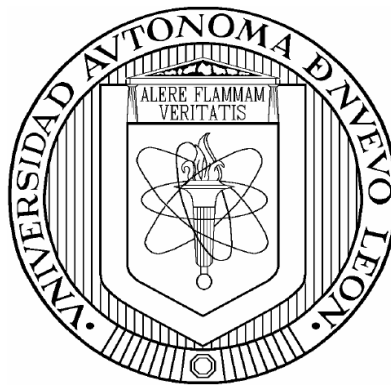


UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA Y LAS VARIABLES DE
SOLIDIFICACIÓN SOBRE EL COMPORTAMIENTO A FATIGA
DE ALTO CICLO EN UNA ALEACIÓN HIPEREUTÉCTICA AL-
SI-CU-NI**

POR

JOSÉ ALEJANDRO GONZÁLEZ VILLARREAL

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

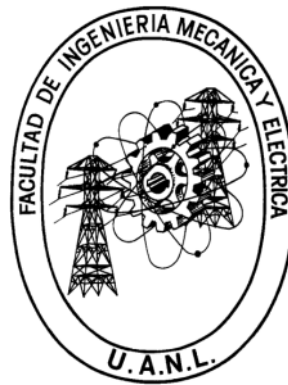
CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DE 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**EFFECTO DE LA MICROESTRUCTURA Y LAS VARIABLES DE
SOLIDIFICACIÓN SOBRE EL COMPORTAMIENTO A FATIGA
DE ALTO CICLO EN UNA ALEACIÓN HIPEREUTÉCTICA AL-
SI-CU-NI**

POR

JOSÉ ALEJANDRO GONZÁLEZ VILLARREAL

TESIS

**EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN
INGENIERÍA DE MATERIALES**

CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DE 2012

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “**Efecto de la microestructura y las variables de solidificación sobre el comportamiento a fatiga de alto ciclo en una aleación hipereutéctica Al-Si-Cu-Ni**”, realizada por el M.C. José Alejandro González Villarreal sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El comité de Tesis

Asesor
Dr. Rafael Colás Ortiz

Revisor
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Revisor
Dr. Rodrigo González López

Revisor
Dr. Salvador Valtierra Gallardo

Revisor
Dr. José Talamantes Silva

Vo.Bo.
Dr. Moisés Hinojosa Rivera

División de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Julio 2012

AGRADECIMIENTOS

A Aminta y Diego, esta va por ustedes, los amo.

A la empresa Nematik por el apoyo brindado en la realización de este trabajo de investigación.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, mi alma mater y segunda casa por más de 10 años, fuente de todo lo que sé y de lo que hoy en día vivo.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, por todo el tiempo y dedicación en las revisiones y retroalimentación, sin usted definitivamente no salía.

Al Dr. Salvador Valtierra Gallardo, por su apoyo, amistad y guía no solo en la realización de este proyecto sino desde que empecé mi carrera profesional hace ya 15 años.

Al Dr. José Talamantes Silva, por sus consejos, apoyo y dirección en la elaboración de esta investigación, por darme el tiempo para escribirla y por su persistencia, lo lograste Dr, acabé!

Al Dr. Rodrigo González López por su amistad, sus comentarios y retroalimentación durante la elaboración de este trabajo.

A la Dra. Martha Patricia Guerrero Mata, por su apoyo en la revisión del presente escrito.

A toda la raza de R&D Nematik: Andrew, Fer, Efrén, Queso, Lázaro, Mike, Gil, Beto, Jean Paul, Doc Abraham, Lic. Velasco, por todos los consejos apoyo y los buenos ratos, sin ustedes y las quincenas la vida sería insoportable.

A los practicantes del área, Almita, Mayra, Diana, Aldo, Ismael, Elena, Claudia y a todos los que no me acuerdo y que pasaron por aquí, gracias por su amistad.

Al DIMAT (me gusta más que PDIM) por darme tanto colega y fomentar la investigación aplicada en el país.

A todos los que olvidé mencionar por mala memoria, muchas gracias.

ÍNDICE

Agradecimientos	i
Índice	ii
Resumen	1
Capítulo 1. Introducción	3
Referencias Bibliográficas Capítulo 1	7
Capítulo 2. Fatiga Mecánica y Mecánica de la Fractura	10
2.1 Introducción	10
2.2 Criterios de diseño para fatiga	11
2.2.1 Criterio de diseño para vida infinita	12
2.2.2 Criterio de diseño de vida finita	12
2.3 Fatiga de alto ciclo. Curvas S-N	13
2.3.1 Ciclos de esfuerzo	14
2.3.2 Fatiga de bajo ciclo. La curva ϵ -N	17
2.4 Comportamiento del material en función del ciclo de esfuerzo	18
2.5 Nucleación de grietas de fatiga	19
2.5.1 Crecimiento de grietas de fatiga	20
2.6 Efecto de la cerradura de grietas	25
2.7 Limitaciones para grietas pequeñas	26
Referencias Bibliográficas Capítulo 2	28
Capítulo 3. Aleaciones vaciadas de aluminio y su comportamiento bajo condiciones de fatiga mecánica.	30
3.1 Aleaciones de Aluminio-Silicio-Cobre	30
3.2 Características microestructurales de las aleaciones Al-Si	31
3.2.1 Tamaño de grano	31

3.2.2 Modificación de la fase eutéctica Al-Si	31
3.2.3 Estructura dendrítica y espaciamiento dendrítico secundario.	32
3.2.4 Constituyentes intermetálicos	33
3.2.5 Porosidad por gas y microrechupes	35
3.2.6 Tratamiento térmico de aleaciones de aluminio	35
3.2.7 Tratamiento térmico de solución	36
3.2.8 Temple	37
3.2.9 Endurecimiento	37
3.2.10 Clasificación de los tratamientos térmicos para aleaciones de aluminio de fundición	37
3.3 Fatiga en aleaciones de aluminio para fundición	38
3.3.1 Introducción	38
3.3.2 Fundamentos del comportamiento a fatiga en aleaciones de aluminio	39
3.4 Efecto de los parámetros estructurales sobre las propiedades a fatiga	41
3.4.1 Efecto de los defectos de vaciado sobre las propiedades a fatiga	43
3.4.2 Efecto de la temperatura sobre las propiedades a fatiga en aleaciones vaciadas de aluminio	44
3.5 Estudios sobre el comportamiento a fatiga de aleaciones A356	46
3.6 Modelos de vida de fatiga en aleaciones de aluminio	53
3.7 Efecto del tratamiento térmico sobre las propiedades a fatiga en aleaciones vaciadas de aluminio	55
Referencias Bibliográficas Capítulo 3	62
Capítulo 4. Experimentación	69
4.1 Introducción	69
4.2 Objetivo de la experimentación	70
4.3 Obtención de muestras	71

4.4 Ensayos de tensión	75
4.5 Ensayos de fatiga a alto ciclo	76
4.6 Caracterización microestructural	80
4.7 Fractografía	83
Referencias Bibliográficas Capítulo 4	87
Capítulo 5. Resultados	88
5.1 Introducción	88
5.2 Ensayos de tensión	88
5.3 Pruebas de fatiga en escalonamiento y curvas S-N	90
5.4 Evaluación de los intervalos de fatiga	94
5.5 Evaluación metalográfica	97
5.6 Tenacidad a la fractura	109
5.7 Área y distancia de propagación de grietas	110
5.8 Ciclos a la falla y tamaño inicial de defecto	111
5.9 Factor crítico de intensidad de esfuerzo	112
Referencias Bibliográficas Capítulo 5	114
Capítulo 6. Análisis y discusión de resultados	115
6.1 Introducción	115
6.2 Análisis químico	115
6.3 Ensayos a tensión y su relación con la microestructura	116
6.4 Ensayos a fatiga en función de la microestructura	119
6.5 Análisis fractográfico	121
6.6 Tenacidad a la fractura en función de la microestructura	124
6.7 Factor crítico de intensidad de esfuerzo	125

Referencias Bibliográficas Capítulo 6	127
Capítulo 7. Conclusiones y recomendaciones	128
7.1 Conclusiones	128
7.2 Comentarios finales y recomendaciones	129
Apéndice A	131
Apéndice B	133
Apéndice C	136
Apéndice D	175
Lista de Tablas	178
Lista de Figuras	179
Resumen autobiográfico	184

RESUMEN

La industria automotriz ha sido una de las principales fuentes de innovación en ingeniería de materiales en los últimos años. Las regulaciones ambientales cada vez más estrictas y un mercado cada vez más exigente en términos de eficiencia y ahorro de combustible, han causado un cambio radical en el diseño de los motores de combustión interna; dicho cambio se traduce en motores que operan a mayores temperaturas y a mayores presiones y que demandan materiales avanzados para evitar fallas. Las aleaciones de aluminio tradicionales no son capaces de cumplir con los nuevos requerimientos mecánicos, por ello la necesidad de desarrollar nuevas familias de aleaciones con microestructuras diseñadas de acuerdo a estas nuevas condiciones. La necesidad de eliminar peso en el vehículo es otro factor determinante para los fabricantes, contar con un motor completamente de aluminio se vuelve entonces prioridad. Este trabajo presenta la caracterización bajo condiciones de fatiga mecánica de alto ciclo de una aleación hipereutéctica Al-Si-Cu-Ni, diseñada para la construcción de bloques de motor monolíticos de Al cuya principal característica es una alta resistencia al desgaste. Las pruebas fueron realizadas en una máquina servohidráulica siguiendo la metodología de escalonamiento. Se presentan resultados de límite de fatiga y curvas S-N obtenidas para el material a tres diferentes velocidades de solidificación. La tenacidad a la fractura, y factores de intensidad de esfuerzo fueron calculados utilizando teoría de mecánica de la fractura lineal elástica. La relación entre las microestructuras obtenidas y la resistencia a la fatiga así como el modo de nucleación y propagación de grietas fueron igualmente analizados. Se concluye que es posible utilizar ese material para la construcción de motores “todo aluminio” con las características necesarias para garantizar una operación sin fallas por fatiga. El método experimental propuesto es viable más sin embargo la baja tenacidad del material hace extremadamente difícil determinar el umbral de intensidad de esfuerzo, un modelo adicional debe ser investigado para

completar el conjunto de datos de diseño necesarios. Los datos obtenidos en el presente trabajo pueden ser directamente utilizados por los fabricantes de equipo original en sus modelos de simulación.

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

Desde hace ya más de 25 años, la industria automotriz en su búsqueda constante de alternativas que permitan a sus diseños un mejor desempeño, ha sido uno de los principales motores para el desarrollo de nuevos materiales y aleaciones. Los incrementos en los precios de combustibles fósiles y los problemas de contaminación ambiental han forzado a la gran mayoría de los países desarrollados a establecer normas cada vez más estrictas en cuanto a la cantidad de contaminantes y la eficiencia mínima de combustible que sus nuevos diseños deben cumplir. Por ejemplo, en los Estados Unidos de América, el órgano regulador CAFE (“Corporate Average Fuel Economy”) estableció como fecha límite el año 2020 para que todos los fabricantes de vehículos automotores que vendan unidades en ese país cumplan con un promedio de 15 km/l para toda su flotilla; 12 km/l para automóviles y 9 km/l en camionetas. El caso en Europa, las normas ambientales son aun más estrictas; para el año 2012 el promedio de eficiencia por flotilla de cualquier fabricante que desee vender sus productos en Europa será de 20 km/l, muy superior al de los Estados Unidos de América y al del resto de los países.

Una de las formas para incrementar la eficiencia de combustible de un vehículo es reducir su peso total. La manera más directa de reducir peso es migrar componentes fabricados con aleaciones ferrosas por otros materiales

tales como plásticos, aleaciones de aluminio o magnesio. Esta migración dio inicio en la década de los 80 cuando los componentes del motor fueron poco a poco reemplazados por aleaciones de aluminio. La cabeza de motor, responsable en gran parte por la eficiencia del mismo fue el primer objetivo seguida por el monobloque, que es la pieza más masiva en la década de los 90. Al día de hoy se puede asegurar que el 100% de las cabezas de motor en el mundo se fabrican de aleaciones de aluminio mientras que un 85% de los monobloques son fabricados de esta ligera aleación cuya densidad es 70% menor a la de las aleaciones ferrosas utilizadas con anterioridad.

Las aleaciones de aluminio, con relaciones de resistencia-peso cada vez más altas, sobrepasaron por mucho los requerimientos de los diseñadores; sin embargo su relativamente baja resistencia al desgaste impedía su uso integral en monobloques. Las condiciones de operación en el interior de la cámara de combustión obligaban a los fabricantes a insertar camisas de hierro gris en los cilindros, esto implica un costo adicional y en promedio 12 kg adicionales para el caso de un motor V8 al peso total del vehículo con un impacto considerable en la eficiencia de combustible del mismo.

Por tal motivo, múltiples estudios enfocados a diseñar una aleación de aluminio resistente al desgaste fueron llevados a cabo alrededor del mundo; muchos de ellos con resultados satisfactorios desde el punto de vista de resistencia al desgaste pero con muchos problemas de fabricación. La mejor solución para obtener una buena resistencia al desgaste en aleaciones de aluminio es el incremento del contenido de silicio, componente indispensable para lograr una buena fluidez que permita el vaciado de geometrías complejas. El silicio brinda a las aleaciones de aluminio resistencia al desgaste cuando se utilizan contenidos superiores a la composición eutéctica, por arriba del 11.7 % en peso, con la desventaja de la formación de silicio primario, fase que impacta de manera negativa la maquinabilidad de dichas aleaciones; sin embargo si el silicio se encuentra en su forma eutéctica con aluminio, la facilidad de maquinar estas aleaciones es comparable a las de aleaciones hipoeutécticas tales como la 356 ó la A356,

éste es el tipo de aleación que resulta viable para lograr un monobloque integral de aleación de aluminio.

Dado que el monobloque es uno de los componentes más demandados estructuralmente en un motor de combustión interna, cualquier aleación candidato a construir dicho componente debe cumplir o exceder los requerimientos de propiedades mecánicas estáticas y dinámicas de los motores modernos en especial la resistencia a la fatiga mecánica de alto ciclo. Debido a esto, además de presentar altas resistencias al desgaste y buena maquinabilidad, es necesario que la aleación en cuestión sea tratable térmicamente para lograr una pieza estable en términos de resistencia mecánica y cambios dimensionales ocasionados por precipitación de fases endurecedoras.

El objetivo del presente trabajo es determinar el comportamiento mecánico en condiciones de fatiga mecánica de alto ciclo, de una aleación Al-Si-Cu-Mg-Ni hipereutéctica tratada térmicamente a condición T7. Es bien sabido que la mayoría de las fallas reportadas en máquinas de combustión interna son debidas o están relacionadas con fatiga, por lo que un buen entendimiento de los factores que originan este tipo de fallas resulta de vital importancia en el desarrollo de nuevas aleaciones.

No resulta extraño entonces que durante los últimos 15 años, muchos investigadores se han concentrado en encontrar relaciones que describan el comportamiento mecánico a fatiga de las aleaciones de aluminio¹⁻¹⁴. En un principio, los esfuerzos se centraron en encontrar una relación entre la velocidad de solidificación y la resistencia a la tensión. Posteriormente la atención se enfocó sobre los efectos del tamaño y morfología de fases intermetálicas, tales como el eutéctico aluminio-silicio y sobre el efecto de porosidad, microrechupes, inclusiones de óxido, entre otros; estos últimos con resultados muy satisfactorios bajo condiciones de prueba específicas. Todos estos trabajos fueron llevados a cabo en aleaciones de aluminio - silicio hipoeutécticas, muy poco trabajo se ha realizado en este mismo sentido sobre aleaciones hipereutécticas.

La mayoría de los modelos desarrollados hasta ahora han partido del punto de vista de la mecánica de la fractura lineal elástica considerando grietas cortas. El problema que presenta este modelo es que los cálculos que se hacen a partir de éste dan como resultado valores de nucleación y propagación de grietas de fatiga muy poco conservadores, obligando a la incorporación de factores de corrección empíricos que suponen que el factor de intensidad de esfuerzos crítico se desarrolla a valores inferiores a los determinados en pruebas de propagación de grietas. Sin embargo existe un modelo que considera el efecto de pequeñas grietas sobre aleaciones de aluminio que parte del tamaño de los sitios de nucleación de dichas grietas tales como poros, óxidos o en nuestro caso de fase primaria de silicio o alguna otra fase intermetálica; este modelo arroja resultados más conservadores.

En este trabajo se intentarán aprovechar los estudios de pequeñas grietas⁷⁻¹¹ sobre las aleaciones de aluminio buscando una relación entre la superficie de fractura con el umbral del factor de intensidad de esfuerzo a diferentes velocidades de solidificación en una aleación de aluminio hipereutéctica en condición T7 y utilizar la relación de K_{max} con el esfuerzo de cedencia, para obtener un esfuerzo crítico por debajo del cual sea seguro utilizar la aleación dentro de un intervalo de operación específico. Estos datos serán determinados experimentalmente a partir de una metodología de ensayo tipo escalón en fatiga de alto ciclo.

Cabe mencionar que casi todas las investigaciones revisadas reportan que el mecanismo dominante en las fallas a fatiga de aleaciones hipereutécticas Al - Si está relacionado directamente con la cantidad y tamaño de la fase primaria de silicio¹⁵⁻¹⁹. En todos estos estudios las grietas de fatiga nuclean en silicio primario propagándose posteriormente a la matriz; ¿Qué sucedería entonces si la fracción volumétrica de fase primaria de silicio es mantenida por debajo de cierto nivel o se logra suprimirla completamente de la microestructura? ¿Cuál sería entonces el mecanismo de nucleación y propagación de grietas de fatiga en estas condiciones? Estas son algunas de las preguntas que tratarán de ser respondidas en el presente trabajo.

Referencias bibliográficas

1. Carlos C. Engler-Pinto Jr., John V. Lasecki, James M. Boileau and John E. Allison. "A Comparative Investigation on the High Temperature Fatigue of Three Cast Aluminum Alloys", 2004 SAE International Congress and Exposition; Detroit, Michigan; EUA; 2004
2. Couper, M J; Neeson, A E; Griffiths, J R, "Casting Defects and the Fatigue Behavior of an Aluminium Casting Alloy", Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. Vol. 13, no. 3, pp. 213-227. 1990 Materials Structure vol. 1993.
3. Skallerud, B; Uveland, T; Harkegard, G. "Fatigue Life Assessment of Aluminum Alloys with Casting Defects", Engineering Fracture Mechanics. Vol. 44, no. 6, pp. 857-874. Abr. 1993.
4. Major, J F. "Porosity Control and Fatigue Behavior in A356-T61 Aluminum Alloy", One Hundred First Annual Meeting of the American Foundrymen's Society, Rosemont; IL; Seattle , WA; USA; 3-4 Sept. 1996; 20-23 Abr. 1997. Pp 901-906. 1998
5. Stanzl-Tschegg, S E; Mayer, H R; Beste, A; Kroll, S, "Fatigue and Fatigue Crack Propagation in AlSi7Mg Cast Alloys under In-Service Loading Conditions", International Journal of Fatigue. Vol. 17, no. 2, pp. 149-155. Feb. 1995.S231-S237. 2001.
6. Mayer, H; Papakyriacou, M; Zettl, B; Stanzl-Tschegg, S E, "Influence of Porosity on the Fatigue Limit of Dies Cast Magnesium and Aluminium Alloys", International Journal of Fatigue. Vol. 25, no. 3, pp. 245-256. Mar. 2003
7. Boileau, J M; Collins, P C; Allison, J E, "The Effect of Solidification time and Heat Treatment on the Tensile and Fatigue Properties of a Cast 319 Aluminum Alloy", 5th International AFS Conference on Molten Aluminum Processing", Orlando, FL; EUA; 8-10 Nov. 1998. Pp. 158-172. 1998
8. Boileau, J M; Allison, J E, "The Effect of Porosity Size on the Fatigue Properties in a Cast 319 Aluminum Alloy", SAE

- Transactions: Journal of Materials and Manufacturing. Vol. 110, pp. 648-659. 2001
9. MJ Caton, JW Jones and JE Allison, "Small Fatigue Cracks, Mechanics, Mechanisms and Applications", KS Ravichandram, RO Ritchie and Y Murakami eds, Elsevier Science LTD, Oxford; UK. 1999. pp. 155-166.
 10. Caton, M J; Jones, J W; Boileau, J M; Allison, J E, "The Effect of Solidification Rate on the Growth of Small Fatigue Cracks in a Cast 319-Type Aluminum Alloy", Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 30A, no. 12, pp. 3055-3068A. Dic. 1999.
 11. Caton, M J; Jones, J W; Mayer, H; Stanzl-Tschegg, S; Allison, J E, "Demonstration of an Endurance Limit in Cast 319 Aluminum", Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 34A, no. 1, pp. 33-41A. Jan. 2003.
 12. Q.G. Wang, D. Apelian and D.A. Lados, "Fatigue Behavior of A356-T6 Aluminum Cast Alloys. Part I. Effect of Casting Defects", Journal of Light Metals 2001, pp. 73-84.
 13. Culver, L E; Randon, J C; Balthazar, J C, "Influence of Silicon on the Cyclic Crack Growth in a Cast Aluminum Alloy", Life Assessment of Dynamically Loaded Materials and Structures. Vol. I; Lisbon; Portugal; 17-21 Sep. 1984. Pp. 495-505. 1985.
 14. Caton, M J; Jones, J W; Allison, J E, "The Influence of Heat Treatment and Solidification Time on the Behavior of Small-Fatigue-Cracks in a Cast Aluminum Alloy", Materials Science and Engineering A. Vol. 314, no. 1-2, pp. 81-85. 15 Sep. 2001.
 15. L. Lasa and J.M. Rodriguez-Ibabe; "Toughness and fatigue behaviour of eutectic and hypereutectic Al-Si-Cu-Mg alloys produced by lost foam and squeeze casting" Materials Science and Technology, Dic 2004 Vol. 20 pp. 1599-1608.
 16. L.E. Culver, J.C. Radon and J.C. Balthazar; "Influence of silicon on the cyclic crack growth in a cast aluminium alloy"; Department of Mechanical Engineering, Imperial College, Londres. 1983.

