker. 2010. «Additive manufacturing technologies rapid prototyping to direct digital manufacturing. 2010». *Springer*.

- Gibson, Ian, David Rosen, y Brent Stucker. 2015. «Powder Bed Fusion Processes». En *Additive Manufacturing Technologies*, de Ian Gibson, David Rosen, y Brent Stucker, 107-45. New York, NY: Springer New York. https://doi.org/10.1007/978-1-4939-2113-3_5.
- Gremaud, M., M. Carrard, y W. Kurz. 1990. «The microstructure of rapidly solidified Al-Fe alloys subjected to laser surface treatment». *Acta Metallurgica et Materialia* 38 (12): 2587-99. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90271-H](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90271-H).
- Gu, Dongdong, Yves-Christian Hagedorn, Wilhelm Meiners, Guangbin Meng, Rui João Santos Batista, Konrad Wissenbach, y Reinhart Poprawe. 2012. «Densification Behavior, Microstructure Evolution, and Wear Performance of Selective Laser Melting Processed Commercially Pure Titanium». *Acta Materialia* 60 (9): 3849-60. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2012.04.006>.
- Gu, Dongdong, y Wilhelm Meiners. 2010. «Microstructure characteristics and formation mechanisms of in situ WC cemented carbide based hardmetals prepared by Selective Laser Melting». *Materials Science and Engineering: A* 527 (29-30): 7585-92.
- Gusarov, A. V., y I. Smurov. 2009. «Two-dimensional numerical modelling of radiation transfer in powder beds at selective laser melting». *Applied Surface Science* 255 (10): 5595-99.
- Gusarov, A. V., I. Yadroitsev, Ph Bertrand, y I. Smurov. 2007. «Heat transfer modelling and stability analysis of selective laser melting». *Applied Surface Science* 254 (4): 975-79.
- Gusarov, A. & Yadroitsev, Igor & Bertrand, Ph & Smurov, I. 2009. «Model of radiation and heat transfer in laser-powder interaction zone at selective laser melting». *Journal of heat transfer* 131 (7): 072101.
- Harrison, Neil J. 2016. «Selective Laser Melting of Nickel Superalloys: solidification, microstructure and material response». Phd, University of Sheffield. <http://etheses.whiterose.ac.uk/17033/>.
- Howie, David. 2015. «Big sister: high-powered Trent XWB-97: world-leading technology is being harnessed by the team working at the forefront of science and engineering to produce the new high-thrust Trent XWB-97 aero engine». *Rolls-Royce Magazine*.
- Hussein, Ahmed, Liang Hao, Chunze Yan, y Richard Everson. 2013. «Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting». *Materials & Design (1980-2015)* 52: 638-47.
- Kamath, Chandrika, Bassem El-dasher, Gilbert F. Gallegos, Wayne E. King, y Aaron Sisto. 2014. «Density of Additively-Manufactured, 316L SS Parts Using Laser Powder-Bed Fusion at Powers up to 400 W». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 74 (1-4): 65-78. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-5954-9>.

Kanagarajah, P., F. Brenne, T. Niendorf, y H. J. Maier. 2013. «Inconel 939 processed by selective laser melting: Effect of microstructure and temperature on the mechanical properties under static and cyclic loading». *Materials Science and Engineering: A* 588: 188-95.

Kempen, Karolien, Evren Yasa, Lore Thijs, J.-P. Kruth, y Jan Van Humbeeck. 2011. «Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted 18Ni-300 steel». *Physics Procedia* 12: 255-63.

Kruth, J.P., L. Froyen, J. Van Vaerenbergh, P. Mercelis, M. Rombouts, y B. Lauwers. 2004. «Selective Laser Melting of Iron-Based Powder». *Journal of Materials Processing Technology* 149 (1-3): 616-22. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.11.051>.

Kruth, J.-P., G. Levy, F. Klocke, y T.H.C. Childs. 2007. «Consolidation Phenomena in Laser and Powder-Bed Based Layered Manufacturing». *CIRP Annals* 56 (2): 730-59. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2007.10.004>.