17. Q. Yao, T. Kobayashi, H. Toda and S. Kitaoka; "Effect of microstructure on fatigue crack propagation characteristics of Al-Si-Cu die casting alloys"; Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 49, No. 9, pp. 443-449, 1999.
18. N. Hasegawa, T. Miyabe, T. Yamada; "Fatigue properties of Al-Si-Cu-Ni-Mg casting alloys at elevated temperatures"; Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 41, No. 5, pp. 311-317, 1990.
19. S. Holecek, P. Reznicek, K. Stetina und M. Ruda; "Einfluß des Eisengehaltes auf die Schädigung von AlSiFe-Legierungen"; Institut für Metallkunde, Chemisch-Technologische Hochschule, Prag.
20. J. R. González-López; "Fatiga Mecánica en Componentes Automotrices Vaciados con una Aleación de Aluminio Tipo A319"; Tesis de Doctorado, UANL, FIME, 2005.
21. Diana A. Lados, Diran Apelian "Relationships between microstructure and fatigue crack propagation paths in Al-Si-Mg cast alloys". Engineering Fracture Mechanics, pp. 821-832. Enero 2007.
22. Kwai S. Chan, "Roles of microstructure in fatigue crack initiation" International Journal of Fatigue, pp. 1428-1447. Oct 2009.
23. Mo De-Fenga, He Guo-Qiua, Hu Zheng-Feia, Liu Xiao-Shana, Zhang Wei-Huab, "Effect of microstructural features on fatigue behavior in A319-T6 aluminum alloy", Materials Science and Engineering A 527 pp. 3420-3426. Feb. 2010.

CAPITULO 2

FATIGA MECÁNICA Y MECÁNICA DE LA FRACTURA

2.1 Introducción

Es bien sabido ya desde finales del siglo XVII que cuando un metal es sometido a cargas fluctuantes y repetitivas, éste puede fallar a esfuerzos muy por debajo del esfuerzo de cedencia o al que causaría su fractura bajo carga estática uniaxial. Si el material falla bajo esta carga dinámica ya sea porque el esfuerzo aplicado es lo suficientemente alto como para fracturarlo, o el número de ciclos a los que se ve expuesto el componente es lo suficientemente prolongado, se dice que se tiene una falla por fatiga¹.

La fatiga se convierte en un problema de ingeniería dado que la mayoría de los componentes tecnológicos tales como turbinas, bombas, compresores, monobloques de motores, etc., están expuestos durante su operación a cargas fluctuantes; aún con el conocimiento actual y a pesar del hecho de que dichos componentes están diseñados para trabajar en estas condiciones de carga, el 90% de las fallas reportadas son ocasionadas por fatiga².

Existen tres factores necesarios para ocasionar una falla por fatiga:

1. Una deformación plástica mínima causada por el esfuerzo aplicado, ya sea de compresión, tensión, corte o combinaciones de las anteriores.
2. Una variación considerable en la magnitud del esfuerzo aplicado.
3. Una cantidad de ciclos suficientes para que ocurra una falla.

Además de estas variables existen otros efectos que pueden ser causados ya sea por las condiciones de operación del componente o como resultado del proceso seguido en su fabricación; dentro de las condiciones de operación se pueden tener altas o bajas temperaturas, ambientes corrosivos, etc., mientras que dentro de las condiciones de fabricación se tiene a la velocidad de solidificación, tamaños de grano, inclusiones y tratamiento térmico, entre otras.

Cuando se diseña un componente, todas estas variables deben ser tomadas en cuenta para lograr un diseño seguro dentro de las especificaciones o del requerimiento mínimo de dicha pieza; es por este hecho que resulta imperativo el conocer el efecto de cada una de estas variables sobre el comportamiento mecánico del material o producto en cuestión no sólo para prevenir fallas sino también para entenderlas de mejor manera si éstas llegaran a presentarse.

2.2 Criterios de diseño para fatiga.

La respuesta mecánica de un material sometido a cargas fluctuantes resulta crítica al momento de realizar el diseño de un componente en particular. Un estudio detallado de las características que pueden afectar el desempeño del mismo resulta de vital importancia para garantizar que no existan factores que puedan afectar el comportamiento del componente cuando es sometido a este tipo de cargas⁴. Por otro lado, las propiedades a fatiga deben ser consistentes con algún criterio de diseño para poder hacer buen uso de la información generada en pruebas de laboratorio. Dentro de las filosofías de diseño, las más importantes son:⁷

- Criterio de vida infinita.
- Criterio de vida finita.
- Tolerancia al daño.

2.2.1 Criterio de diseño para vida infinita.

Se basa en determinar la zona de seguridad en la cual el componente no presentará fallas por fatiga. Es el criterio de diseño más antiguo y se define mediante la obtención de la curva de Wöller o S-N, las cuales son obtenidas ensayando probetas estándar a un elevado número de ciclos hasta que estas fallen, después se grafica el esfuerzo al que fueron sometidas contra el número de ciclos necesarios para ocasionar dicha falla. Si después de un determinado número de ciclos el material no presenta falla se dice que se llega a su límite de fatiga y se supone que debajo del mismo la vida del espécimen, bajo estas condiciones particulares, será infinita. Este método implica el suponer que el sólido en cuestión es continuo, libre de defectos lo cual puede comprometer hasta cierto punto los resultados. La mayor ventaja de este criterio es su sencillez, pero como en muchos otros casos sus aplicaciones se han desarrollado en aceros y existe la posibilidad de que otros materiales no presenten el mismo comportamiento.⁴

2.2.2 Criterio de diseño de vida finita.

Este criterio encontró su mejor aplicación en el desarrollo de vías de ferrocarril, y se aplica cuando los elementos sometidos a cargas fluctuantes no soportan una gran cantidad de ciclos. Esta situación se presenta cuando la carga o esfuerzo máximo permitido se presentan durante el funcionamiento normal del equipo del cual forman parte, sometiéndose a deformación plástica dentro del ciclo normal de trabajo, por lo que la falla se presentará durante la operación del mismo. El uso de este criterio involucra el uso de las curvas ϵ -N, utilizando un análisis estadístico aunado a un criterio de falla tal como la aparición de una grieta para considerar que el elemento ha fallado.

2.3 Fatiga de alto ciclo. Curvas S-N.

La fatiga de alto ciclo está ligada al criterio de vida infinita cuando los ciclos que se espera que un componente deba resistir son muy elevados. El punto más importante de este tipo de prueba es que la carga aplicada genere esfuerzos que siempre estén por debajo del límite elástico del material que se prueba. Supone también que las grietas no están presentes al inicio de la prueba, pero éstas normalmente reflejan su existencia en la gran dispersión de los datos resultantes.⁶ Es conveniente aclarar que por grietas se hace referencia también a imperfecciones que sirven como sitios de nucleación de grietas, razón por la cual las piezas fundidas presentan aun más dispersión en sus datos.

Las curvas de fatiga a alto ciclo utilizan el esfuerzo, S contra el número de ciclos a falla, N . Los esfuerzos pueden caracterizarse o describirse como σ_a , σ_{max} o σ_{min} y serán descritos a continuación.

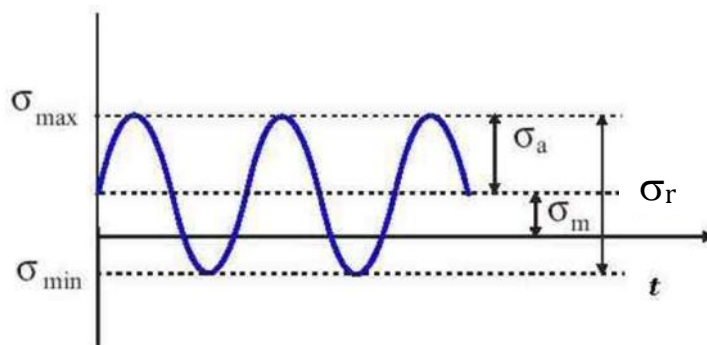


Figura 2.1 Relación de esfuerzos en función del tiempo en un ensayo de fatiga.³

Un ciclo de esfuerzo está compuesto por un esfuerzo medio σ_m y un esfuerzo alternante o variable σ_a . También se considera el intervalo de esfuerzo o σ_r , Figura 1. El intervalo de esfuerzo está dado por la diferencia algebraica del esfuerzo máximo y mínimo aplicado en cada ciclo.

$$\sigma_r = \sigma_{max} - \sigma_{min}$$

Tomando como convención que todo esfuerzo aplicado en tensión se considera positivo y los esfuerzos aplicados en compresión se consideran negativos.

El esfuerzo alternante o variable será la mitad del intervalo de esfuerzo, es decir:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2} \quad 2.2$$

El esfuerzo medio es la media algebraica de los esfuerzos máximo y mínimo aplicados dentro de un ciclo.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2} \quad 2.3$$

La razón de esfuerzos es la relación que existe entre el esfuerzo mínimo y el máximo aplicados durante el ciclo.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad 2.4$$

La razón de amplitud está dada por:

$$A = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} = \frac{1-R}{1+R} \quad 2.5$$

2.3.1 Ciclos de esfuerzo

Existen tres tipos de ciclos de esfuerzos que pueden originar falla por fatiga y van en función de la razón de carga. En el primer caso el esfuerzo es completamente reversible y de forma senoidal, es decir, la magnitud del esfuerzo máximo y mínimo son equivalentes a tensión y compresión con una media de cero o $R = -1$. En un segundo caso se tienen ciclos repetitivos de carga en los que los esfuerzos máximos y mínimos no son de igual magnitud. Este tipo de razón de carga puede consistir de un esfuerzo de tensión y otro en compresión o solo en compresión o solo en tensión sin ser de la misma magnitud. Un tercer tipo de razón de carga implica un estado complejo de esfuerzos fluctuantes aleatorios los cuales pueden ser comúnmente encontrados en componentes aeroespaciales.⁴ Las posibles razones de carga se ilustran en la Figura 2.

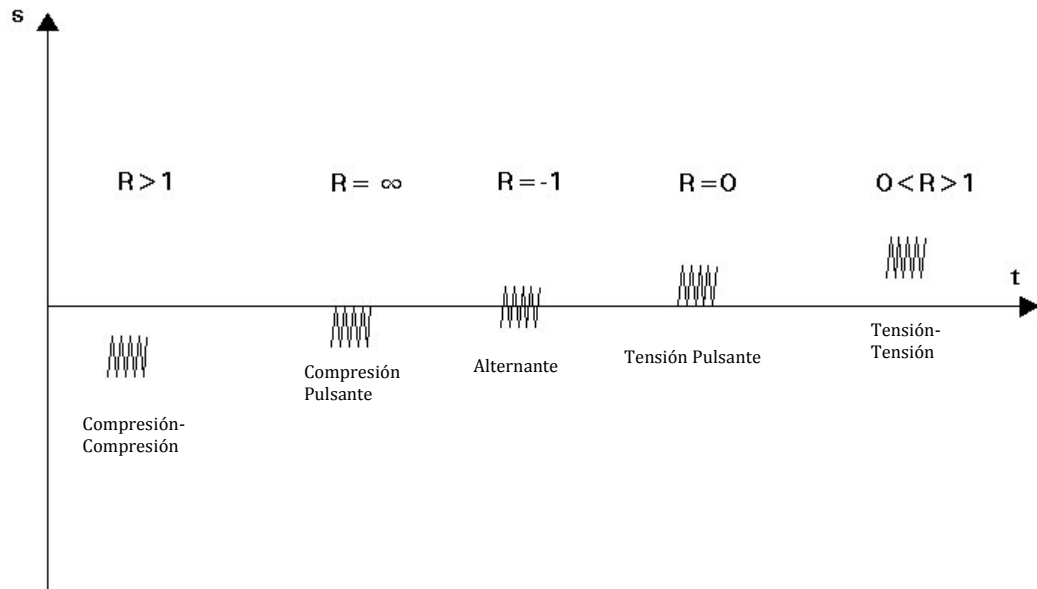


Figura 2.2 Posibles razones de carga generadas por la fluctuación de esfuerzo

Las curvas S-N, Figura 2.3, cubren el intervalo de ciclos superior a 10^3 , bajo estas condiciones el esfuerzo nominal aplicado sólo produce deformaciones elásticas. Sin embargo, la punta de la grieta concentra esfuerzo, haciendo que el esfuerzo local sea superior al de cedencia del material ocasionando daño plástico.⁴

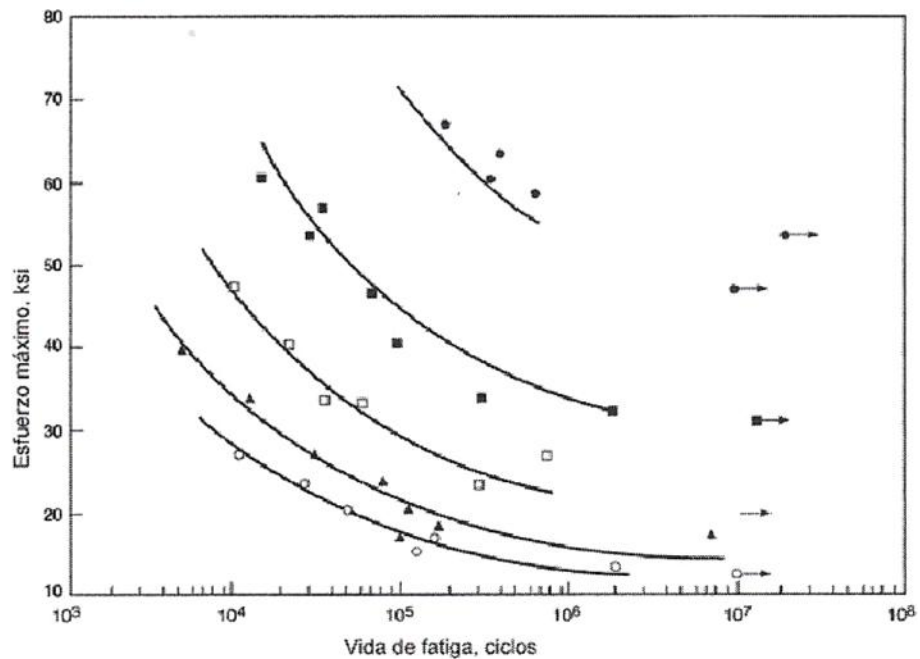


Figura 2.3 Curva S-N para una placa de aleación de aluminio 2219-T851 en la dirección longitudinal en función de diferentes razones de esfuerzo.

En la representación de las curvas S-N el esfuerzo es el parámetro de control. De la Figura 2.3 se puede observar que el número de ciclos necesarios para que ocurra la falla de un espécimen sometido a fatiga varía en función del esfuerzo al cual está sometido, siendo N el número de ciclos necesarios para que dicha falla ocurra. Para ciertos materiales de ingeniería, la curva se vuelve asintótica a cierto valor de esfuerzo por debajo del cual no ocurrirán fallas de fatiga, a este valor de esfuerzo se le llama límite de fatiga. Por otro lado existen materiales tales como las aleaciones de aluminio que no exhiben este comportamiento. En estos casos el número de ciclos para causar falla se va incrementando conforme el esfuerzo decrece sin llegar nunca a un límite definido. En estos casos se establece un valor arbitrario para determinar la resistencia a la fatiga, usualmente 100 millones de ciclos. Cabe mencionar que en la industria automotriz es común que este límite se establezca a los 10 millones de ciclos.

La forma de la curva S-N se ve fuertemente afectada por la razón de esfuerzo que se le aplique al material, es por eso que la determinación del límite de fatiga por este método debe reportarse a determinada razón de esfuerzo (Figura 4).

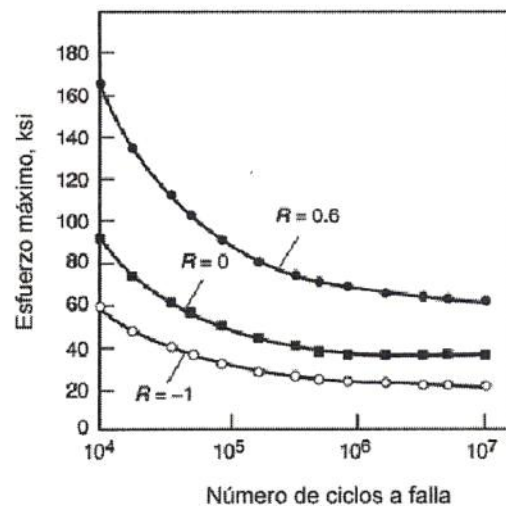


Figura 2.4 Efecto de la razón de carga sobre el límite de fatiga.

La curva S-N en la región de alto ciclo es descrita en algunas ocasiones por la ecuación de Basquin¹:

$$N\sigma_a^p = C \quad 2.6$$

donde σ_a es la amplitud del esfuerzo y p y C son parámetros empíricos.

El procedimiento para determinar la curva S-N consiste en ensayar un espécimen primeramente a muy alto esfuerzo, generalmente a dos terceras partes del esfuerzo último de tensión e ir disminuyendo gradualmente el esfuerzo hasta obtener un comportamiento asintótico al cual los especímenes no fallen después de una determinada cantidad de ciclos. El esfuerzo más alto al cual los especímenes no falla es el límite de fatiga del material. La curva S-N puede ser aproximada con una serie de 8 a 12 especímenes y, aunque los datos presenten mucha dispersión, es fácil trazar una línea entre ellos¹.

2.3.2 Fatiga de bajo ciclo. La curva ϵ -N

Cuando los elementos mecánicos presentan muescas o grietas dentro de su estructura y dejan de considerarse sólidos continuos al someterse a un esfuerzo tal que genere deformaciones plásticas en dicha muesca o discontinuidad, el mejor método para determinar la vida de fatiga implica utilizar la deformación plástica en este punto como parámetro de control, o en su defecto la deformación nominal de un espécimen pulido y sin imperfecciones. La curva de deformación contra ciclos de vida se considera representativa del comportamiento a fatiga de bajo ciclo ya que el número de ciclos a falla es comúnmente menor a 10^5 ciclos. En una curva típica de fatiga a bajo ciclo se grafica $\Delta\epsilon_p$ contra N como se muestra en la Figura 2.5, donde $\Delta\epsilon_p$ representa la amplitud de deformación plástica y $2N_f$ el número de ciclos de deformación⁶.

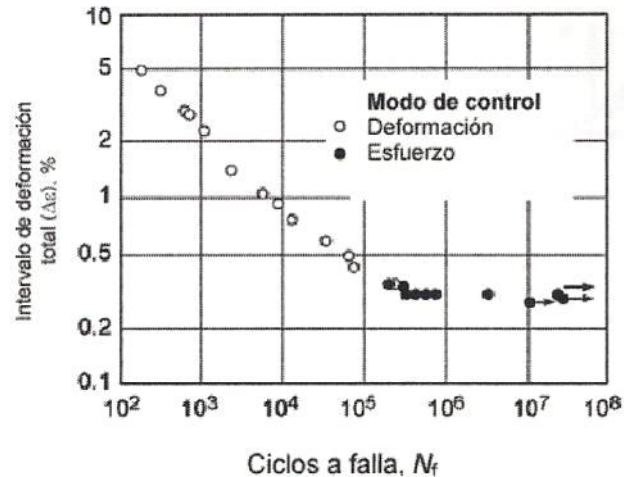


Figura 2.5 Gráfica de fatiga a bajo ciclo con diferente modo de control.

2.4 Comportamiento del material en función del ciclo de esfuerzo.

Cuando un material está sometido a cargas cíclicas, su comportamiento diferirá del que normalmente presenta bajo cargas estáticas o monotónicas. Como se discutió en el punto anterior, un material que presenta discontinuidades macro o microscópicas que se somete a una fluctuación de cargas presentará deformación plástica en la raíz de dicha discontinuidad, por tal motivo se caracteriza de mejor manera mediante control de deformación y no de carga debido a un efecto de constricción del material elástico circundante. El comportamiento que el material exhibe durante un ciclo de esfuerzo cambia debido al efecto Bauschinger por lo que la carga cíclica producirá un endurecimiento progresivo, haciendo que la deformación plástica sea menor con cada ciclo que es aplicado; por otro lado en situaciones de ablandamiento se reducirá el esfuerzo al cual el material se deforma provocando fallas prematuras. (Figura 2.6) ⁶.

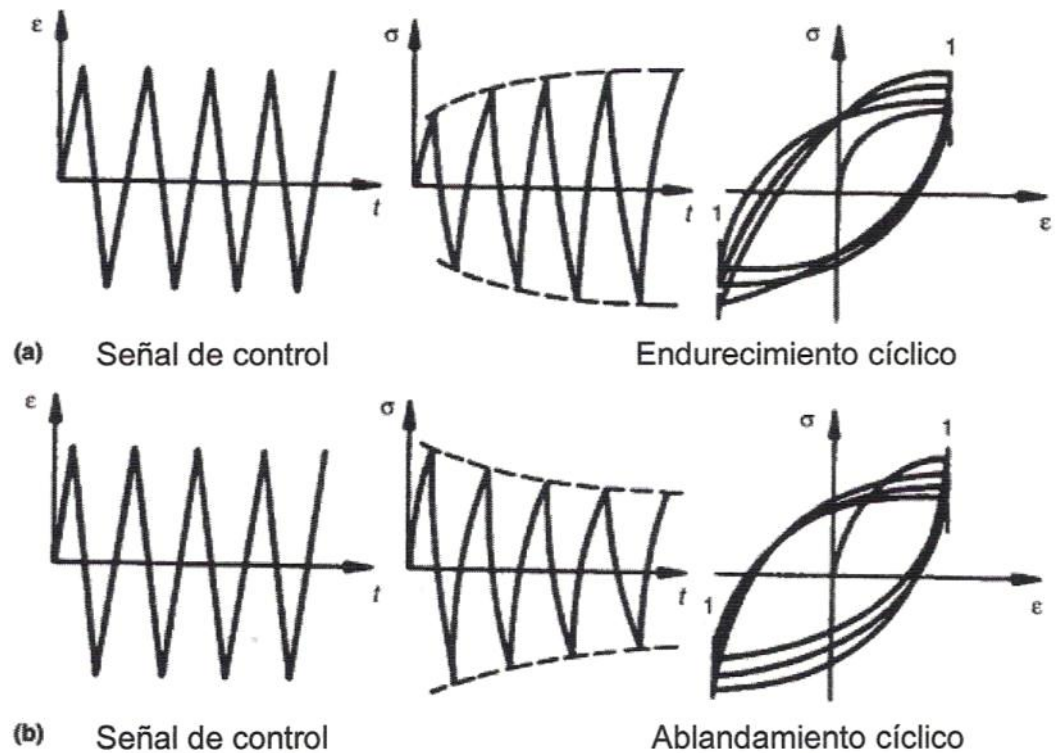


Figura 2.6 Comportamiento del ciclo de un material sometido a fatiga con control de deformación.

2.5 Nucleación de grietas de fatiga

Las grietas por fatiga nuclean de manera preferencial en discontinuidades dentro del material. Estas singularidades pueden ser estructurales tales como inclusiones o segundas fases y pueden estar presentes como resultado del procesamiento del material o ser generadas durante el proceso de deformación cíclica como la formación de intrusiones o extrusiones en las bandas persistentes de deslizamiento, Figura 2.7. La explicación de la nucleación preferencial de grietas de fatiga en la superficie reside muy probablemente en el hecho de que la deformación plástica es más fácil allí y el deslizamiento se lleva a cabo sobre la superficie. Estas bandas o líneas de deformación pueden ser capaces por sí mismas de causar nucleación de grietas o interactuar con discontinuidades para favorecer la nucleación de las mismas⁶.

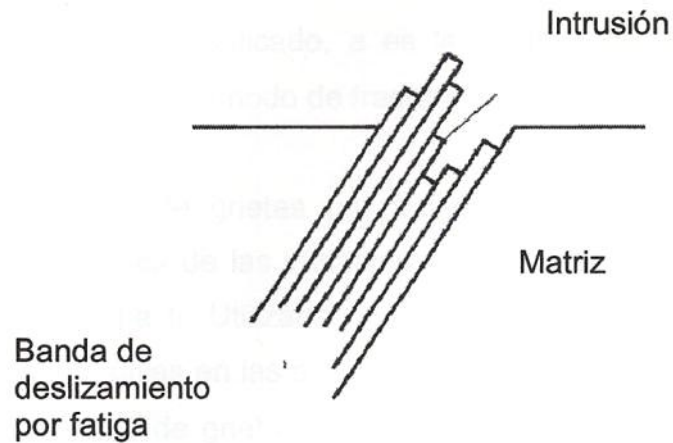


Figura 2.7 Formación de una intrusión en la superficie de un material debido a las bandas de deslizamiento en fatiga.

2.5.1 Crecimiento de grietas en fatiga.

La tenacidad a la fractura es la capacidad que presenta un material para absorber energía antes de fracturarse. La teoría de la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE) establece relaciones cuantitativas de la resistencia a la fractura de los materiales⁹.

La teoría de MFLE se basa en las siguientes suposiciones:

1. Las grietas son inherentes al material y su caracterización está limitada por el método de detección de las mismas.
2. La superficie libre de grieta interna y plana, se encuentra dentro de un campo de esfuerzos elástico.
3. El crecimiento de grietas que dan como resultado la fractura es previsto en base al esfuerzo de tensión que actúa en la punta de la grieta (la grieta solo crece en la parte a tensión del ciclo) y se caracteriza mediante el valor K:

$$K = \alpha\sigma\sqrt{\pi a} \quad 2.7$$

donde σ es el esfuerzo aplicado, a es igual a la longitud de la grieta y α es un coeficiente que depende del modo de fractura¹.

El crecimiento de grietas por fatiga se puede predecir utilizando descripción matemática. Utilizando aproximaciones se pueden formar criterios de diseño que resultan útiles en la mayoría de las aplicaciones de ingeniería. En este contexto se denota el crecimiento de grieta por ciclos de vida graficando da/dN vs ΔK . La rapidez de crecimiento de grieta es la pendiente de la curva antes mencionada a un valor dado de a , longitud de grieta y a un intervalo de esfuerzo $\Delta\sigma$, ΔK es el intervalo del factor de intensidad de esfuerzo, definido como³:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} = \sigma_{max}\sqrt{\pi a} - \sigma_{min}\sqrt{\pi a} \quad 2.8$$

La relación que existe entre da/dN contra ΔK , se representa en la Figura 2.8. Esta curva se puede dividir en tres regiones claramente definidas.⁴

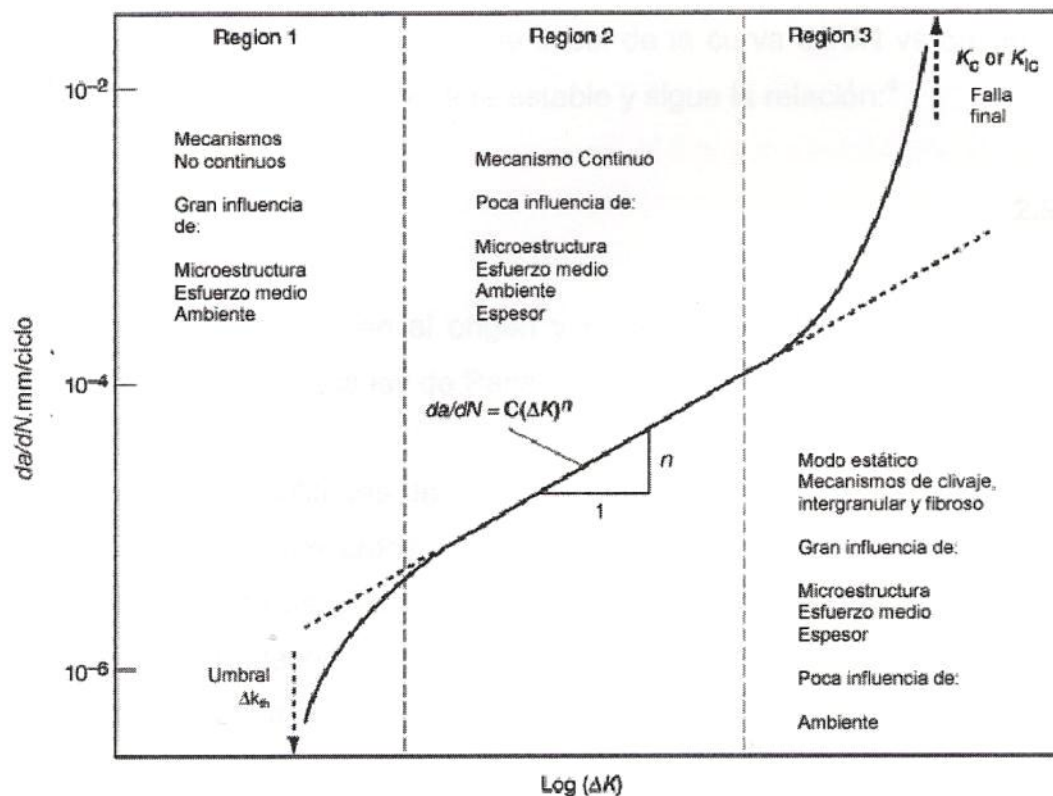


Figura 2.8 Razón de propagación de grieta. Da/dN vs intervalo de intensidad de esfuerzo⁴.

La región I está limitada por el valor de ΔK_{th} , que es el umbral al cual la grieta comienza a propagarse. Antes de este valor se considera que la propagación de la grieta no ha iniciado, es decir, el material presenta grietas pero éstas están contenidas y no crecen. El ΔK_{th} normalmente ocurre alrededor de los 1×10^{-10} m/ciclo⁴.

Existe por supuesto ambigüedad sobre que profundidad debe tener una intrusión en las bandas de deslizamiento para ser considerada una grieta. En fatiga de bajo ciclo la mayor parte de la vida de un espécimen transcurre durante la propagación de grietas, mientras que en el régimen de alto ciclo la mayor parte de la vida transcurre en la etapa de iniciación de grieta, esto debido a que el elemento está sujeto a esfuerzos de menor magnitud⁸.

La región II representa la parte lineal de la curva da/dN vs ΔK donde el crecimiento de la grieta se considera estable y sigue la relación⁴:

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^p \quad 2.9$$

donde A es la ordenada en el origen y p es la pendiente de la curva. Esta fórmula se conoce como la Ley de Paris¹.

A amplitudes de esfuerzo elevadas, una fracción muy grande de la vida de fatiga transcurre en el crecimiento o propagación de la grieta. Para una pieza que contiene una muesca, esta fracción se vuelve incluso mayor. La presencia de defectos dentro de los elementos de máquinas es el aspecto más importante a considerar en fatiga, independientemente de la amplitud de carga⁶.

La descripción del proceso de propagación es como sigue. Primero la grieta inicia en modo de corte cristalográfico (etapa I) penetrando apenas unas décimas de milímetro, posteriormente se propaga en una dirección normal al esfuerzo de tensión (sólo durante la parte a tensión del ciclo) (etapa II), Figura 2.8. La razón de extensión del tiempo entre la etapa I y II decrece con el incremento de la amplitud de esfuerzo de tensión. La concentración de esfuerzos en la punta de la grieta causa una deformación

plástica local al frente de la misma. Conforme la grieta crece, esta zona plástica aumenta su tamaño hasta ser comparable con el espesor del espécimen. Cuando esto ocurre, las condiciones de deformación plana en el frente de la grieta dentro de la etapa II cesan, el plano de la grieta experimenta una rotación y la ruptura final ocurre en el plano del esfuerzo principal (en modo cortante) ⁶.

Observaciones microscópicas de superficies de fractura en fatiga en etapa II para diferentes materiales muestran que la propagación de la grieta ocurre en cada ciclo de carga. Durante la etapa I (agrietamiento en los planos de deslizamiento) el crecimiento de la grieta se da en el orden de unos pocos nanómetros por ciclo ⁶.

En la etapa II la propagación se da en el plano perpendicular al esfuerzo de tensión en la mayoría de los metales y aleaciones, principalmente Cu y Al y a altas amplitudes de esfuerzo. La fractura normalmente muestra estriaciones, comúnmente se piensa que cada estriación corresponde a un ciclo de carga, sin embargo esto no es necesariamente cierto. A valores elevados de ΔK , las estriaciones se vuelven menos importantes sobre la propagación total de la grieta ⁶.

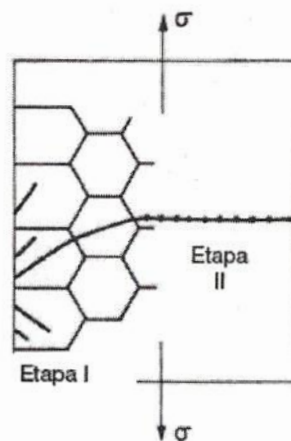


Figura 2.9 Esquemático sobre la propagación de grietas en etapas I y II ⁶.

La región II se representa con una relación lineal entre da/dN y $\log \Delta K$. La ecuación 2.9 es un importante eslabón entre la mecánica de fractura y la fatiga. El factor de intensidad de esfuerzo elástico es aplicable en la

propagación de grietas por fatiga incluso en materiales con condiciones de baja resistencia y alta ductilidad dado que los valores de K necesarios para la propagación de grietas por fatiga son muy bajos y las zonas plásticas en la punta de la grieta son lo suficientemente pequeñas para hacer una aproximación de la MFLE. Cuando se conoce K para el componente que está sometido a carga, la cantidad de ciclos para que se propague la grieta puede ser conocida integrando esta ecuación desde el tamaño de grieta inicial al final, a_f , según se muestra en el siguiente desarrollo matemático¹.

$$\Delta K = \alpha \Delta \sigma \sqrt{\pi a} = \alpha \sigma_r \sqrt{\pi a} \quad 2.10$$

sustituyendo 2.10 en 2.9,

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^p = A(\alpha \sigma_r)^p = A(\alpha)^p (\sigma_r)^p (\pi a)^{p/2} \quad 2.11$$

$$a_f = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_c}{\sigma_{max} \alpha} \right)^2 \quad 2.12$$

$$N_f = \int_0^{N_f} dN = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{A(\alpha)^p (\sigma_r)^p (\pi a)^{p/2}} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{a^{p/2}} \quad 2.13$$

si $p \neq 2$, se integra,

$$\int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{a^{p/2}} = \frac{a^{-(p/2)+1}}{-(p/2)+1} \Big|_{a_i}^{a_f} = \frac{a_f^{-(p/2)+1} - a_i^{-(p/2)+1}}{-(p/2)+1} \quad 2.14$$

$$N_f = \frac{a_f^{-(p/2)+1} - a_i^{-(p/2)+1}}{(-p/2+1) A \sigma_r^p \pi^{p/2} \alpha^p} \quad 2.15$$

Esta última ecuación es la adecuada integración de la Ley de Paris cuando $p \neq 2$ y α es independiente de la longitud de la grieta, los cuales no son comunes en la mayoría de los casos $\alpha = f(a)$ y la ecuación debe ser escrita como:

$$N_f = \frac{1}{A \sigma_r^p \pi^{p/2}} \int_{a_i}^{a_f} \alpha(a)^{-p} a^{-p/2} da \quad 2.16$$

La cual es resuelta mediante un proceso iterativo en el cual ΔK y ΔN son determinados por incrementos sucesivos del crecimiento de grieta¹.

Por último, en la región III la grieta experimenta un crecimiento muy rápido y está controlado principalmente por la tenacidad a la fractura del material.

2.6 Efecto de la cerradura de grietas.

Bajo ciertas circunstancias de contacto entre superficies de fractura en la punta de la grieta, Figura 10, bajo cargas de tensión durante los ciclos de fatiga, dan como resultado un efecto de cerradura de grieta implicando que bajo estas circunstancias la razón de propagación de grieta se reducirá a un valor inferior ΔK_{eff} . Este valor se puede expresar como²:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{cl} \quad 2.17$$

donde K_{cl} es el valor de intensidad de esfuerzo en la cerradura y es mayor o igual a K_{min} ³.

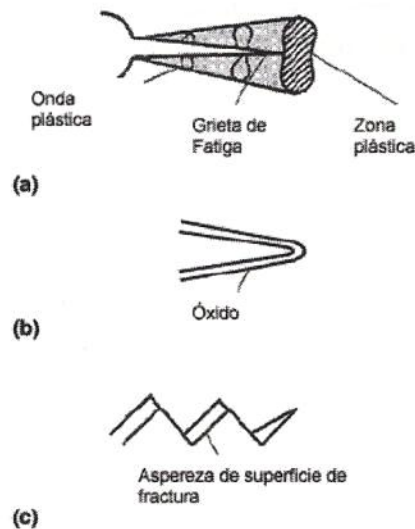


Figura 2.10 Factores que resultan en cerradura de grietas⁴.

2.7 Limitaciones para grietas pequeñas.

Cuando se utiliza MFLE, el análisis de esfuerzo está basado en un material isotrópico y homogéneo. Las características microestructurales que otorgan sus propiedades a los materiales suceden a escalas microscópicas así que al considerar sólo el promedio en el análisis usando MFLE sólo el

promedio de estos efectos es tomado en cuenta. En el caso de una grieta que sea lo suficientemente pequeña, ésta puede interactuar con la microestructura y pudiera afectar su comportamiento. Se supone que las grietas pequeñas crecen más rápidamente de lo que lo haría una grieta más grande estimada de los cálculos de da/dN vs ΔK y a valores de ΔK inferiores, Figura 2.11⁸.

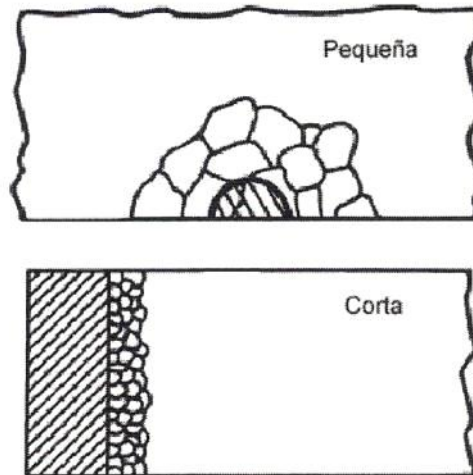


Figura 2.11 Diferencia entre grietas pequeñas y cortas en relación a las características microestructurales de un material⁴.

Se debe hacer una distinción entre grietas pequeñas y grietas cortas. En las grietas pequeñas, su dimensión es del mismo o menor tamaño que las características microestructurales, ya sea el tamaño de grano, inclusiones no metálicas, segundas fases o defectos entre otras. En cambio las grietas cortas presentan dimensiones mayores a las características de la microestructura del material. Figura 2.12⁸.

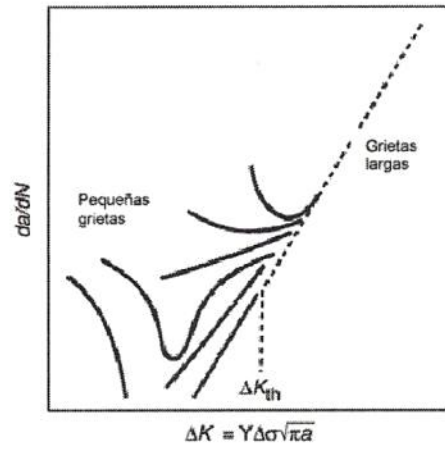


Figura 2.12 Umbral de esfuerzo para propagación de grietas pequeñas⁸.

Referencias bibliográficas.

1. George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", SI Metric Edition/Adapted D. Bacon, Mc Graw-Hill Series in Materials Science and Engineering. 1998.
2. Jack A. Odegard, "The Static and Dynamic Mechanical Properties in Aluminum Casting Alloys". A literature Review. SINTEF, Report. The Foundation for Scientific and Industrial Research at The Norwegian Institute of Technology. 1991.
3. N.E. Dowling, "Mechanical Behavior of Materials, Fracture and Fatigue". Prentice-Hall International Editions, Englewood Cliffs, New Jersey 07632. 1993.
4. Metals Handbook Volume 19, ASM International 1985.
5. Metals Handbook Volumen 8, ASM International 1985.
6. M.A. Meyers, K.K Chawla, "Mechanical Metallurgy, Principles and Applications", Prentice-Hall, Inc. Englewood Cliffs, New Jersey 07632. 1984.
7. N.E. Frost, K.J. Marsh, K.L. Pook, "Metal Fatigue", Dover Publications, Inc. 31 East 2nd Street, Mineola, NY. 11501. 1999.
8. S. Suresh, "Fatigue of Materials". Cambridge University Press. 1991.
9. J.L. González V, "Mecánica de Fractura", Bases y Aplicaciones, Editorial Limusa, S.A. de C.V., Grupo Noriega Editores. 1998.
10. L.P. Pook, "The Role of Crack Growth in Metal Fatigue". The Metals Society. 1983.
11. S. Roy Swanson, "Handbook of Fatigue Testing". ASTM Special Technical Publication 566. ASTM. 1974.
12. R.E. Little, S.C. Ekvall, "Statistical Analysis of Fatigue Data". A Symposium by ASTM Committee E-9 on Fatigue. ASTM, Pittsburgh PA, 30-31 Oct. 1979.
13. J.G. Kaufman, S.K. Das, "Aluminium: Technology, Applications and Environment. A Profile of a Modern Metal", TMS, 1998.
14. E466-82 "Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials". ASTM. 1982.
15. E468-90 "Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials". ASTM. 1990.

16. E1150-87 "Definitions of Terms Relative to Fatigue". ASTM. 1987.
17. S. Ishihara,*, A.J. McEvily, "Analysis of short fatigue crack growth in cast aluminum alloys", *International Journal of Fatigue* vol. 24 pp. 1169–1174 Feb. 2002
18. A. Shyam, J.E. Allison, J.W. Jones, "A small fatigue crack growth relationship and its application to cast aluminum", *Acta Materialia* vol. 53 pp. 1499–1509 Ene. 2005.
19. M.R. Joyce,*, C.M. Styles, P.A.S. Reed, "Elevated temperature short crack fatigue behaviour in near eutectic Al–Si alloys", *International Journal of Fatigue* vol. 25, pp. 863–869 Ene. 2003.
20. Katsuhiko Sasakia, Tsuyoshi Takahashib, "Low cycle thermal fatigue and microstructural change of AC2B-T6 aluminum alloy", *International Journal of Fatigue* vol. 28, pp. 203–21 Ago. 2005.
21. X. Zhu, A. Shyam, J.W. Jones, H. Mayer, J.V. Lasecki, J.E. Allison, "Effects of microstructure and temperature on fatigue behavior of E319-T7 cast aluminum alloy in very long life cycles", *International Journal of Fatigue* vol. 28, pp. 1566–1571 Abr. 2006.
22. W.W. Bose-Filho, E.R. de Freitas, V.F. da Silva, M.T. Milan, D. Spinelli, "Al–Si cast alloys under isothermal and thermomechanical fatigue conditions", *International Journal of Fatigue* vol. 29, pp. 1846–1854 Ene. 2007.
23. X. Zhu, J.W. Jones, and J.E. Allison, "Effect of Frequency, Environment, and Temperature on Fatigue Behavior of E319 Cast Aluminum Alloy Stress-Controlled Fatigue Life Response", *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International* Sep. 2008.
24. Markus Bern Grieba, Hans-Jürgen Christ, Burkhard Plege, "Thermomechanical fatigue of cast aluminium alloys for cylinderhead applications – experimental characterization and life prediction", *Procedia Engineering* vol. 2, pp. 1767–1776 Mar. 2010.

CAPITULO 3

ALEACIONES VACIADAS DE ALUMINIO Y SU COMPORTAMIENTO BAJO CONDICIONES DE FATIGA MECÁNICA.