Kurz, W., y D. J. Fisher. 1998. «Fundamentals of solidification (Switzerland)». *Trans Tech Publications* 66.

Kurz, W., y R. Trivedi. 1994. «Rapid Solidification Processing and Microstructure Formation». *Materials Science and Engineering: A* 179-180 (mayo): 46-51. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)90162-7](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)90162-7).

Li, Sheng, Qian-Wu Hu, Xiao-Yan Zeng, y Sheng-Qin Ji. 2005. «Effect of carbon content on the microstructure and the cracking susceptibility of Fe-based laser-clad layer». *Applied surface science* 240 (1-4): 63-70.

Lippold, John C., Samuel D. Kiser, y John N. DuPont. 2011. *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*. John Wiley & Sons.

Lipton, J., M. Glicksman, y W. Kurz. 1984. «Solidification microstructure: 30 years after constitutional supercooling dendritic growth into undercooled alloy metals». *Materials Science and Engineering* 65 (1): 57-63.

Lopez-Botello, Omar, Uriel Martinez-Hernandez, José Ramírez, Christophe Pinna, y Kamran Mumtaz. 2017. «Two-Dimensional Simulation of Grain Structure Growth within Selective Laser Melted AA-2024». *Materials & Design* 113 (enero): 369-76. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.10.031>.

Matsumoto, M., M. Shiomi, Kozo Osakada, y Fumie Abe. 2002. «Finite element analysis of single layer forming on metallic powder bed in rapid prototyping by selective laser processing». *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 42 (1): 61-67.

McLean, Malcolm. 1983. «Directionally solidified materials for high temperature service».

- Mercelis, Peter, y Jean-Pierre Kruth. 2006. «Residual Stresses in Selective Laser Sintering and Selective Laser Melting». *Rapid Prototyping Journal* 12 (5): 254-65. <https://doi.org/10.1108/13552540610707013>.
- Moat, Richard James. 2009. «Microstructural and residual stress characterisation of laser deposited nickel-base superalloy test structures». The University of Manchester.
- Moat, R.J., A.J. Pinkerton, L. Li, P.J. Withers, y M. Preuss. 2011. «Residual Stresses in Laser Direct Metal Deposited Waspaloy». *Materials Science and Engineering: A* 528 (6): 2288-98. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.010>.
- Morgan, R., C. J. Sutcliffe, y W. O'Neill. 2004. «Density Analysis of Direct Metal Laser Re-Melted 316L Stainless Steel Cubic Primitives». *Journal of Materials Science* 39 (4): 1195-1205. <https://doi.org/10.1023/B:JMSE.0000013875.62536.f8>.
- Mumtaz, Kamran Aamir, Poonjolai Erasenthiran, y Neil Hopkinson. 2008. «High Density Selective Laser Melting of Waspaloy®». *Journal of Materials Processing Technology* 195 (1-3): 77-87. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.04.117>.
- Newey, Charles, y Graham Weaver. 2013. *Materials principles and practice: Electronic materials manufacturing with materials structural materials*. Elsevier.
- Parthasarathy, Jayanthi, Binil Starly, Shivakumar Raman, y Andy Christensen. 2010. «Mechanical evaluation of porous titanium (Ti6Al4V) structures with electron beam melting (EBM)». *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials* 3 (3): 249-59.
- Reed, Roger C. 2006. *The Superalloys Fundamentals and Applications*. 1.^a ed. Cambridge: Cambridge University Press.
- Rickenbacher, L., T. Etter, S. Hövel, y K. Wegener. 2013. «High Temperature Material Properties of IN738LC Processed by Selective Laser Melting (SLM) Technology». *Rapid Prototyping Journal* 19 (4): 282-90. <https://doi.org/10.1108/13552541311323281>.
- Roberts, Ibiye Aseibichin, C. J. Wang, R. Esterlein, M. Stanford, y D. J. Mynors. 2009. «A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing». *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 49 (12-13): 916-23.
- Savage, W. F., y B. M. Krantz. 1971. «Microsegregation in autogenous Hastelloy X welds». *Weld. Res. Suppl* 50.
- Savitha, U., Hina Gokhale, G. Jagan Reddy, A. Venkataramana, A. A. Gokhale, y M. Sundararaman. 2012. «Effect of Process Parameters on Porosity in Laser Deposited IN625 Alloy». *Transactions of the Indian Institute of Metals* 65 (6): 765-70. <https://doi.org/10.1007/s12666-012-0211-0>.