3.1 Aleaciones de Aluminio – Silicio - Cobre

Las aleaciones aluminio – silicio para vaciado corresponden a las serie AA 3xx.x de acuerdo a la Asociación Americana del Aluminio. El principal elemento aleante en estos sistemas es el silicio además de cobre y magnesio como elementos aleantes secundarios. El segundo y tercer dígito en la nomenclatura hacen referencia a variantes dentro del mismo sistema de aleación y el que se encuentra después del punto decimal se refiere a la forma en la que se presenta el material. Dentro de los diferentes grupos de aleaciones de aluminio, las aleaciones con silicio son las más utilizadas gracias a su excelente fluidez y a la amplia gama de propiedades mecánicas que pueden ser obtenidas con variaciones menores en los parámetros de tratamiento térmico. La serie 3xx.x puede ser subdividida a su vez en aleaciones tratables y aleaciones no tratables térmicamente dependiendo del contenido de cobre, magnesio y níquel que contengan¹.

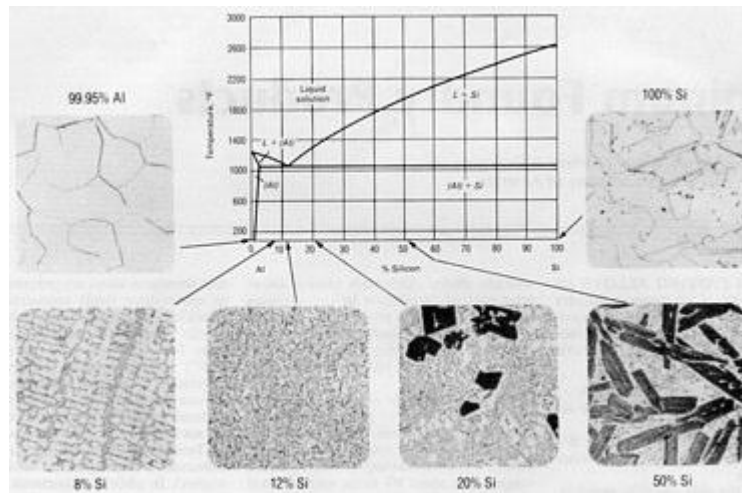


Figura 3.1 Diagrama de fases Aluminio – Silicio y microestructuras típicas de una aleación vaciada a diferente composición de silicio. El punto eutéctico se ubica alrededor del 12 % de Si².

3.2 Características microestructurales de las aleaciones aluminio – silicio.

A continuación se detallan los efectos de las características microestructurales de esta familia de aleaciones y las variables de proceso asociadas a las mismas.

3.2.1 Tamaño de grano

Es preferible que el tamaño de grano sea equiaxial, fino y con la mayor uniformidad posible. Esta condición mejora por mucho las propiedades mecánicas de la aleación, su resistencia al desgarre en caliente o agrietamiento por contracción y un mejor aspecto superficial después del maquinado. Al refinar la estructura, el efecto se traduce en un menor grado de segregación y una distribución homogénea de defectos tales como porosidad por gas o micro rechupes. El tamaño de grano se ve influenciado principalmente por la velocidad de solidificación pero existen procedimientos de metalurgia secundaria tales como la adición de aleaciones maestras de titanio – boro para lograr una efectiva refinación³.

3.2.2 Modificación de la fase eutéctica aluminio-silicio.

La modificación de la fase eutéctica aluminio – silicio brinda a las aleaciones de la serie 3xx.x una mejora substancial en sus propiedades

físicas, químicas y mecánicas por lo cual, y para la mayoría de las aplicaciones de ingeniería, la modificación es una condición obligatoria. El objetivo de la modificación es transformar la morfología del eutéctico Al – Si de una estructura con forma de placas con aristas a una con morfología fibrosa o de tipo coral, figura 3.2. Existen dos formas de obtener esta modificación; mediante una rápida velocidad de solidificación o mediante la adición de ciertos elementos químicos del grupo I y IIA de la tabla periódica. Los elementos que han demostrado ser excelentes modificadores son el estroncio y el sodio, pero existen muchos otros³.

3.2.3 Estructura dendrítica y espaciamiento dendrítico secundario

Los sistemas de aleación de la familia 3xx.x presentan solidificación del tipo dendrítico. El proceso de solidificación se lleva a cabo con la formación de dendritas dentro de una mezcla sólido – líquido. El volumen entre los brazos de las dendritas primarias es llamado celda eutéctica y la distancia entre los brazos secundarios de las dendritas se conoce como espaciamiento dendrítico secundario o EDS. El tamaño y espaciamiento de las dendritas están definidos por la velocidad de solidificación y su tamaño está ligado directamente con la respuesta mecánica de las aleaciones³, Figura 3.3. El tamaño de los diferentes micro-constituyentes se relaciona con la velocidad de solidificación y varía en función de las condiciones de fabricación, Figura 3.4.

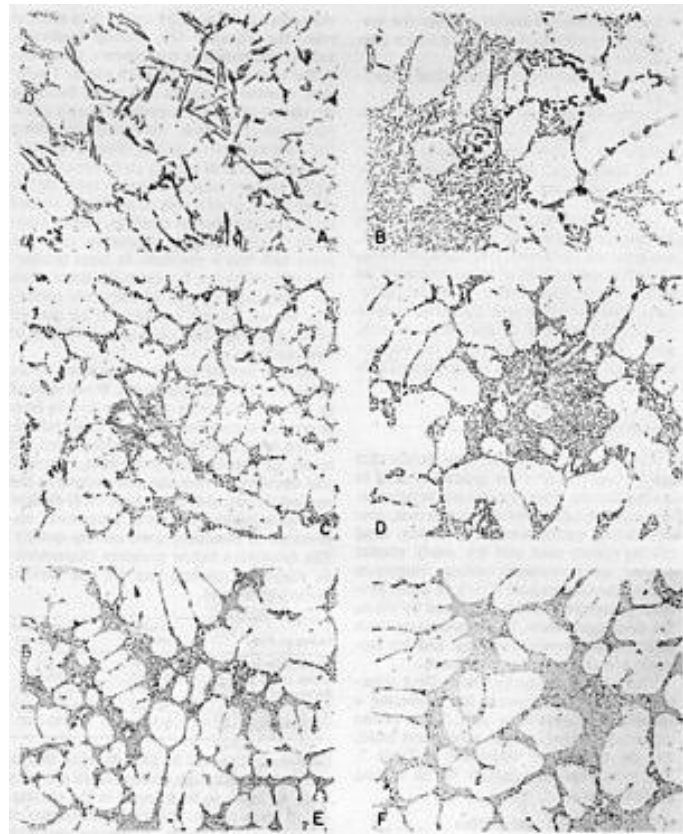


Figura 3.2 Variación de la modificación del eutético en una aleación aluminio - silicio de totalmente no modificada (A) hasta completamente modificada (F).

Estructuras en condición de vaciado².

3.2.4 Constituyentes intermetálicos.

En todas las aleaciones de aluminio se encuentran presentes impurezas que forman constituyentes intermetálicos que tienen un efecto negativo especialmente sobre la fluidez de la aleación, sus propiedades físicas y mecánicas. La remoción de estos constituyentes suele ser muy costosa, es por esto que se trata de mantener los contenidos de los mismos a un mínimo desde la fabricación de la aleación⁵.

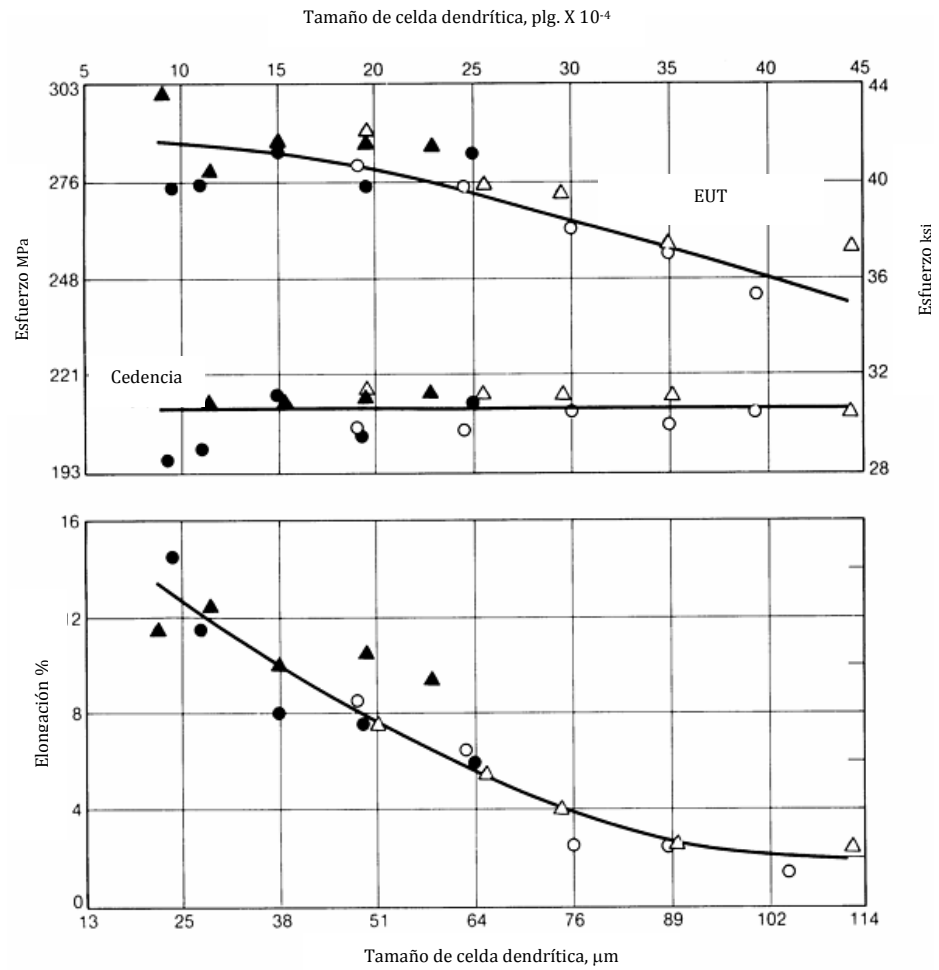


Figura 3.3 Variación del esfuerzo último y la elongación en función del tamaño de celda dendrítica².

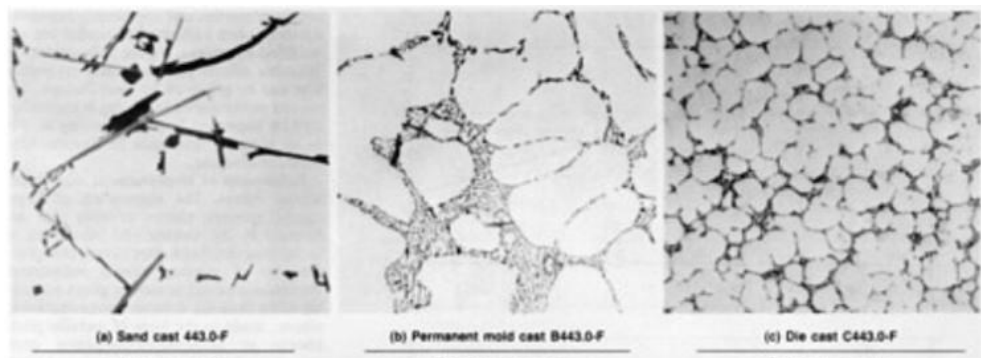


Figura 3.4 Microestructuras resultantes en una aleación aluminio con 5% de silicio solidificada a partir de tres diferentes procesos, figura izquierda, moldeo en verde, figura centro, molde permanente y figura derecha vaciado por inyección².

3.2.5 Porosidad por gas y microrechupes.

En los procesos de fundición de aluminio y otros metales existen innumerables factores que contribuyen a la presencia de porosidad y microrechupes dentro de las piezas vaciadas. En primer lugar se tiene el hidrógeno, que presenta una alta solubilidad en aluminio líquido mas no en el sólido y que una vez disuelto es muy difícil de remover. Este gas será expulsado durante el proceso de solidificación dando lugar a la generación de poros, el tamaño y distribución de los mismos varía en función de la razón de enfriamiento siendo estos de mayor tamaño en zonas o procesos con velocidades de solidificación lentas. Es de esperarse que procesos de moldeo en arena presenten porosidades más altas que los procesos en moldes semipermanente o metálicos. Por otro lado, la alta tasa de contracción de las aleaciones de aluminio en su paso de líquido a sólido hace que éstas aleaciones sean propensas a formar rechupes. Es común entonces que la alimentación del líquido interdendrítico se vea reducida por variables geométricas de la pieza vaciada o por gradientes térmicos provocando microrechupes⁶. La porosidad en general reduce las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio y es el sitio de nucleación principal en grietas de fatiga.

3.2.6 Tratamiento térmico de aleaciones de aluminio.

El conjunto de prácticas que se emplean para modificar la estructura y lograr la mejor combinación posible entre las propiedades mecánicas y físicas mediante ciclos controlados de calentamiento y enfriamiento se conoce como tratamiento térmico. El objetivo primario cuando se realiza un tratamiento térmico es generalmente alcanzar una de las siguientes características:

1. Incrementar la dureza.
2. Incrementar la resistencia mecánica del material.
3. Estabilizar propiedades físicas y mecánicas.
4. Estabilizar dimensionalmente las piezas a tratar
5. Releva esfuerzos generados durante el procesamiento previo.

Es importante mencionar que no todas las aleaciones de aluminio son tratables térmicamente. Para que una aleación sea susceptible al tratamiento térmico debe contener ciertos elementos de aleación en las cantidades adecuadas. El cobre y el magnesio, dada su alta disponibilidad y buena eficiencia son por mucho los elementos endurecedores más utilizados en la industria aunque existen otros que incluso son más efectivos pero no son comercialmente viables. Ejemplos de tales elementos son la plata, el níquel y algunas tierras raras como el escandio.

Las aleaciones de aluminio tratables térmicamente incrementan sus propiedades por un mecanismo de endurecimiento por precipitación. La secuencia general de tratamiento térmico en aleaciones de aluminio se compone de tres etapas que serán descritas a continuación.

3.2.7 Tratamiento térmico de solución.

El tratamiento de solución es la primera etapa del ciclo completo de tratamiento térmico de aleaciones de aluminio y consiste en llevar la mayor cantidad de elementos endurecedores a solución sólida homogénea de tal forma que estos elementos sirvan de agentes endurecedores como resultado de su posterior precipitación durante la etapa de envejecido. Adicionalmente se pueden emplear tiempos de solución prolongados para afectar la morfología de la fase eutéctica de aluminio – silicio y del resto de los microconstituyentes que no se puede disolver usualmente con el fin de reducir su efecto negativo en las propiedades físicas o mecánicas de la aleación.

3.2.8 Temple

La etapa de solución debe ser inmediatamente seguida por un proceso de temple que busca retener la mayor cantidad posible de los elementos endurecedores en solución sólida. Como regla general, a mayor velocidad de temple mejores serán las propiedades mecánicas que se obtendrán al finalizar el tratamiento de envejecido, sin embargo debe tenerse en cuenta que en la mayoría de los casos una rápida velocidad de temple puede generar distorsiones en piezas con geometrías complejas e incluso puede llegar a generar agrietamiento en zonas de masas disímiles y una mayor cantidad de esfuerzos residuales. Esta etapa genera una solución sólida supersaturada (SSSS) que es la condición óptima para la etapa final del procesamiento térmico.

3.2.9 Endurecimiento

Después de la solución y el temple, el exceso de micro-constituyentes tenderá a precipitar en función del tiempo y producirá endurecimiento como resultado del incremento en la densidad de dislocaciones en el material. Este proceso puede ser llevado a cabo a temperatura ambiente (envejecimiento natural) o a temperatura elevada en un horno (envejecido artificial). Siendo este un proceso cinético, a temperaturas bajas se requiere de un tiempo mayor para lograr las máximas propiedades. Es importante aclarar que el envejecimiento natural produce propiedades muy por debajo de las que se pueden obtener a altas temperaturas.

3.2.10 Clasificación de tratamientos térmicos para aleaciones de aluminio de fundición.

Las diferentes combinaciones de temperaturas y tiempos de cada una de las etapas de los tratamientos térmicos utilizados en aleaciones de aluminio dan como resultado diferentes niveles de propiedades físicas y mecánicas. En otros casos, se aprovecha el calor que las piezas tienen como resultado de su procesamiento previo para evitar típicamente la etapa de solución. A continuación se describen las condiciones de tratamiento

térmico para aleaciones de aluminio de fundición más comunes en la industria automotriz.

- F. Condición de vaciado (sin tratamiento térmico)
- T1. Templado desde temperatura de procesamiento seguido por un envejecido natural
- T5. Templado desde temperatura de procesamiento seguido por un envejecido artificial. Las temperaturas típicas de envejecido para los sistemas Al – Cu – Mg varía desde los 190 hasta los 210°C.
- T6. Solubilizado y templado seguido por un envejecido artificial hasta lograr resistencia y dureza máximas. En esta condición la ductilidad es mínima. Las temperaturas típicas de envejecido para lograr un T6 en aleaciones Al – Cu – Mg varía desde los 190 hasta los 210°C.
- T7. Solubilizado, templado seguido por un sobre-envejecido artificial hasta lograr una condición de estabilidad tanto en propiedades mecánicas como dimensionalmente. Las temperaturas típicas de sobre-envejecido para un sistema Al – Cu – Mg varían desde los 220 hasta los 250°C.

3.3 Fatiga en aleaciones de aluminio para fundición.

3.3.1 Introducción.

Las aleaciones de aluminio para fundición ven afectado su comportamiento a la fatiga debido a la influencia de dos factores principales: defectos de fabricación mayores, tales como juntas frías, rechupes, inclusiones no metálicas, y defectos microestructurales tales como microporosidad, microrechupes y óxidos inherentes al proceso de vaciado^{11-13, 17, 26, 27, 30, 32, 37, 48, 54}. Se ha demostrado que cuando estos defectos se encuentran en las piezas vaciadas se vuelven factor determinante en la nucleación de grietas de fatiga, ensombreciendo a las características microestructurales que ofrecen un mejor desempeño a fatiga y al resto de las propiedades mecánicas^{18, 26, 37, 48}.

El espaciamiento dendrítico secundario (EDS) se relaciona con la velocidad de solidificación en aleaciones aluminio – silicio. Es un hecho conocido que las mejores propiedades a tensión monotónica se obtienen a valores de EDS bajos. La mayoría de los parámetros microestructurales como lo son el tamaño de grano y la distribución de segundas fases se ven afectados por la velocidad de solidificación; una velocidad de solidificación alta promueve mejores propiedades a tensión ya que adicionalmente los defectos, la distribución de porosidad y el tamaño máximo de poro disminuyen lo cual resulta en una marcada mejora no solo en propiedades mecánicas sino también en las propiedades físicas y químicas de las aleaciones. La figura 3.5 muestra como el tamaño máximo de poro en una aleación de aluminio disminuye conforme la razón de enfriamiento decrece.

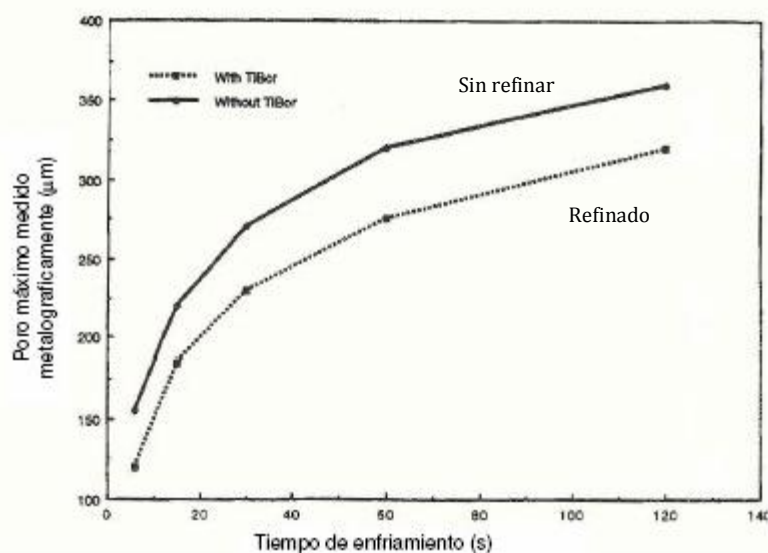


Figura 3.5. Variación del poro máximo medido metalográficamente en una aleación A356 a un dado contenido de hidrógeno³⁰.

3.3.2 Fundamentos del comportamiento a fatiga en aleaciones de aluminio.

El mecanismo de falla por fatiga se divide en tres diferentes etapas¹⁰:

1. Acumulación de daño plástico cuando un material es sujeto a deformación cíclica.
2. Iniciación de grietas.
3. Propagación de grietas.

El desarrollo de estos mecanismos está altamente influenciado por la microestructura de las aleaciones de aluminio la cual otorga diferentes características a cada etapa del proceso, dado este hecho, es importante encontrar una buena correlación entre la microestructura y la vida de fatiga para cada caso en particular¹⁰.

A diferencia de los aceros, las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación no muestran una clara correlación entre las propiedades a tensión y las propiedades a fatiga¹⁰ incluso en condiciones de T6 o T7, usualmente las propiedades a fatiga son inferiores a las que se observan bajo cargas axiales estáticas.

Cuando un material es sometido a esfuerzos cíclicos, en la mayoría de los casos el inicio de las grietas de fatiga se da en la superficie, reconociendo tres diferentes tipos de sitios de nucleación:

1. Bandas persistentes de deslizamiento (PSB).
2. Fronteras de grano.
3. Inclusiones superficiales debido a segundas fases o defectos de fabricación.

Cualquier variación microestructural que se encuentre presente en la superficie dará como resultado un sitio preferencial de nucleación de grietas de fatiga. Las bandas persistentes de deslizamiento se consideran la forma de nucleación más común y probablemente se encuentre asociada a las demás formas de nucleación de grietas¹⁰.

Entonces, el proceso de falla por fatiga puede ser dividido en 5 etapas¹⁰:

1. Deformación cíclica plástica anterior al inicio de grieta. (Acumulación de daño plástico)
2. Nucleación de microgrietas.
3. Propagación y coalescencia de microgrietas.
4. Propagación de grietas a tamaño macroscópico.
5. Falla final.

3.4 Efecto de los parámetros microestructurales sobre las propiedades a fatiga.

Como se ha mencionado anteriormente, la microestructura tiene una marcada influencia sobre como se desarrolla el proceso de fatiga en las aleaciones vaciadas de aluminio – silicio. Al aumentar el contenido de silicio las propiedades mecánicas se incrementan, pero conforme este contenido se aproxima al punto eutéctico el modo de iniciación y propagación cambia⁵². Cuando se ensaya una aleación con una composición química alrededor del punto eutéctico, el principal sitio promotor de grietas es el silicio primario y la propagación se da principalmente a través de estos constituyentes. La forma de propagación de las grietas de fatiga estará entonces en función del contenido de silicio y demás constituyentes intermetálicos, principalmente fases de hierro y cobre^{31, 51, 56}.

Wickberg y coautores¹², realizaron estudios en una aleación vaciada de aluminio Al7SiMg y encontraron que la resistencia a la fatiga está fuertemente influenciada por la razón de enfriamiento. El desempeño de la aleación se ve afectado por la relación existente entre la razón de enfriamiento, la cantidad y tamaño de la porosidad y de segundas fases. El efecto de la porosidad es mayor que el efecto que produce el precipitado β con forma de placa de FeSiAl₅. También consideran que cuando el tamaño del defecto es grande, el tiempo de nucleación de grietas es muy reducido y la mayor parte de la vida en fatiga transcurre durante la propagación de la grieta.

Estudios de Surappa y coautores¹³ relacionan el efecto de la porosidad con las propiedades mecánicas en aleaciones Al7Si0.3Mg con y sin modificación. Como resultado de sus estudios establecen que el poro de mayor tamaño, Figura 3.6, medido directamente sobre las superficies de fractura en ensayos de tensión es el que ejerce mayor influencia sobre el comportamiento mecánico, en lugar del valor promedio medido de porosidad, ya sea obtenido mediante procedimientos metalográficos o derivados de la medición de la densidad de las piezas vaciadas.

Diferentes estudios^{19, 26, 27, 37, 48} en las aleaciones de aluminio vaciadas sujetas a cargas fluctuantes han indicado que al sobrepasar el EDS un determinado tamaño crítico los principales promotores de la fractura cambian, iniciando principalmente en los defectos de vaciado y propagándose a través de la microestructura por la zonas con mayor densidad de defectos. En especímenes que han solidificado a velocidades de enfriamiento que dan como resultado un EDS superior a 25 μm , el principal defecto que ocasiona la nucleación de grietas de fatiga es la porosidad, además se debe considerar no sólo su tamaño sino también su orientación y posición cerca de la superficie del espécimen. En orden de influencia después de la porosidad se encuentran las inclusiones, principalmente de óxidos y, si estos defectos se reducen como resultado del refinamiento de la microestructura con un EDS menor a 25 μm , la principal causa de la reducción de la vida de fatiga recae sobre las características microestructurales como son las segundas fases, principalmente microconstituyentes ricos en Fe y Cu, así como también el eutéctico de silicio, que al no tener una coherencia con la matriz, es la interfase entre la misma y los precipitados un sitio preferencial de nucleación de fallas por fatiga⁵⁵.

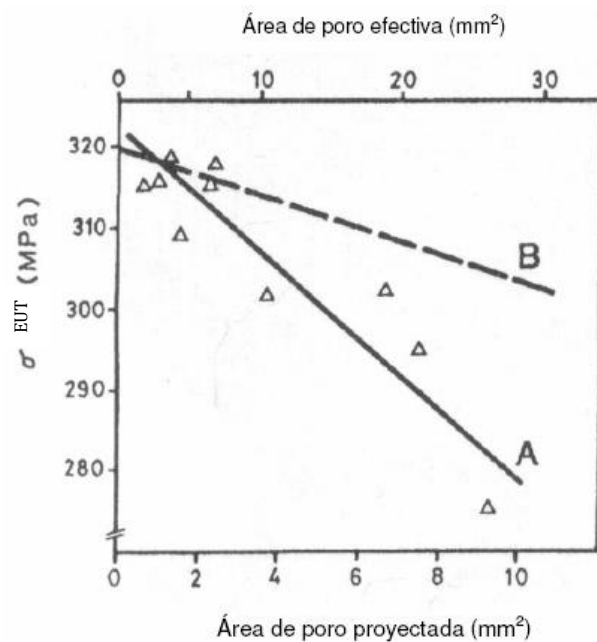


Figura 3.6. Variación del esfuerzo último con la porosidad en la fractura A es la línea de la regresión y B es la resistencia esperada debido a la reducción de carga¹³.

El comportamiento del efecto de las características microestructurales y defectos de vaciado ha sido estudiado por muchos investigadores^{10, 17, 26, 27, 45} tratando de relacionar el tamaño, tipo y distribución de los mismos sobre las propiedades a fatiga e intentando modelar el comportamiento a fatiga a partir de mediciones sencillas realizadas dentro de un laboratorio metalográfico; algunos de estos estudios se discutirán a continuación.

3.4.1 Efecto de los defectos de vaciado sobre las propiedades a fatiga.

Diversos trabajos se han desarrollado para tratar de valorar el efecto de la porosidad como principal defecto promotor de fallas de fatiga. C. M. Sonsino y coautores¹⁴ evaluaron el efecto del grado de porosidad de 0 a 8 según el estándar ASTM E155-79 en una aleación de aluminio endurecida por precipitación tipo GAl7Si0.6Mg y una no endurecida por precipitación tipo GAl11SiMg-Sr sobre la resistencia a fatiga. Encontraron que la resistencia a la tensión, cedencia, dureza y la elongación plástica a la fractura, decrecen en la aleación no endurecible como resultado de sus diferencias microestructurales. En cambio, la diferencia en la resistencia a fatiga en especímenes que no tienen muescas se reduce alrededor de 17% en el límite de fatiga para ambos tipos de aleaciones; es decir, el efecto de las características microestructurales se ve opacado por los defectos de vaciado que reducen la vida a fatiga en la misma proporción independientemente de sus características microestructurales. Los poros encontrados en estas pruebas van desde 0.3 mm en tamaño hasta 0.6 y 1 mm respectivamente para los grados 0, 4 y 8. Se establece una clara dependencia del límite de fatiga con la porosidad para ambas aleaciones.

En 1994 Odegard y coautores¹⁵ realizaron estudios con una aleación A356 en especímenes con y sin defectos. Las condiciones de ensayo fueron en material en condición de vaciado y sometido a un tratamiento tipo T6. Las muestras fueron obtenidas directamente de la piezas vaciada y consideraron un 1.0% de porosidad en volumen para la condición con defectos. La condición libre de defectos se obtuvo por el proceso de enfriamiento directo y una tercera condición similar a la segunda sólo que se añade una etapa de

extruido para modificar el tamaño de grano. El material que contiene defectos tipo poro, presenta una reducción en resistencia a la fatiga a 1×10^6 ciclos de alrededor de 20%. Los sitios de nucleación son principalmente defectos de vaciado y la mayoría de la vida en fatiga transcurre en la propagación de la grieta a través la muestra hasta la falla. En los materiales libres de defectos se muestra una mayor densidad de líneas persistentes de deslizamiento como resultado de una más homogénea distribución de la deformación. Los sitios de nucleación de falla en estos materiales ocurren en los puntos triples interdendríticos. Se registra un incremento en la vida a fatiga como resultado de la formación y crecimiento de bandas persistentes de deslizamiento hasta dar como resultado la nucleación de la grieta. Las condiciones de ensayo fueron una razón de esfuerzo de $R=0.1$ a una frecuencia de 20 Hz. En dicho trabajo también se presenta un modelo para predecir la vida a fatiga utilizando un análisis de mecánica de fractura lineal elástica que relaciona el efecto del tamaño de los poros y su distancia a la superficie del espécimen contra el espaciamiento entre los mismos y toma como referencia que la vida de fatiga transcurre principalmente en la propagación de la grieta hasta la fractura, es decir, supone que la grieta ya existe (en forma de defecto de vaciado) al inicio de las pruebas.

3.4.2 Efecto de la temperatura sobre las propiedades a fatiga en aleaciones vaciadas de aluminio.

Las cabezas de motor experimentan principalmente dos tipos de daño en servicio: fatiga a bajo ciclo (LCF) y fatiga termomecánica (TMF) resultante de los ciclos de encendido y apagado. Sin embargo la fatiga de alto ciclo (HCF) se encuentra también presente durante la operación normal del componente y es causada primordialmente por las variaciones de presión en la cámara de combustión que originan esfuerzos alternantes debido a la variación en la presión de los gases.¹⁶

Con el aumento de la temperatura de trabajo en los componentes automotrices de 170 a 200°C aproximadamente, Engler y coautores¹⁶ realizaron un estudio comparativo del comportamiento a fatiga a alta temperatura de aleaciones de aluminio tipos A319 y A356 y de las mismas

aleaciones con modificaciones en el contenido de Fe en la A319 y en el contenido de Cu en la A356 variando la condición de tratamiento térmico a una razón de carga de $R = -1$ a una frecuencia de 40 Hz. Los resultados obtenidos entre las aleaciones muestran que el grupo con modificación en la composición química bajo ensayos tensiles es muy similar a pesar del tratamiento térmico. El tratamiento que se aplicó es un T64 para la aleación denominada AS7GU (similar a una A356 pero con 0.5% de Cu) y un T6 para la aleación A356; para las aleaciones A319 (contenido de Fe de 0.8%) y W319 (contenido de Fe de 0.4%) se procesaron con un tratamiento T7.

En fatiga de alto ciclo se ensayaron especímenes a temperatura ambiente y a 150°C. Los resultados se presentan en la figura 3.7 en una escala doblemente logarítmica siguiendo la relación de Basquin¹⁶,

$$S_a = CxN_f^b \quad 3.1$$

donde S_a es la amplitud de esfuerzo, N_f es el número de ciclos a falla y C y b son parámetros empíricos. Esta relación se utiliza para identificar las diferencias entre las vidas promedio de las aleaciones. En ambas condiciones de ensayo las aleaciones A356 con tratamiento térmico T6 y la AS7GU con tratamiento térmico T64 muestran un desempeño superior cuando se comparan los resultados con los de las aleaciones sin tratamiento térmico, relacionado con su mayor resistencia a la tensión como resultado del procesamiento térmico, además se observa una menor dispersión en los resultados. Estos resultados también se deben a la menor cantidad de porosidad, con poros promedio medidos sobre la superficie de fractura en A356 T6 de 83 μm y de 170 μm para la A319 T64. La dispersión en los valores de fatiga de las aleaciones 319 puede estar relacionada al contenido de intermetálicos de Fe en su microestructura¹⁶.

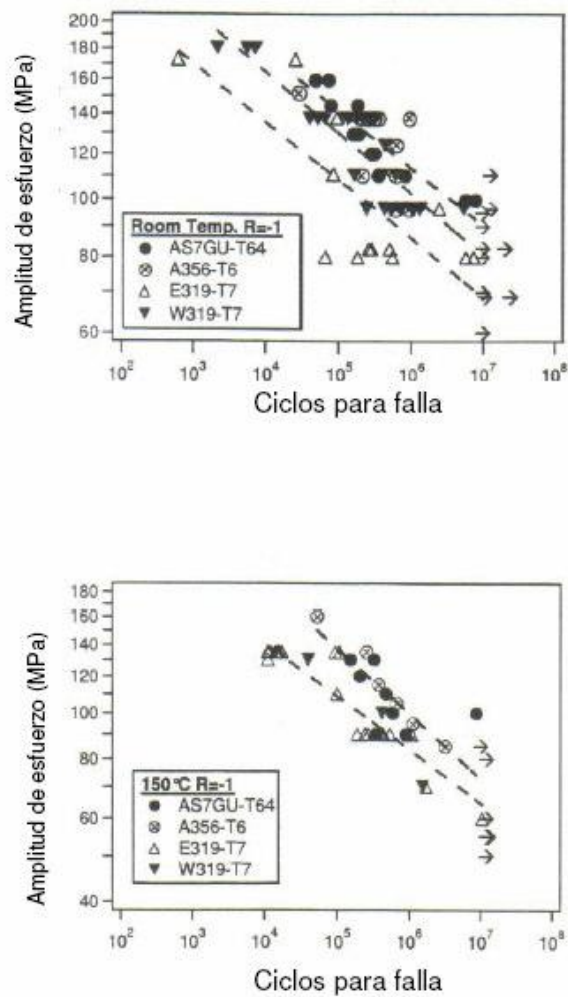


Figura 3.7 Vida en fatiga para las condiciones de temperatura ambiente, arriba y a 150° C, abajo¹⁶.

3.5 Estudios sobre el comportamiento a fatiga en aleaciones A356

La mayoría de los trabajos que se han realizado para estudiar el comportamiento bajo cargas cíclicas en aleaciones de aluminio vaciadas es sobre aleaciones Al – Si – Mg debido a su extensa aplicación dentro de la industria automotriz. Solo algunos investigadores han realizado trabajos para conocer el comportamiento de las aleaciones Al – Si – Cu^{35, 37, 44}. En el caso de aleaciones hipereutéticas Al - Si la cantidad de trabajos sobre fatiga son aún menores. En estudios de Zhang y coautores¹⁷⁻²⁵ sobre una aleación A356 muestran la relación que existe entre las propiedades de fatiga y sus parámetros microestructurales. Las grietas por fatiga generalmente inician

en defectos de vaciado cuando el EDS se encuentra en el rango de 22 a 30 μm . Cuando el EDS es menor a 22 μm , las grietas inician en el eutéctico de silicio, figura 3.8, usualmente en un área cercana a la superficie y la vida de fatiga es muy similar y comparable a las ocasiones en las cuales la grieta inicia sobre alguno de los microconstituyentes o defecto de vaciado de un tamaño similar. Cuando en la condición de ensayo el EDS se encuentra en valores por encima de los 30 μm , la porosidad se vuelve el factor dominante actuando como sitio de nucleación preferencial para las grietas de fatiga, debido a la relación que existe entre la velocidad de solidificación y la cantidad y tamaño de los poros, Figura 3.5¹⁷⁻²⁴. Desde el punto de vista de vida de fatiga en estos estudios, se determinó que la propagación de la grieta a través del espécimen domina el proceso de fatiga en bajo ciclo (LCF) y el inicio de grieta domina en fatiga de alto ciclo. Conforme la velocidad de solidificación disminuye, el tamaño de los poros aumenta, cuando el EDS pasa de 28 a 48 μm , el tamaño de poro aumenta de 80 a 700 μm en promedio. En mediciones metalográficas se encontraron poros de hasta 50 μm en zonas con EDS entre los 15 y 30 μm .

El efecto de la modificación con estroncio y su relación con el contenido de hidrógeno sobre el comportamiento a fatiga fue observado en una aleación A356 en ensayos de fatiga con carga axial a una razón de esfuerzo $R = 0.1$ ^{20, 21}. Los resultados indican que las aleaciones sin modificación muestran una mejor resistencia a la fatiga debido a una menor porosidad, a pesar de la mejora en el comportamiento en tensión estática¹⁷⁻²⁴.

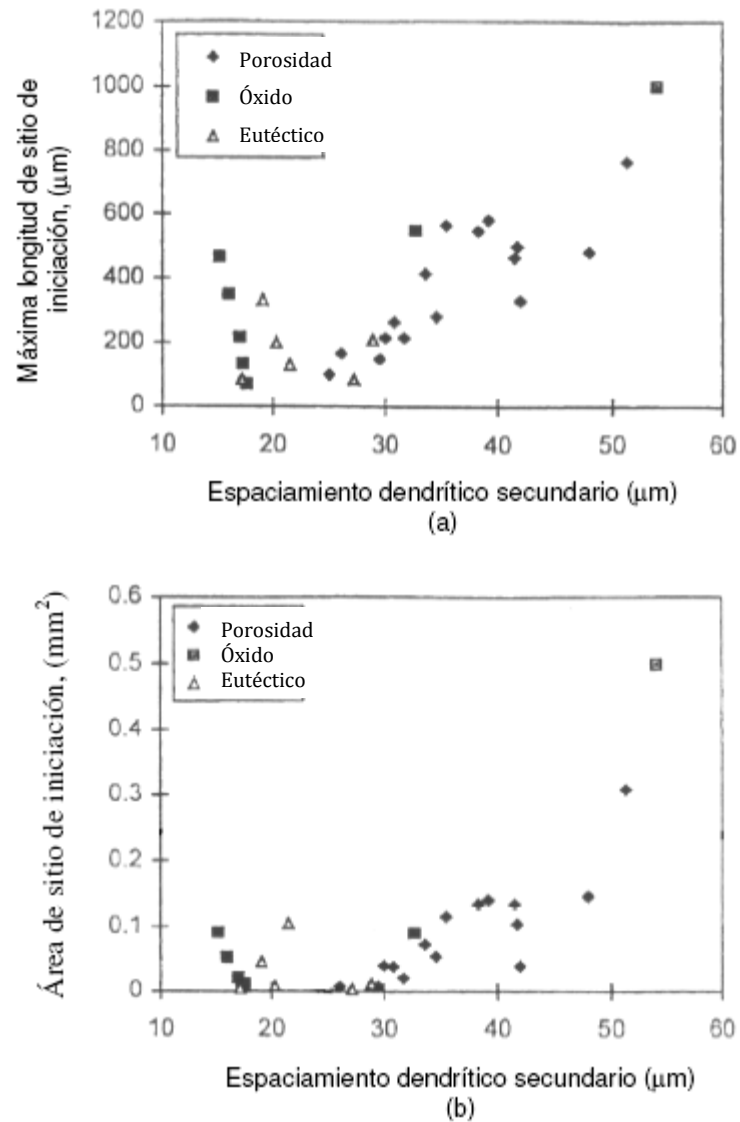


Figura 3.8. Dimensiones de los sitios de iniciación en fatiga axial, a) longitud y b) área¹⁸.

El hecho de que aumente la cantidad de porosidad como resultado de la adición de modificadores da lugar a que las propiedades a fatiga disminuyan siendo esto perjudicial para el desempeño, aún con la mejora que esto puede representar para las propiedades tensiles estáticas.

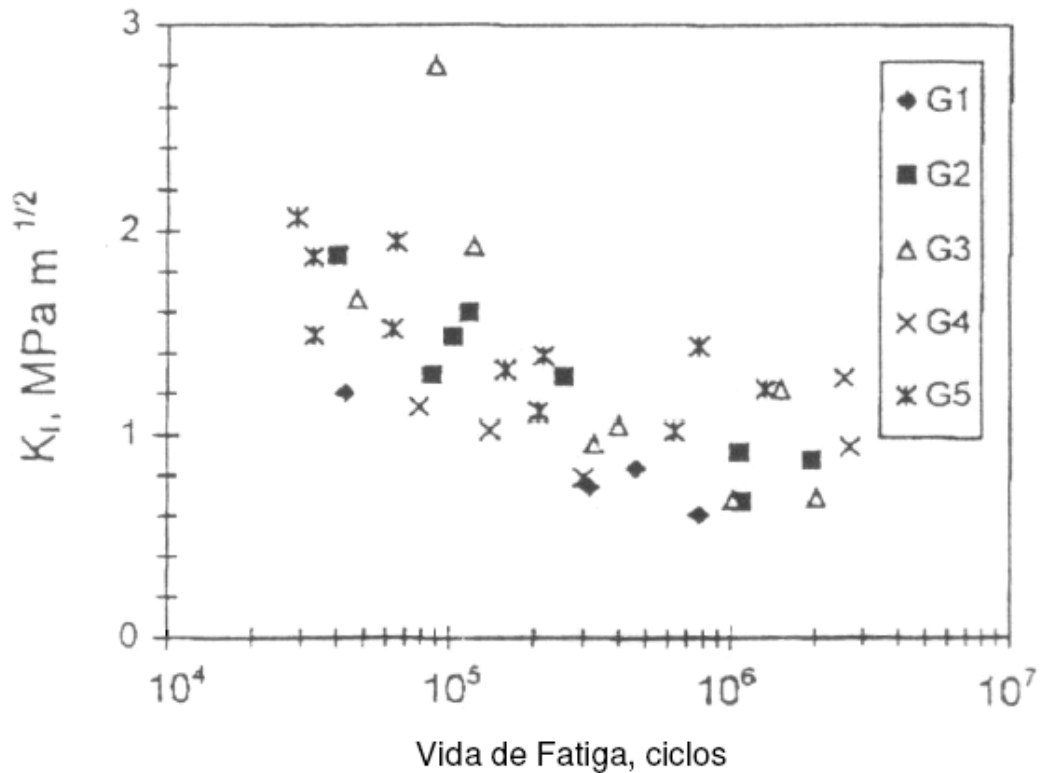


Figura 3.9 Vida de fatiga en función del factor de intensidad de esfuerzos²¹.

La figura 3.9 muestra la relación de la vida de fatiga y el factor de intensidad máxima de esfuerzo K_I y se calcula como un modelo de MFLE³².

$$K_I = \beta \sigma_a \sqrt{\pi a} \quad 3.2$$

Donde:

a es la longitud máxima del sitio de nucleación de falla,

σ_a es la amplitud de esfuerzo aplicado,

β es un coeficiente que vale 0.5 cuando el sitio de nucleación es un poro o 0.65 cuando el sitio de nucleación es un microconstituyente de la aleación.

La vida de fatiga aumenta conforme el factor de intensidad de esfuerzo disminuye, aunque se encuentra mucha dispersión. En la figura 3.9 se aprecia que la condición G1, sin modificar, es la que menores valores de factor de intensidad de esfuerzo presenta para una amplitud de esfuerzo dada²⁰. A condiciones de esfuerzo alto, la vida de fatiga transcurre casi

exclusivamente en la propagación de la grieta. Cuando el esfuerzo es alto, la grieta de fatiga inicia casi de manera instantánea (incluso es común suponer que la grieta se encuentra presente antes de iniciar los ciclos de carga) y la vida total de fatiga consiste casi enteramente en la propagación de la grieta²¹⁻²⁴.