Shiomi, M., K. Osakada, K. Nakamura, T. Yamashita, y F. Abe. 2004. «Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process». *CIRP Annals* 53 (1): 195-98. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60677-5](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60677-5).

Thijs, Lore, Frederik Verhaeghe, Tom Craeghs, Jan Van Humbeeck, y Jean-Pierre Kruth. 2010. «A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V». *Acta materialia* 58 (9): 3303-12.

Tilley, Richard J. D. 2005. *Understanding Solids: The Science of Materials*. John Wiley & Sons.

Tomus, D., T. Jarvis, X. Wu, J. Mei, P. Rometsch, E. Herny, J. -F. Rideau, y S. Vaillant. 2013. «Controlling the Microstructure of Hastelloy-X Components Manufactured by Selective Laser Melting». *Physics Procedia, Lasers in Manufacturing (LiM 2013)*, 41 (enero): 823-27. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.154>.

Vandenbroucke, Ben, y Jean-Pierre Kruth. 2007. «Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts». *Rapid Prototyping Journal* 13 (4): 196-203.

Vilaro, T., C. Colin, J.D. Bartout, L. Nazé, y M. Sennour. 2012. «Microstructural and Mechanical Approaches of the Selective Laser Melting Process Applied to a Nickel-Base Superalloy». *Materials Science and Engineering: A* 534 (febrero): 446-51. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.092>.

Wang, Fude. 2012. «Mechanical Property Study on Rapid Additive Layer Manufacture Hastelloy® X Alloy by Selective Laser Melting Technology». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 58 (5-8): 545-51. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3423-2>.

Wang, Zemin, Kai Guan, Ming Gao, Xiangyou Li, Xiaofeng Chen, y Xiaoyan Zeng. 2012. «The Microstructure and Mechanical Properties of Deposited-IN718 by Selective Laser Melting». *Journal of Alloys and Compounds* 513 (febrero): 518-23. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.10.107>.

Withers, P.J., y H.K.D.H. Bhadeshia. 2001. «Residual Stress. Part 1 – Measurement Techniques». *Materials Science and Technology* 17 (4): 355-65. <https://doi.org/10.1179/026708301101509980>.

Yilbas, B. S., C. Karatas, A. F. M. Arif, y BJ Abdul Aleem. 2011. «Laser control melting of alumina surfaces and thermal stress analysis». *Optics & Laser Technology* 43 (4): 858-65.

Young, G A, T E Capobianco, M A Penik, B W Morris, y J J McGEE. 2008. «The Mechanism of Ductility Dip Cracking in Nickel-Chromium Alloys», 14.

Yu, J., M. Rombouts, y G. Maes. 2013. «Cracking behavior and mechanical properties of austenitic stainless steel parts produced by laser metal deposition». *Materials & Design* 45 (marzo): 228-35. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.08.078>.

Zhong, Minlin, Hongqing Sun, Wenjin Liu, Xiaofeng Zhu, y Jinjiang He. 2005. «Boundary Liquefaction and Interface Cracking Characterization in Laser Deposition of Inconel 738 on Directionally Solidified Ni-Based Superalloy». *Scripta Materialia* 53 (2): 159-64. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.03.047>.

Zimmermann, M., M. Carrard, y W. Kurz. 1989. «Rapid solidification of Al-Cu eutectic alloy by laser remelting». *Acta Metallurgica* 37 (12): 3305-13. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90203-4](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90203-4).