La vida por propagación de grietas de fatiga puede ser relacionada al tamaño de la porosidad, figura 3.10 y figura 3.11, para vidas de fatiga menores a 1×10^6 ciclos, pero para vidas mayores, el efecto de la forma del poro y la presencia de grietas pequeñas debe ser tomado en cuenta²⁵.

Cuando el material se somete a un proceso de presión isostática en caliente (HIP) en condiciones de modificado y sin modificar se observa que, en ausencia de porosidad, las aleaciones modificadas muestran una mayor resistencia a la fatiga que las no modificadas²⁰.

En aleaciones con alto contenido de silicio y cuando la porosidad es reducida a un cierto tamaño crítico, el punto de nucleación de las grietas dependerá de otro parámetro microestructural. Trabajos de Lee y coautores²⁸, y de Major²⁹ en aleaciones Al₁₂Si_{0.35}Mg modificadas y sin modificar demuestran que la vida en fatiga está relacionada al tipo de eutéctico, modificado y sin modificar, de tal manera que la vida a fatiga aumenta conforme se incrementa el nivel de modificación del eutéctico de silicio y se controla la cantidad de defectos de vaciado presentes en la estructura. Otros trabajos también encuentran esta relación cuando la porosidad disminuye a niveles muy bajos, Gall y coautores³¹ encuentran que con porosidad del orden de 0.01% la fractura se propaga casi exclusivamente a través de las celdas dendríticas Al-1%Si y sigue precipitados a Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂, si estos se encuentran en el frente de trayectoria de la fractura.

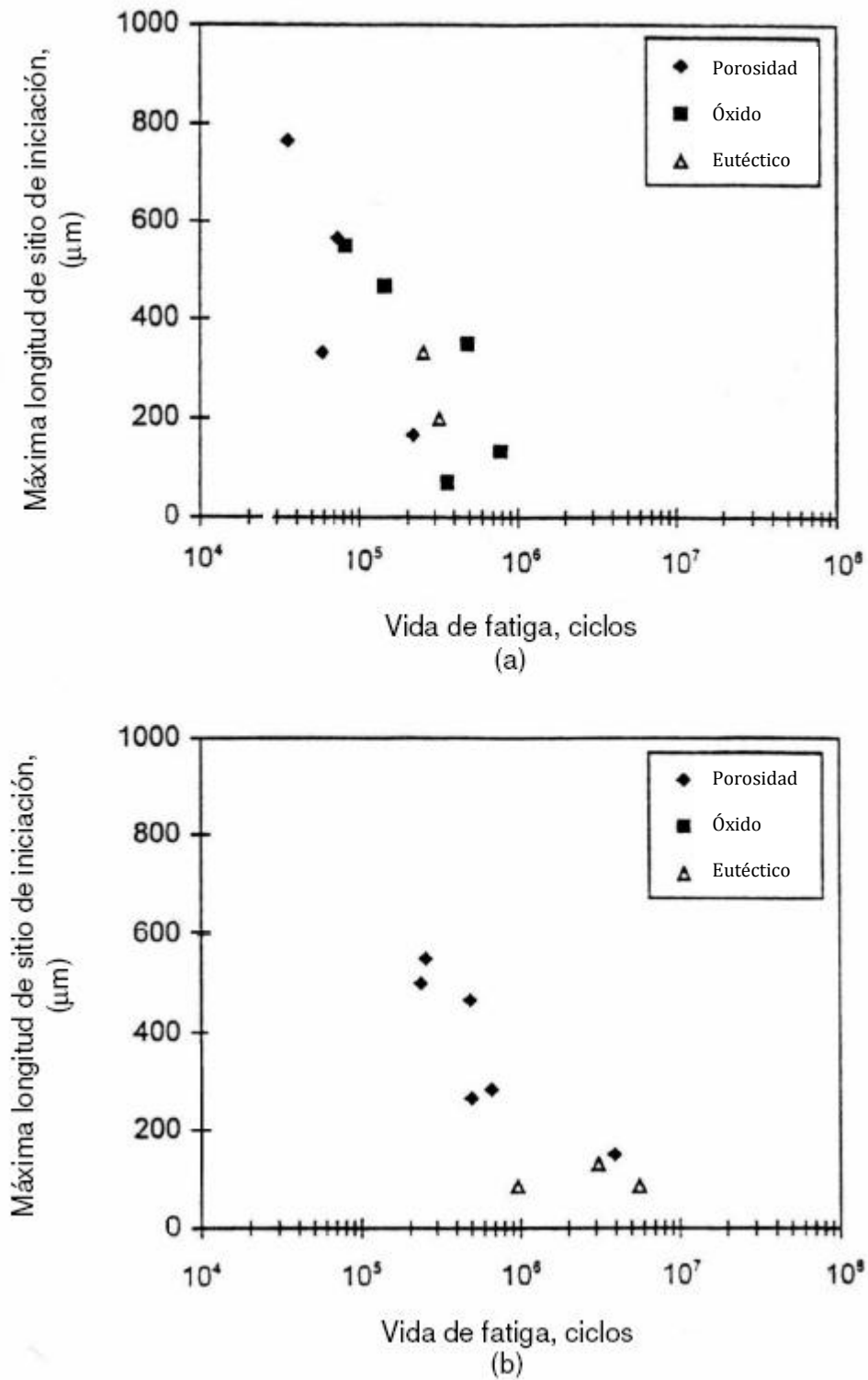


Figura 3.10 Vida de fatiga en función del tipo de defecto de iniciación y su longitud²².

Wang y coautores⁴⁰ ensayaron especímenes con superficie de vaciado producidas por el proceso de inyección a alta presión (HPDC) en máquinas de flexión rotativa para estimar el efecto de diferentes elementos

aleantes en las principales aleaciones vaciadas de aluminio. Encontraron que el efecto principal sobre el comportamiento a fatiga es el silicio. Este efecto se debe a la relación que guarda el silicio sobre la fluidez de la aleación que evita que se produzcan una mayor cantidad de defectos durante el vaciado de las piezas que actuarán posteriormente como sitios de nucleación de grietas, esto se cumple siempre y cuando se asegure la ausencia de defectos mayores a los principales parámetros microestructurales, que dependen de las condiciones de solidificación⁴⁸.

Es posible mejorar la vida de fatiga reduciendo los defectos microestructurales, pero sólo hasta cierto punto, cuando algún otro tipo de característica microestructural actúa como sitio de nucleación⁴⁸.

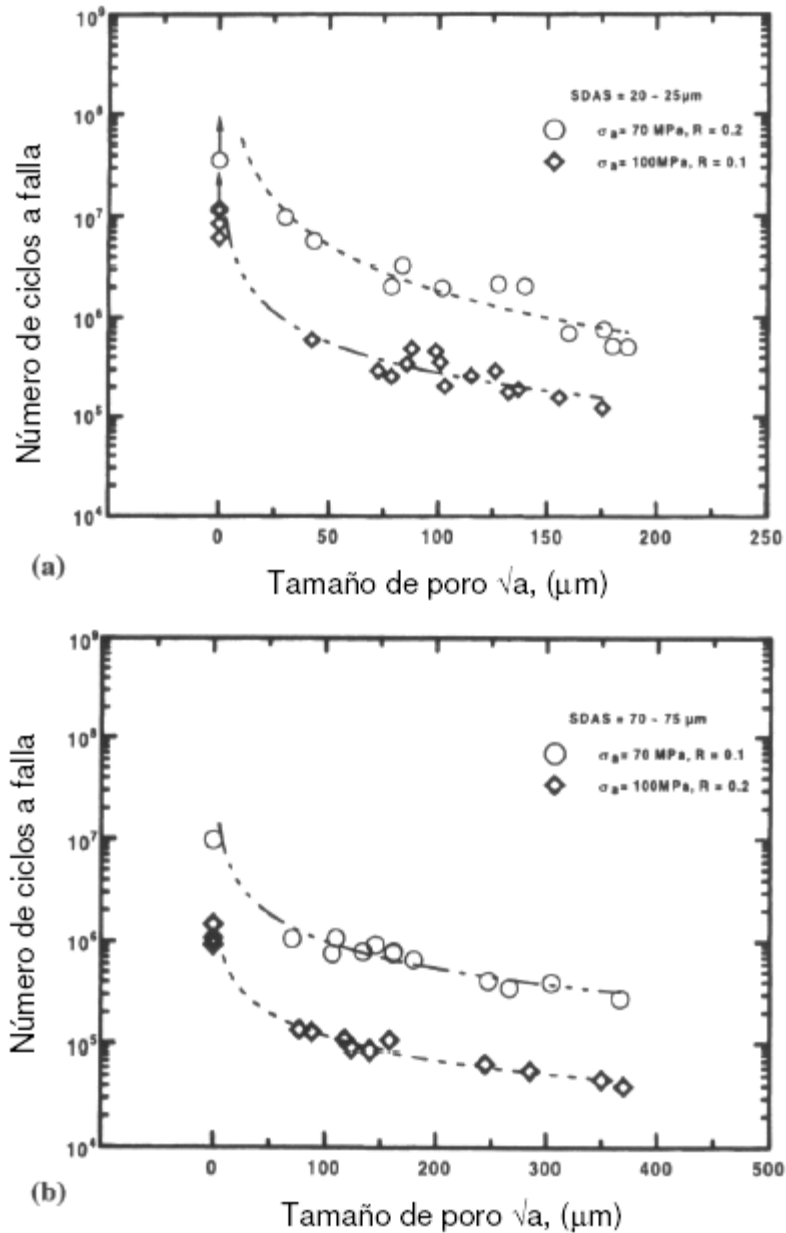


Figura 3.11 Vida de fatiga en función del tamaño del poro para dos condiciones de esfuerzo y espaciamiento dendrítico⁴⁸.

3.6 Modelos de vida de fatiga en aleaciones de aluminio.

Dentro de cualquier fundición de aluminio es necesario monitorear el tamaño y distribución de las principales variables microestructurales y defectos para tratar de obtener una relación entre estos parámetros y el comportamiento mecánico. En muchos estudios se ha concluido que cuando estas cantidades se tratan de

relacionar con la vida a fatiga, el tamaño de los sitios promotores de la nucleación de grietas tales como los poros obtenidos mediante análisis metalográfico hace que se subestime fácilmente la vida a fatiga que presentará el material. La relación que existe entre la vida de fatiga y el tamaño del defecto que nuclea la grieta está relacionada directamente con el tamaño de los defectos encontrados en la superficie de fractura de especímenes de ensayos de fatiga.

Couper y coautores²⁶ ensayaron probetas lisas para conocer el efecto del tratamiento térmico sobre el comportamiento a fatiga en una aleación Al7Si0.4Mg, con este estudio demostraron que aparentemente no existía un efecto del tratamiento térmico sobre la vida de fatiga, o que éste estaba siendo enmascarado por los defectos de vaciado. Observaron como sitios de nucleación además de la porosidad a grietas nucleando sobre las líneas persistentes de deslizamiento pero estas grietas se declararon menos severas. Un análisis lineal de fractura se desarrolló para relacionar el sitio de nucleación con la propagación de grietas por fatiga para poder predecir la vida a partir de los defectos encontrados en la superficie de fractura. La vida a fatiga puede mejorar al reducir el tamaño de los defectos presentes pero hasta el límite en el que las fracturas nuclearán en otro tipo de parámetro estructural.

Skallerud²⁷ trabajó en una aleación Al7Si0.4Mg y encontró que el efecto del tratamiento térmico se veía ensombrecido por los defectos de fundición en este tipo de aleaciones. Encontró que poros de 0.2 mm reducían significativamente la vida a fatiga y las grietas por fatiga iniciaban casi siempre en poros localizados muy cerca de la superficie. Llegó a la conclusión de que se puede predecir la vida a fatiga conociendo los defectos del material y aplicando un criterio de fatiga en el que pequeñas grietas crecen más rápidamente que grietas grandes a valores similares de ΔK , dando resultados más conservadores al momento de realizar la predicción, así como utilizar solo un ΔK_{eff} determinado a partir de mediciones de cierre de grietas

en pruebas de propagación de grietas en especímenes de tensión compactos (CT).

3.7 Efecto del tratamiento térmico sobre las propiedades a fatiga en aleaciones vaciadas de aluminio.

En estudios sobre aleaciones de aluminio–silicio sometidas previamente a tratamiento térmico ha sido muy complicado observar su verdadera influencia sobre el comportamiento a fatiga debido principalmente al hecho de que otras características microestructurales, mayormente defectos, son los que dominan la nucleación de grietas de fatiga y el tratamiento térmico no tiene efecto sobre estos, por lo que la aleación presentará el mismo comportamiento sin importar el tipo de tratamiento térmico^{16, 26, 37}.

Boileau y coautores³⁷ realizaron estudios en una aleación A319 modificada con alto contenido de silicio y manganeso, además de bajo Fe, con el fin de estudiar el efecto de la velocidad de solidificación a tres niveles de EDS (23, 70 y 100 μm) y el tratamiento térmico (T6 y T7) sobre las propiedades tensiles estáticas y a fatiga. Encontraron que la relación de las propiedades a tensión y el EDS es muy clara y directa a los tres niveles de EDS estudiados. Datos similares soportan esta misma dependencia con el EDS en las propiedades a fatiga, atribuible una vez más a la relación entre la velocidad de solidificación y el tamaño máximo de los defectos de vaciado. Sin embargo, la dependencia al tratamiento térmico sobre la vida a fatiga, no pudo ser claramente demostrada principalmente debido al efecto de la porosidad. Se observó que la resistencia a la fatiga sigue el mismo comportamiento en ambas condiciones de tratamiento térmico. Se concluye que los efectos más importantes para el comportamiento a fatiga de estas aleaciones son el tamaño y localización de los defectos de vaciado. El número de sitios de iniciación de fallas por fatiga se incrementa conforme la rapidez de solidificación disminuye y se encuentra además que el efecto de dos poros cercanos puede ser más perjudicial que el de uno solo incluso de mayor tamaño. En este estudio se midieron los niveles de porosidad por

métodos metalográficos en zonas cercanas a la fractura y se encontró que estas mediciones difieren mucho de los niveles de porosidad encontrados en las superficies de fractura.

Caton y coautores⁴⁵ realizaron estudios para conocer el efecto de la razón de solidificación sobre el crecimiento de pequeñas grietas en una aleación AlSiCu utilizada en aplicaciones automotrices. Los especímenes de fatiga se sometieron a un post procesamiento con presión isostática en caliente (HIP) con el objeto de eliminar la porosidad y los microrechupes y poder realizar mejores observaciones del crecimiento de grietas mediante réplicas metalográficas y poder predecir la vida a fatiga tomando en cuenta el efecto de las pequeñas grietas. El efecto de las pequeñas grietas se refiere a la observación general que bajo carga cíclica las grietas pequeñas crecen relativamente más rápido que grietas mayores ($a \geq 2\text{mm}$) y a intensidades de esfuerzo menores que el umbral del factor de intensidad de esfuerzo de crecimiento de grietas determinado mediante una aproximación de mecánica de fractura lineal elástica. La aleación estudiada es una modificación de la A319 pero con bajo hierro, 0.40% y alto silicio, 7.5% en peso. Utilizaron dos condiciones de análisis, una con microestructura fina de EDS de $23\ \mu\text{m}$ y otra con microestructura gruesa con EDS de $100\ \mu\text{m}$, se impartió un tratamiento térmico T7 a 495°C por 8 horas y temple en agua a 90°C para posteriormente someterlo a 4 horas de envejecido a 260°C , con las dos condiciones de microestructura. Las grietas detectadas varían en un intervalo de $17\ \mu\text{m}$ a $2\ \text{mm}$. Cuando hay ausencia de porosidad y la microestructura es gruesa, las grietas nuclean preferentemente en el precipitado tipo escritura china $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$. Cuando la microestructura es fina el inicio de grietas se da preferencialmente desde bandas persistentes de deslizamiento. En las mediciones de propagación de grietas detectaron que el efecto de pequeñas grietas se observa para los dos niveles de microestructura y esfuerzo aplicado, 100 y 140 MPa. El ΔK_{th} para grietas grandes es de $2.7\ \text{MPa m}^{0.5}$ para microestructura fina y de $4.0\ \text{MPa m}^{1/2}$ para la microestructura gruesa. Los valores de ΔK_{th} para mediciones en grietas pequeñas fueron de sólo $0.7\ \text{MPa m}^{0.5}$ para la microestructura fina y de $1.1\ \text{MPa m}^{0.5}$ para la microestructura gruesa manifestándose con eso el

efecto de grietas pequeñas, que pueden dar como resultado estimaciones de vida de fatiga no conservadoras, como en los estudios anteriores de Couper²⁶ y Skallerud²⁷. De la comparación de los datos para las dos condiciones de solidificación se observa que el efecto de las grietas pequeñas sobre la vida en fatiga depende de las condiciones de solidificación y es más notorio el efecto cuando el esfuerzo aplicado es mayor, Figura 3.12⁴⁵.

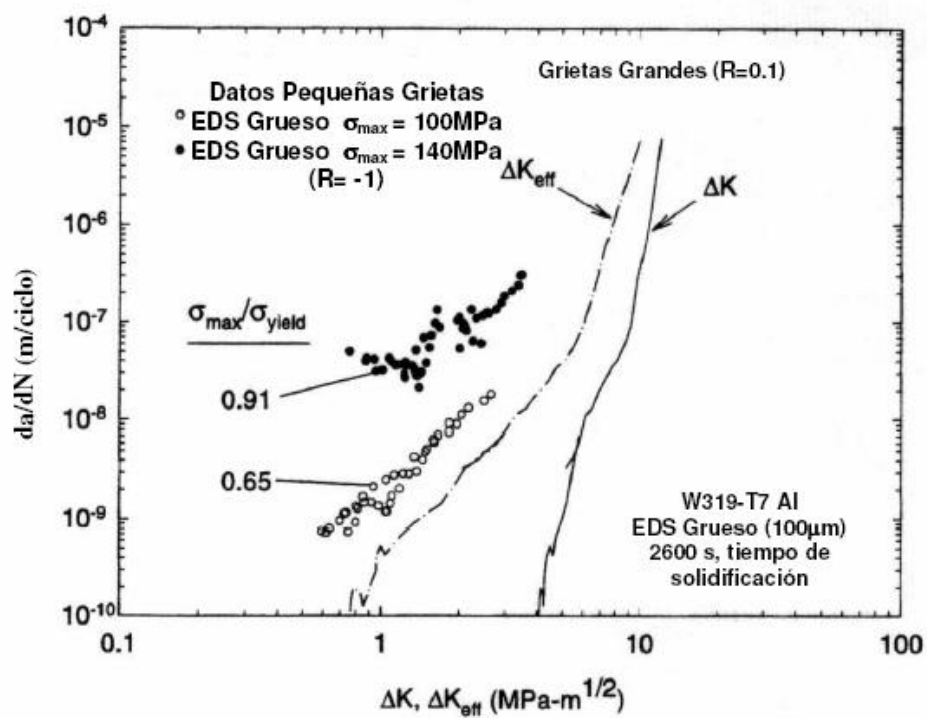


Figura 3.12a Gráficas de propagación de grietas para grietas grandes y pequeñas, para EDS grueso⁴⁵.

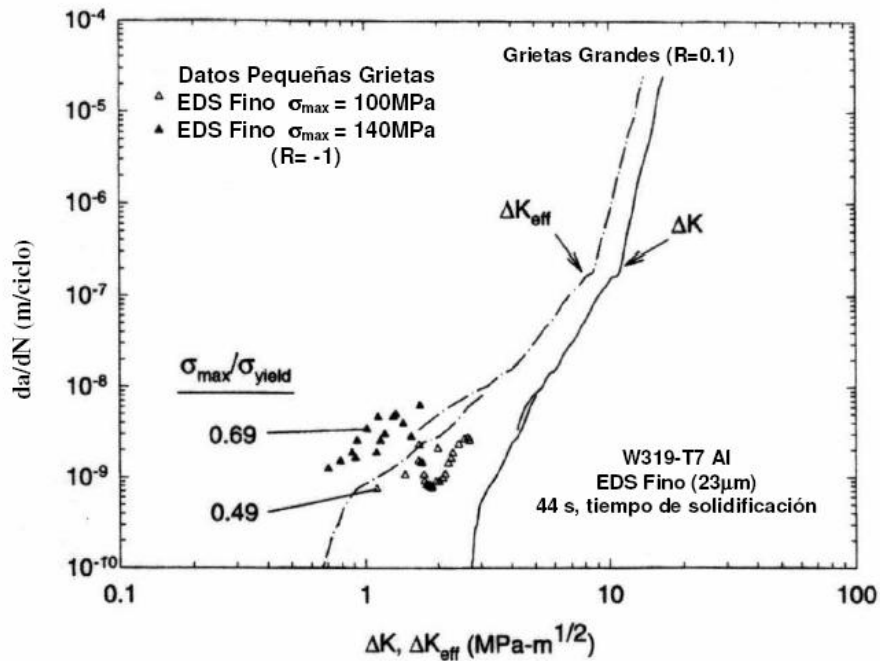


Figura 3.12b. Gráficas de propagación de grietas para grietas grandes y pequeñas, para EDS fino⁴⁵.

Caton y coautores⁵³ desarrollaron un modelo a partir de las observaciones del efecto de pequeñas grietas sobre la vida de fatiga en una aleación A319 considerando que los tratamientos térmicos T6 y T7, así como las variables que se pueden derivar del proceso de vaciado y de las variaciones en las condiciones de solidificación que afectan las propiedades a fatiga.^{39, 63} El modelo en este caso incluye las características observadas en sus trabajos anteriores⁴⁴, pero parte de una aleación que no haya sido procesada mediante HIP. En este trabajo⁴⁴ observan una mejora en las propiedades de fatiga al incrementar el EDS reduciendo la velocidad de solidificación. Esto no es sólo debido al decremento de los defectos relacionados con un menor EDS sino también por un comportamiento diferente del crecimiento de pequeñas grietas debido a las diferentes características de los especímenes sometidos a diferentes tratamientos térmicos, T6 y T7, y al nivel de esfuerzo aplicado, Figura 3.13. En otro trabajo⁵³ donde a un determinado tiempo de solidificación y tratamiento térmico, las microestructuras de las condiciones estudiadas sólo difieren en la escala nanométrica en la que el espaciamiento y decremento de los

precipitados Al₂Cu en la condición T6 mejoran ligeramente la resistencia, por lo que el comportamiento a fatiga será diferente en función del tratamiento térmico.

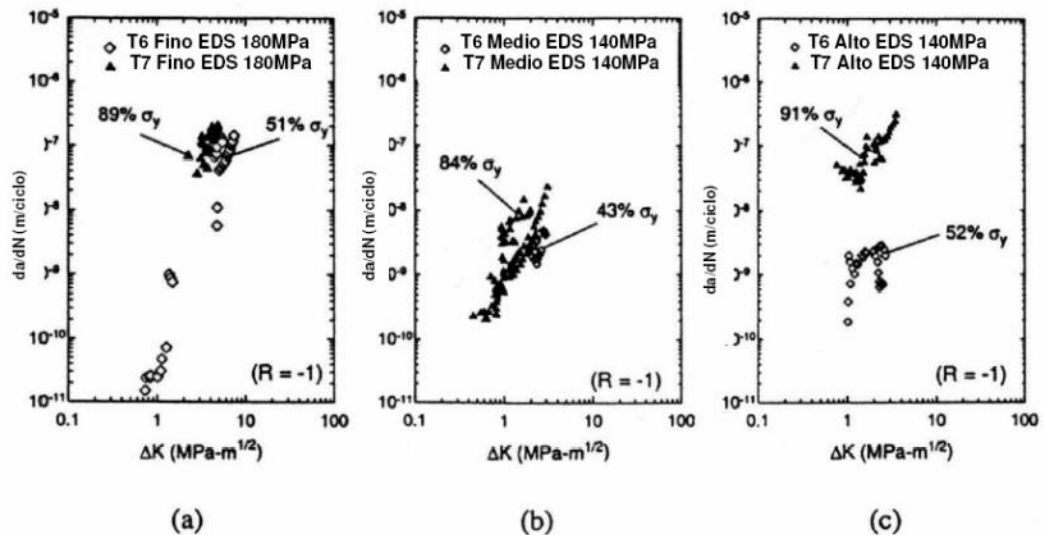


Figura 3.13 Comparación del crecimiento de grietas pequeñas para dos tratamientos térmicos, T6 y T7 a tres condiciones de EDS⁵³.

El uso de una relación propuesta por Nisitani y coautores⁴⁷, correlaciona el efecto de grietas pequeñas con diferentes razones de solidificación a diferentes amplitudes de esfuerzo. La relación es: 44, 45

$$\frac{da}{dN} = D \left[\left(\varepsilon_{\max} \cdot \frac{\sigma_a}{\sigma_y} \right)^s a \right]^t \quad 3.3$$

donde ε_{\max} es la deformación correspondiente al máximo esfuerzo dentro del ciclo de carga, σ_a es la amplitud del esfuerzo aplicado, σ_y representa el esfuerzo de cedencia monotónico y D, t y s son parámetros empíricos, ver Figura 3.14

La buena correlación de esta curva indica que es posible desarrollar un modelo para predecir el crecimiento de pequeñas grietas en un amplio intervalo de esfuerzos.

El término $\left(\varepsilon_{\max} \cdot \frac{\sigma_a}{\sigma_y}\right)^s$ es constante en ensayos de fatiga de amplitud constante, entonces la ecuación se reescribe:

$$\frac{da}{dN} = D[Q_a]^t = [DQ^t]a^t \quad 3.4$$

donde

$$Q = \left(\varepsilon_{\max} \cdot \frac{\sigma_a}{\sigma_y}\right)^s$$

, sustituyendo

$$N_f - N_i = N_p = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{DQ^t} \cdot a^{-t} da \quad 3.5$$

donde integrando se obtiene:

$$N_p = \frac{1}{DQ^t} \cdot \frac{a_f^{-t+1} - a_i^{-t+1}}{-t + 1} \quad 3.6$$

donde a_i toma el valor del poro de inicio y a_f toma el valor de la distancia de propagación para la fractura final.

Se considera un valor arbitrario de a_f de 3 mm para todos los niveles de esfuerzo. Este último modelo arroja valores adecuados de predicción de vida de fatiga utilizando como referencia los poros cuantificados en las superficies de fractura, ver figura 3.14, pero presenta algunas predicciones no adecuadas especialmente a valores altos de amplitud de esfuerzo.

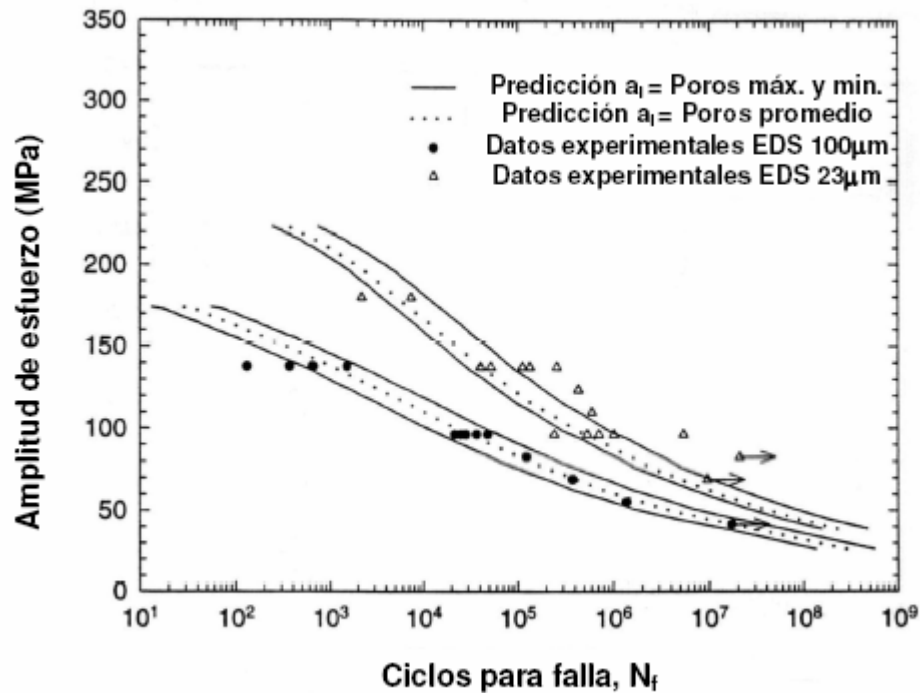


Figura 3.14 Predicción de curva S-N a partir de porosidad medida dentro de los especímenes sometidos a fatiga⁴⁵.

Caton y coautores⁴⁶ modificaron el modelo anterior para realizar predicciones de vida de fatiga hasta el régimen de 10^9 ciclos utilizando ultrasonido con frecuencias de 20 KHz a temperatura ambiente a los mismos tres niveles de velocidad de solidificación. Los valores de umbral a 10^8 ciclos obtenidos difieren un poco de los normalmente extrapolados de las pruebas realizadas con equipos convencionales, especialmente en condiciones de bajo EDS. De ensayos previos se conoce que el efecto de utilizar frecuencias elevadas no afecta las propiedades del material probado, además, los resultados se comparan con los obtenidos en otros estudios que utilizaron equipos convencionales³⁰⁻³³.

Referencias bibliográficas

1. J.G. Kaufman and E.L. Rooy, Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes and Applications, ASM International, 2004.
2. A. Kearney, L. Rooy, Aluminum Foundry Products, Alloy Systems; ASM Handbook Volumen 2, ASM International 2000.
3. J.E. Gruzleski, B.M. Closset, The Treatment of Liquid Aluminum-silicon Alloys, The American Foundrymen`s Society, Inc. 1990.
4. A. Kearney ; E. L. Rooy, Aluminum Foundry Products, Structure Control; ASM Handbook Volumen 2, ASM International 2000.
5. Taylor, J A; Schaffer, G B; St.John, D H., The role of iron in the formation of porosity in Al-Si-Cu-based casting alloys. III. A microstructural model, Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 30A, no. 6, pp. 1657- 1662A. Junio 1999.
6. González López J.R., Efecto de la temperatura sobre las propiedades físicas de moldes y corazones producidos por el proceso PUCB; Tesis de Maestría; UANL; 2001.
7. J.L. Jorstad; W.M. Rasmussen., Aluminum Casting Technology, The American Foundrymen`s Society, Inc. 1993.
8. J.G. Kaufman, Aluminum Alloys and Tempers; ASM International 2000.
9. J. Campbell, Castings; Butterworth-Heinemann, 1991.
10. Odegard, J.A., Pedersen K., The static and dynamic mechanical properties in aluminum alloys. A literature Review; SINTEF U.S. Department of commerce; 1991.

11. Lewis C., Mechanical Properties of aluminum casting alloys; Hitchcock Industries, Inc. 1987.
12. Wickberg, A; Gustafsson, G; Larsson, L E, Microstructural Effects on the Fatigue Properties of a Cast Al7SiMg Alloy (A356). (Pamphlet), 1984 SAE International Congress and Exposition; Detroit, Michigan; EUA; 27 Feb.-2 Mar. 1984.
13. Surappa, M K; Blank, E; Jaquet, J C, Effect of Macro-Porosity on the Strength and Ductility of Cast Al-7Si-0.3Mg Alloy, Scr. Metall. Vol. 20, no. 9, pp. 1281-1286. Sep. 1986.
14. Sonsino, C M; Ziese, J., Fatigue Strength and Applications of Cast Aluminium Alloys With Different Degrees of Porosity, International Journal of Fatigue. Vol. 15, no. 2, pp. 75-84. Mar. 1993.
15. Odegard, J A; Pedersen, K., Fatigue Properties of an A356 (AlSi7Mg) Aluminium Alloy for Automotive Applications-Fatigue Life Prediction, Metal Matrix Composites; Detroit, Michigan; EUA; 28 Feb.-3 Mar. 1994. pp. 25-32. 1994.
16. Carlos C. Engler-Pinto Jr., John V. Lasecki, James M. Boileau and John E. Allison, A Comparative Investigation on the High Temperature Fatigue of Three Cast Aluminum Alloys, 2004 SAE International Congress and Exposition; Detroit, Michigan; EUA; 2004.
17. Chen, W; Zhang, B; Poirier, D R., Effect of solidification cooling rate on the fatigue life of A356.2-T6 cast aluminium alloy, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. Vol. 23, no. 5, pp. 417-423. May 2000.
18. Zhang, B; Poirier, D R; Chen, W., High cycle fatigue crack initiation site distribution in A356.2, Automotive Alloys II; 1998. pp. 315-324. 1998, Automotive alloys 1999, TMS 2000.

19. Zhang, B; Poirier, D R; Chen, W., Microstructural effects on high-cycle fatigue crack initiation in A356.2 casting alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*. Vol. 30A, no. 10, pp. 2659-2666A. Oct. 1999.
20. Zhang, B; Poirier, D R; Chen, W. Effects of Hipping and Strontium Modification on the Fatigue Behavior of A356.2 Aluminum Alloy, *Transactions of the American Foundry Society and the One Hundred Sixth Annual Casting Congress*; Kansas City, MO; EUA; 4-7 May 2002. pp. 393-405. 2002.
21. Zhang, B; Sung, P K; Poirier, D R; Chen, W., Effects of Strontium Modification and Hydrogen Content on Fatigue Behavior of A356.2 Al Alloy, *Transactions of the American Foundry Society and the One Hundred Fourth Annual Castings Congress*; Pittsburgh, PA; USA; 8-11 Apr. 2000. pp. 383-389. 2000.
22. Chen, W; Zhang, B; Wu, T; Poirier, D R; Fang, Q T., The role of dendrite arm spacing in fatigue of aluminum castings, *Materials Solutions* 98; Rosemont, IL; USA; 12-15 Oct. 1998. pp. 207-216. 1998.
23. Chen, W; Zhang, B; Wu, T; Poirier, D; Sung, P; Fang, Q T., Microstructure dependence of fatigue life for A356.2, *Automotive Alloys II*; San Antonio, Texas; USA; 16-19 Feb. 1998. pp. 99-113. 1998
24. Chen, W; Zhang, B; Poirier, D R., Effects of microstructures on the fatigue life of A356.2-T6 alloy, *Fatigue '99: Seventh International Fatigue Congress*; Beijing; China; 8-12 Junio 1999. pp. 2035-2040. 1999.
25. B. Zhang, Small – crack propagation in A356.2 Aluminum casting alloy B. Zhang. 1999.
26. Couper, M J; Neeson, A E; Griffiths, J R., Casting Defects and the Fatigue Behavior of an Aluminium Casting Alloy, *Fatigue and Fracture of*

Engineering Materials and Structures. Vol. 13, no. 3, pp. 213-227. 1990
materials structure vol. 1993.

27. Skallerud, B; Iveland, T; Harkegard, G., Fatigue Life Assessment of Aluminum Alloys With Casting Defects, Engineering Fracture Mechanics. Vol. 44, no. 6, pp. 857-874. Apr. 1993.

28. FT Lee, JF Major and FH Samuel, Effect of silicon particles on the fatigue crack growth characteristics of Al-12Si-0.35Mg-0.02Sr casting alloys, Metallurgical and Materials Transactions, vol. 26A. 1995.

29. Lee, F T; Major, J F; Samuel, F H., Fracture behavior of Al-12 wt. %Si-0.35 wt.% Mg-(0-0.02) wt.% Sr casting alloys under fatigue testing, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. Vol. 18, no. 3, pp. 385-396. Mar. 1995.

30. Major, J F., Porosity control and fatigue behavior in A356-T61 aluminum alloy , One Hundred First Annual Meeting of the American Foundrymen's Society, Rosemont; IL; Seattle, WA; USA; 3-4 Sept. 1996; 20-23 Apr. 1997. pp. 901-906. 1998

31. Gall, K; Yang, N; Horstemeyer, M; McDowell, D L; Fan, J., The influence of modified intermetallics and Si particles on fatigue crack paths in a cast A356 Al alloy, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. Vol. 23, no. 2, pp. 159-172. Feb. 2000.

32. Stanzi-Tschegg, S E; Mayer, H R; Tschegg, E K; Beste, A In-Service Loading of AlSi11 Aluminium Cast Alloy in the Very High Cycle Regime, International Journal of Fatigue. Vol. 15, no. 4, pp. 311-316. Julio 1993.

33. Stanzi-Tschegg, S E; Mayer, H R; Beste, A; Kroll, S, Fatigue and fatigue crack propagation in AlSi7Mg cast alloys under in-service loading conditions, International Journal of Fatigue. Vol. 17, no. 2, pp. 149-155. Feb. 1995.

34. Mayer, H; Papakyriacou, M; Pippan, R; Stanzl-Tschegg, S, Influence of loading frequency on the high cycle fatigue properties of AlZnMgCu1.5 aluminium alloy, *Materials Science and Engineering A*. Vol. 314, no. 1-2, pp. 48-54. 15 Sep. 2001.
35. Stanzl-Tschegg, S E; Mayer, H, Fatigue and fatigue crack growth of aluminium alloys at very high numbers of cycles, *International Journal of Fatigue*. Vol. 23, Suppl, pp. S231-S237. 2001.
36. Mayer, H; Papakyriacou, M; Zettl, B; Stanzl-Tschegg, S E., Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys., *International Journal of Fatigue*. Vol. 25, no. 3, pp. 245-256. Mar. 2003.
37. Boileau, J M; Collins, P C; Allison, J E., The effect of solidification time and heat treatment on the tensile and fatigue properties of a cast 319 aluminum alloy . 5th International AFS Conference on Molten Aluminium Processing; Orlando, FL; USA; 8-10 Nov. 1998. pp. 158-172. 1998.
38. Boileau, J M; Allison, J E., The effect of porosity size on the fatigue properties in a cast 319 aluminum alloy. *SAE Transactions: Journal of Materials & Manufacturing*. Vol. 110, pp. 648-659. 2001.
39. Wang, Q G; Apelian, D; Griffiths, J R., Microstructural effects on the fatigue properties of aluminum castings. *Materials Solutions 98*; Rosemont, IL; USA; 12-15 Oct. 1998. pp. 217-223. 1998.
40. Wang, L; Apelian, D; Makhlof, M., "Fatigue properties of Al die casting alloys". One Hundred Second Annual Meeting of the American Foundrymen's Society; Atlanta, GA; EUA; 10-13 May. 1998. pp. 155-162. 1998.
41. S. Valtierra, D. Gloria, "Fatigue resistance of hypoeutectic aluminum silicon alloys", Nemak, 1999.

42. Sara Klein, Peg Jones and Quigui Wang, "The effects of the heat treatment on the fatigue propagation within aluminum alloy castings". The Ohio State University. 1998.
43. Wang, Q G; Crepeau, P N; Gloria, D; Valtierra, S., "Improvement of Fatigue Strength in Aluminium Castings" Materials Solutions 2002; Columbus, OH; EUA; 7-9 Oct. 2002. pp. 209-218. 2002.
44. MJ Caton, JW Jones and JE Allison, "Small Fatigue Cracks, Mechanics, Mechanisms and applications". KS Ravichandram, RO Ritchie and Y Murakami eds. Elsevier Science LTD, Oxford UK 1999 155-166.
45. Caton, M J; Jones, J W; Boileau, J M; Allison, J E., "The effect of solidification rate on the growth of small fatigue cracks in a cast 319-type aluminum alloy". Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 30A, no. 12, pp. 3055-3068A. Dic. 1999.
46. Caton, M J; Jones, J W; Mayer, H; Stanzl-Tschegg, S; Allison, J "Demonstration of an endurance limit in cast 319 aluminum". Metallurgical and Materials Transactions A. Vol. 34A, no. 1, pp. 33-41A. Ene. 2003.
47. Nisitani, H; Goto, M., "A Small-Crack Growth Law and Its Application to the Evaluation of Fatigue Life"; Mechanical Engineering Publications, P.O. Box 24, Northgate Avenue, Bury St Edmunds, Suffolk IP32 6BW, UK;1986.
48. Q.G. Wang, D. Apelian and D.A. Lados, "Fatigue Behavior of A356-T6 Aluminum Cast Alloys". Part I. Effect of Casting Defects. Journal of Light Metals 2001, pp 73-84.
49. G.E. Byczynski, J. Campbell, "A study of crack initiation sites in high cycle fatigue of 319 aluminum alloy castings"; Shape Casting: The John Campbell Symposium, TMS; pp 235-244; 2005.

50. DasGupta R., Dasgupta S, C. Brown, "Factors affecting tensile properties of castings", SAE International congress; pp. 95-101; 2004.
51. Seniw, M E; Conley, J G; Fine, M E., "The effect of microscopic inclusion locations and silicon segregation on fatigue lifetimes of aluminum alloy A356 castings". *Materials Science and Engineering A*. Vol. 285, no. 1-2, pp. 43-48. Junio 15 2000.
52. Culver, L E; Radon, J C; Balthazar, J C., "Influence of Silicon on the Cyclic Crack Growth in a Cast Aluminium Alloy", *Life Assessment of Dynamically Loaded Materials and Structures*. Vol. I; Lisbon; Portugal; 17-21 Sep. 1984. pp. 495-505. 1985.
53. Caton, M J; Jones, J W; Allison, J E., "The influence of heat treatment and solidification time on the behavior of small-fatigue-cracks in a cast aluminum alloy" , *Materials Science and Engineering A*. Vol. 314, no. 1-2, pp. 81-85. 15 Sep. 2001.
54. Nyahumwa, C; Green, N; Campbell, J. "The concept of the fatigue potential of cast alloy", *Foundryman*. Vol. 93, no. 8, pp. 257-260. Aug. 2000.
55. Chan, K S; Jones, P; Wang, Q., "Fatigue crack growth and fracture paths in sand cast B319 and A356 aluminum alloys". *Materials Science and Engineering A*. Vol. 341, no. 1-2, pp. 18-34. 20 Ene. 2003
56. Kobayashi, T. *Strength and fracture of aluminum alloys*. *Materials Science and Engineering A*. Vol. 280, no. 1, pp. 8-16. 15 Mar. 2000.
57. C.C. Engler-Pinto JR., Huseyin Sehitoglu, H.J. Maier and T.J. Foglesong, "Thermo-Mechanical Fatigue Behavior of Cast 319 Aluminum Alloys", Elsevier Science Ltd. and ESIS. 2002.

58. H. Arami, R. Khalifehzadeh, M. Akbari, F. Khomamizadeh, "Microporosity control and thermal-fatigue resistance of A319 aluminum foundry alloy", *Materials Science and Engineering A* vol. 472 pp. 107–114, Mar. 2008.
59. A. A. Merati, A. K. Hellier, K. Zarrabi, "On the mixed Mode II/III fatigue threshold behaviour for aluminium alloys 2014-T6 and 7075-T6", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* Volume 35, Issue 1, pages 2-12, Ene. 2012

CAPITULO 4

EXPERIMENTACIÓN

4.1 Introducción

Prácticamente todos los componentes del motor de combustión interna están sometidos de una u otra forma a cargas fluctuantes que generan en los mismos fatiga mecánica y térmica. Por ejemplo, las cámaras de combustión de la cabeza de motor se encuentran sometidas a cargas térmicas fluctuantes producidas por la explosión y enfriamiento subsecuente en cada uno de los ciclos de operación de la máquina, sometiendo al componente a un régimen de fatiga de bajo ciclo (LCF). Por otro lado, las bancadas de los monobloques sufren las cargas generadas por el cigüeñal y sus contrapesos durante los mismos ciclos pero a una frecuencia mucho más alta en un régimen de fatiga de alto ciclo (HCF).

Es por estas circunstancias que es de suma importancia para los ingenieros de diseño el contar con datos precisos sobre el comportamiento a fatiga de alto y bajo ciclo de las aleaciones utilizadas en la fabricación de estos componentes. Datos tales como vida de fatiga, umbral de factor de intensidad de esfuerzo (ΔK_{th}) e intensidad de esfuerzo crítico (ΔK_{cr}) resultan de vital importancia en las consideraciones de espesores de pared, radios e incluso en la selección del material para una aplicación específica. Existen innumerables referencias en la literatura sobre como las variables microestructurales de las aleaciones de aluminio más comunes influyen sobre su comportamiento bajo condiciones de fatiga. Por regla general, en el caso de las aleaciones para fundición hipoeutécticas tales como la 319 y 356, la porosidad domina por mucho la vida y comportamiento a fatiga de

estas familias de aleaciones; influenciado principalmente por la velocidad de solidificación, el tamaño y distribución de la porosidad inherente al proceso determina los tiempos de nucleación y propagación de grietas de fatiga. En el caso de aleaciones hipereutécticas del sistema Al-Si la literatura reporta que la fase de silicio primario domina estas características, sin embargo la porosidad sigue jugando un papel predominante en la formación de grietas de fatiga y en la vida del componente. Dadas estas circunstancias, cualquier método experimental que trate de evaluar el comportamiento a fatiga de aleaciones de aluminio debe contemplar la generación de especímenes con niveles de velocidad de solidificación y tamaño de porosidad variable y controlable. En el presente estudio se utilizó un molde tipo cuña como el que se muestra en la Figura 4.1; dicho molde es capaz de generar un gradiente térmico importante que reproduce las velocidades de solidificación que comúnmente se encuentran en diferentes zonas de los diferentes componentes automotrices que se pretenden fabricar con estas aleaciones.

4.2 Objetivo de la experimentación.

Cada vez que un material nuevo es propuesto para la fabricación de componentes automotrices, los grupos de ingeniería de los fabricantes automotrices requieren la evaluación de las propiedades físicas, químicas y mecánicas del material candidato antes de proceder a fabricar componentes y probarlos. Las propiedades mecánicas estáticas y dinámicas son comúnmente el primer paso en la validación de dichos materiales. Propiedades a tensión tales como el esfuerzo de cedencia, esfuerzo último y elongación plástica y elástica en función de la velocidad de solidificación normalmente sirven como primer filtro para definir si un material es candidato o no a ser utilizado en la fabricación de un determinado componente. La fatiga a alto ciclo es normalmente el siguiente paso una vez que las propiedades estáticas son satisfactorias; una vez más esta evaluación se lleva a cabo a diferentes velocidades de solidificación y dependiendo del caso, a diferentes ciclos de tratamiento térmico. Este es el fin último del presente trabajo de investigación.

4.3 Obtención de muestras.

Debido a que el molde tipo cuña genera un gradiente de solidificación progresivo y muy variado, se seleccionaron 3 zonas o niveles con velocidades de solidificación del orden de 113, 19 y 10 °C/seg respectivamente. El número de probetas y la ubicación de las mismas se muestran en la figura 4.2. En total se vaciaron 10 piezas de las cuales 4 se utilizaron para obtener propiedades mecánicas estáticas y los restantes 6 para muestras de fatiga a alto ciclo. En ambos casos se probaron exactamente las mismas posiciones para poder comparar directamente ambos comportamientos.

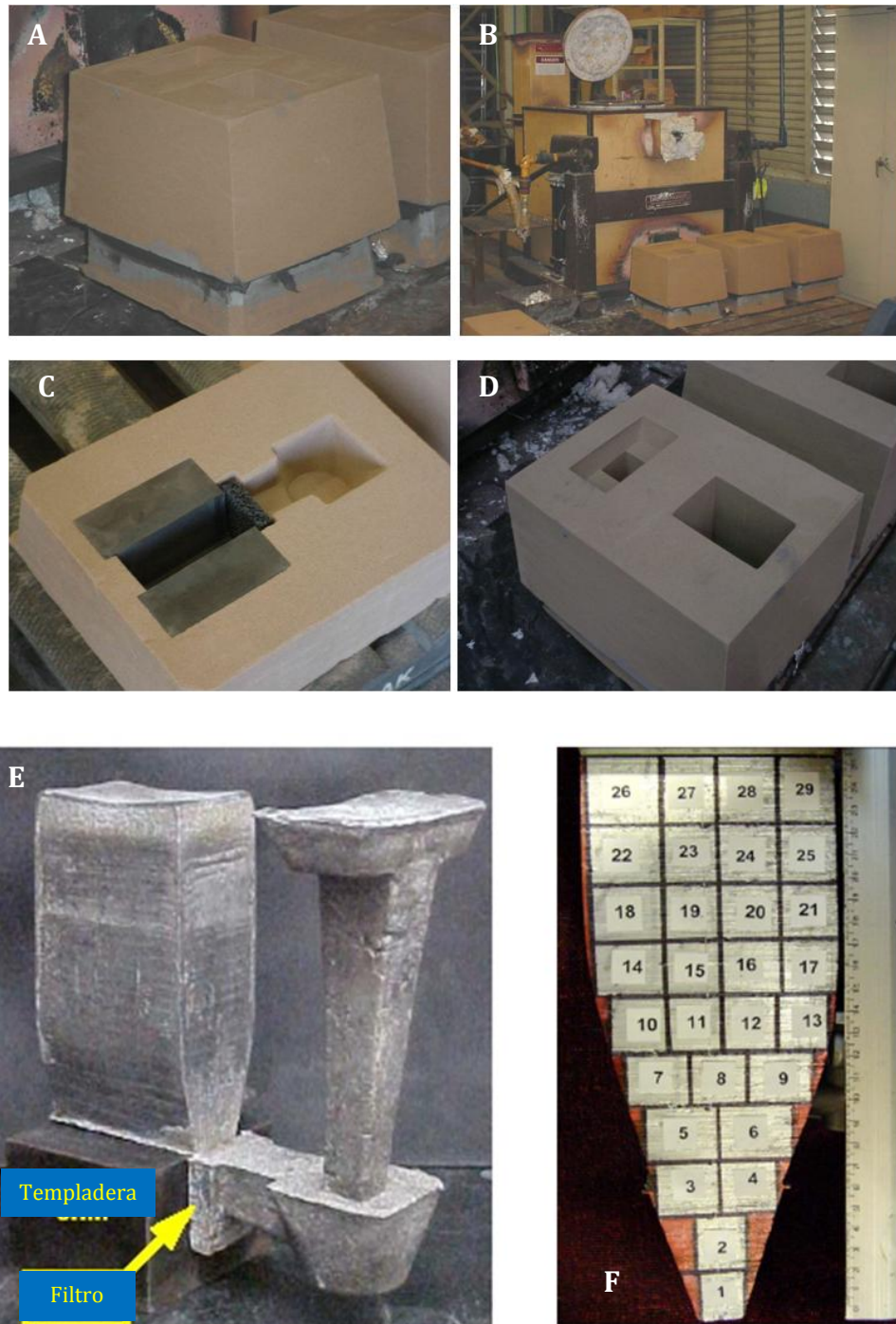


Figura 4.1 Molde tipo cuña (E) y horno fusor de 250 kg (B) utilizados en el presente estudio para la obtención de muestras. El molde incorpora el uso de una templadera de hierro gris (C) para generar el gradiente térmico requerido. El seccionado de la pieza se lleva a cabo de acuerdo al mapa mostrado en (F).

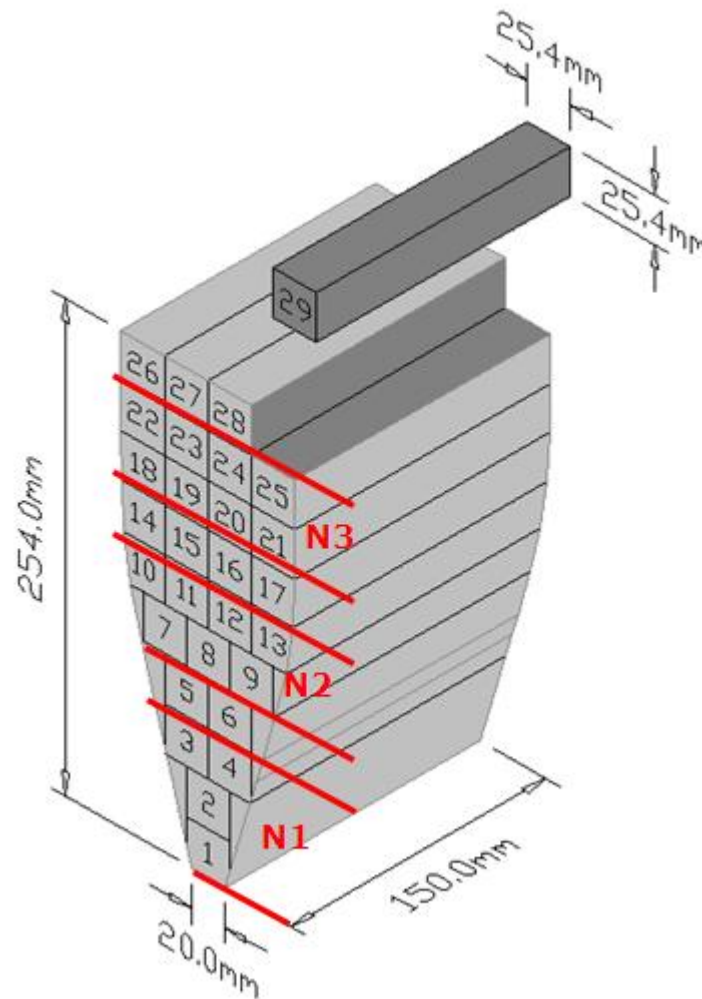


Figura 4.2 Selección de muestras de la pieza cuña y sus dimensiones.

Todas las piezas se vaciaron de una misma carga del horno mostrado en la figura 4.1 (B) para evitar variaciones en la composición química, la cual puede ser observada en la Tabla 4.1. Todas las barras prismáticas obtenidas fueron sometidas al mismo ciclo de tratamiento térmico consistente en una solución por 5 horas a 495°C seguido de un temple en agua a 90°C y un envejecido por 5 horas a 240°C lo cual constituye en tratamiento tipo T7 para el sistema de aleación estudiado. Una vez completado este ciclo, se procedió a maquinarse probetas de tensión y fatiga de alto ciclo a partir de las barras prismáticas mencionadas.

Tabla 4.1 Composición química de la aleación utilizada. Todos los elementos en % en peso.

Si	Cu	Mg	Fe	Cr	Ni	Sr	Ti	Al
13.0-14	2.8-3.0	0.3-0.35	0.15 max	0.33 max	1.3-1.5	0.07-0.08	0.15 max	Bal.

Las geometrías seleccionadas tanto para la probeta de tensión y a fatiga alto ciclo se muestran en las figuras 4.3 y 4.4, en ambos casos se maquinaron los especímenes de acuerdo a normas ASTM^{3, 4} (E8/B-557 y E-466 respectivamente). Se obtuvieron un total de 76 probetas para ensayos de tensión y 84 para ensayos de fatiga. La distribución por niveles se puede observar en la Tabla 4.2.

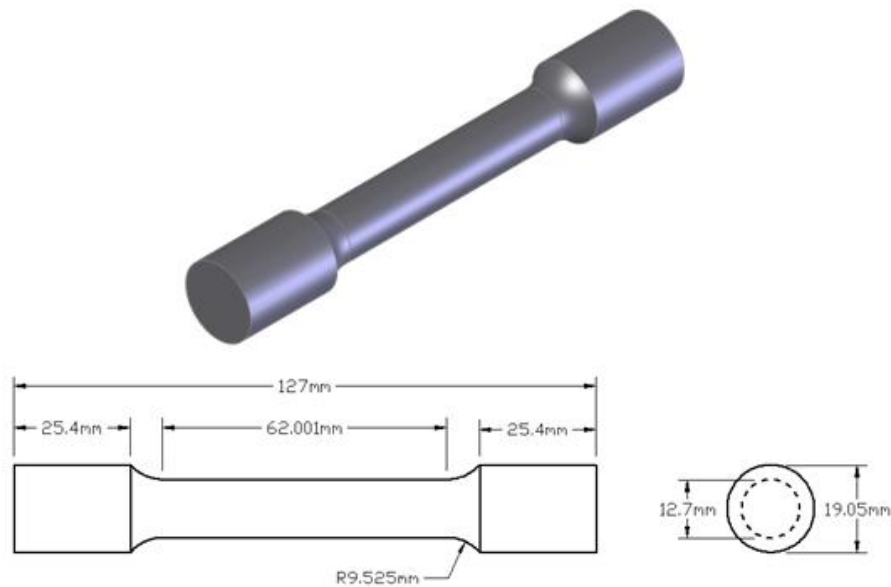


Figura 4.3 Geometría de la probeta seleccionada para ensayos de tensión de acuerdo a norma ASTM B-557.

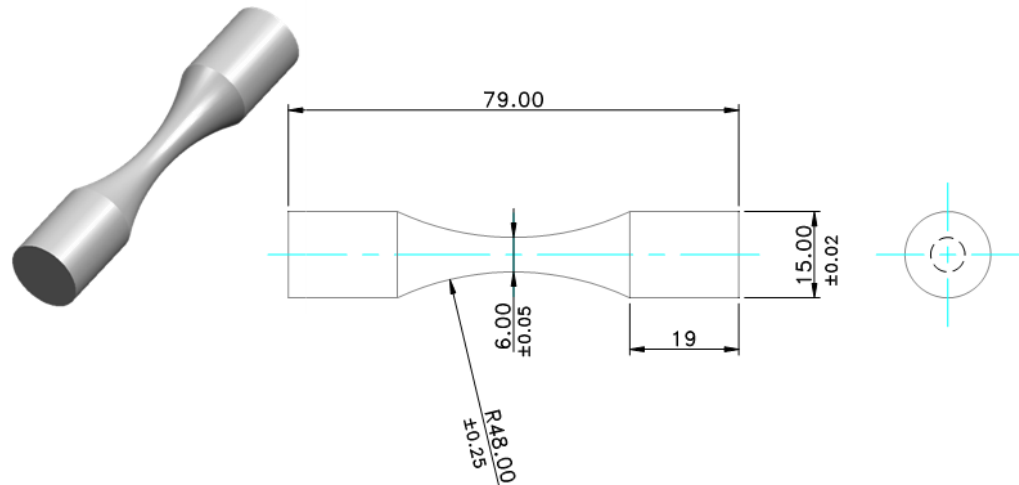


Figura 4.4 Geometría de la probeta seleccionada para ensayos de fatiga a alto ciclo de acuerdo a norma ASTM E-466².

Cabe mencionar que estas geometrías son las utilizadas en la industria como estándares para evaluar las propiedades en monobloques de aluminio.

Tabla 4.2 Total de probetas obtenidas

Nivel	Probetas Tensión	Probetas Fatiga
1	16	24
2	28	25
3	32	35
Totales	76	84

4.4 Ensayos de tensión.

El ensayo de propiedades estáticas a tensión se llevó a cabo en una maquina universal marca Zwick/Roell modelo Z100 (figura 4.5) bajo la norma estándar ASTM B557-02. Dichos ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente y en una misma corrida. Los parámetros de velocidad de aplicación de carga durante la prueba así como los métodos para

determinación del esfuerzo de cedencia se realizaron de acuerdo a la norma ASTM³ mencionada.



Figura 4.5 Máquina universal electromecánica utilizada en este estudio

4.5 Ensayos de fatiga a alto ciclo.

El ensayo de fatiga¹ fue realizado utilizando una máquina servo hidráulica de pruebas MTS 810® con una celda de carga de ± 25 KN modelo 19F-04, ver figura 4.6. El tipo de ensayo mediante el cual se realizaron todas las pruebas fue fatiga axial a alto ciclo con el controlador de prueba en carga, es decir, durante el desarrollo de las pruebas el parámetro de control es la carga aplicada sobre el espécimen. La frecuencia de prueba utilizada fue de 70 Hz con la exposición máxima a 10 millones de ciclos. Si después de transcurrir esta cantidad de ciclos el espécimen no fracturó por completo se consideró terminado el ensayo. La razón de carga que se utilizó fue una

función senoidal; $R=-1$, es decir, esfuerzo completamente reversible, considerada como la condición de ensayo más severa dentro de los ensayos de fatiga, se siguieron los lineamientos del estándar ASTM E466-02.

La precisión de la aplicación de la carga fue mantenida dentro del $\pm 2\%$ y se registraron los valores de 100 puntos de carga aplicados cada 144,000 ciclos durante el total del ensayo, así como además, se protegió el ensayo para evitar picos de carga que pudieran causar la fractura del espécimen de una manera inesperada.

Los especímenes de prueba fueron ensayados utilizando una versión modificada del ensayo de fatiga por escalonamiento⁵. Se realizó primeramente un ensayo a fatiga a un esfuerzo cercano al esfuerzo de cedencia, determinado por el ensayo de tensión, si el espécimen falla, se reduce el esfuerzo de tal forma que cada vez que esto suceda se disminuye hasta llegar a un esfuerzo tal que, el espécimen sobreviva 10 millones de ciclos; entonces, el esfuerzo se aumenta la misma cantidad utilizada en el escalón de reducción de esfuerzo entre cada prueba fracturada. Los especímenes que después de los 10 millones de ciclos no fracturaron son sometidos a un esfuerzo superior al máximo que soportaron los especímenes que no fallaron para promover su fractura y medir e identificar el sitio de inicio de falla.

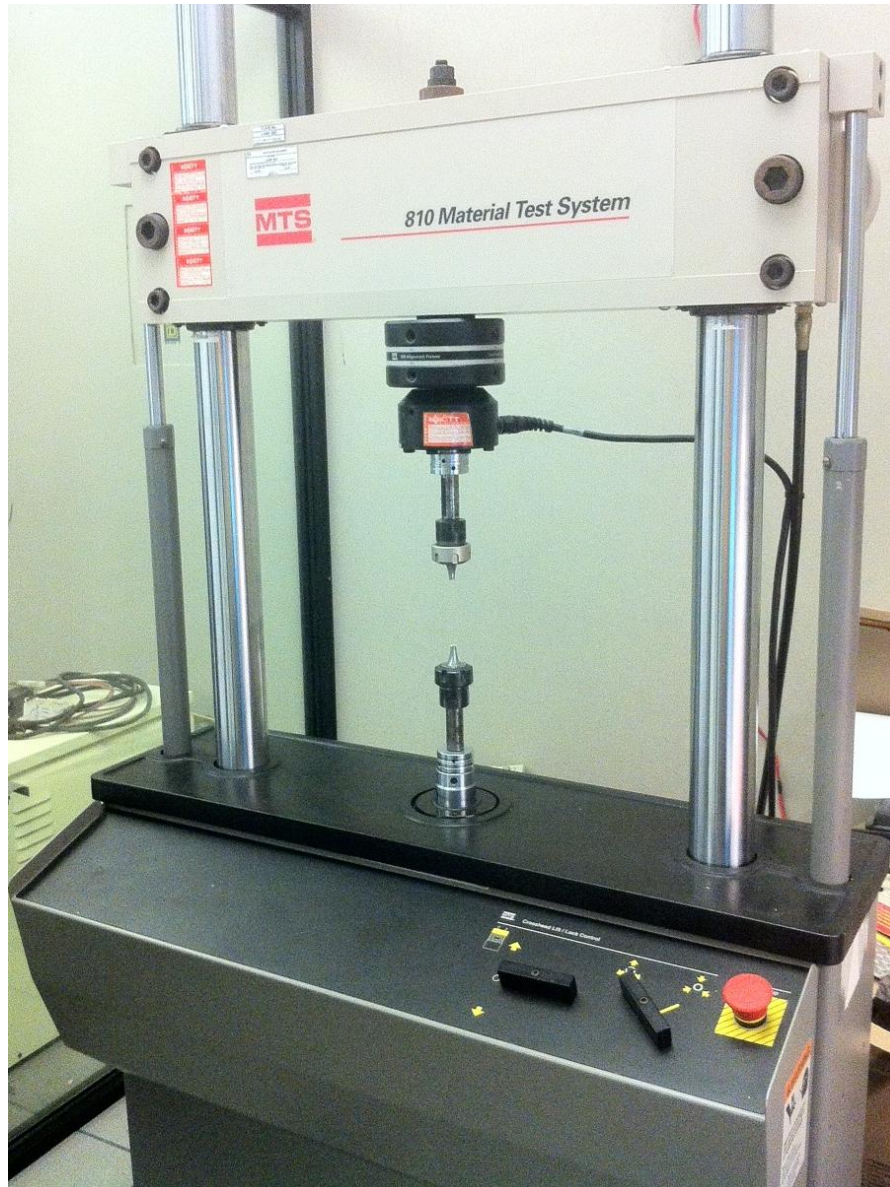


Figura 4.6 Máquina universal servohidráulica MTS 810® utilizada en los ensayos de fatiga

Antes de realizar cada ensayo se inspeccionó el espécimen a probar asegurándose que no presentara rayas debido al maquinado en dirección circunferencial visibles a simple vista y, en caso de que presentara éstas, se sometió a un ligero desbaste con lijas numero 800, 1200 y 4000. Todos los especímenes se pulieron con alúmina de 1 μm .

Después de realizado cada ensayo se inspeccionó mediante estereoscopía el sitio de iniciación de falla y se registró el sitio exacto de inicio mediante un diagrama tipo reloj. El fin de esto fue el de monitorear si

existe una tendencia a que los especímenes fracturaran en una posición preferencial que indique una posible desalineación de los soportes de sujeción de la máquina de pruebas.

Los ensayos de fatiga son muy sensibles a falta de alineación en la colocación de los especímenes en la máquina de pruebas, para evitar esto e impedir que se presenten esfuerzos de flexión debido a la falta de alineación, se verifica y, en cada caso necesario, se ajusta la alineación de los especímenes utilizando una probeta circular de fatiga en la cual están adheridas galgas extensométricas que mediante una interfase y un paquete computacional, permite ajustar la alineación y ésta es registrada en forma de microdeformación por doblez transferida al espécimen de alineación.

Esta falta de alineación es corregida mediante un aditamento ubicado en la parte superior de la celda de carga, como se muestra en la figura 4.8, mientras la probeta está en tensión. El valor dentro del cual se mantuvo el espécimen al realizar la alineación fue de $e = \pm 25 \mu s$ (microdeformación) garantizando que no se presentará falla debido a la flexión durante el ensayo de fatiga, figura 4.7.

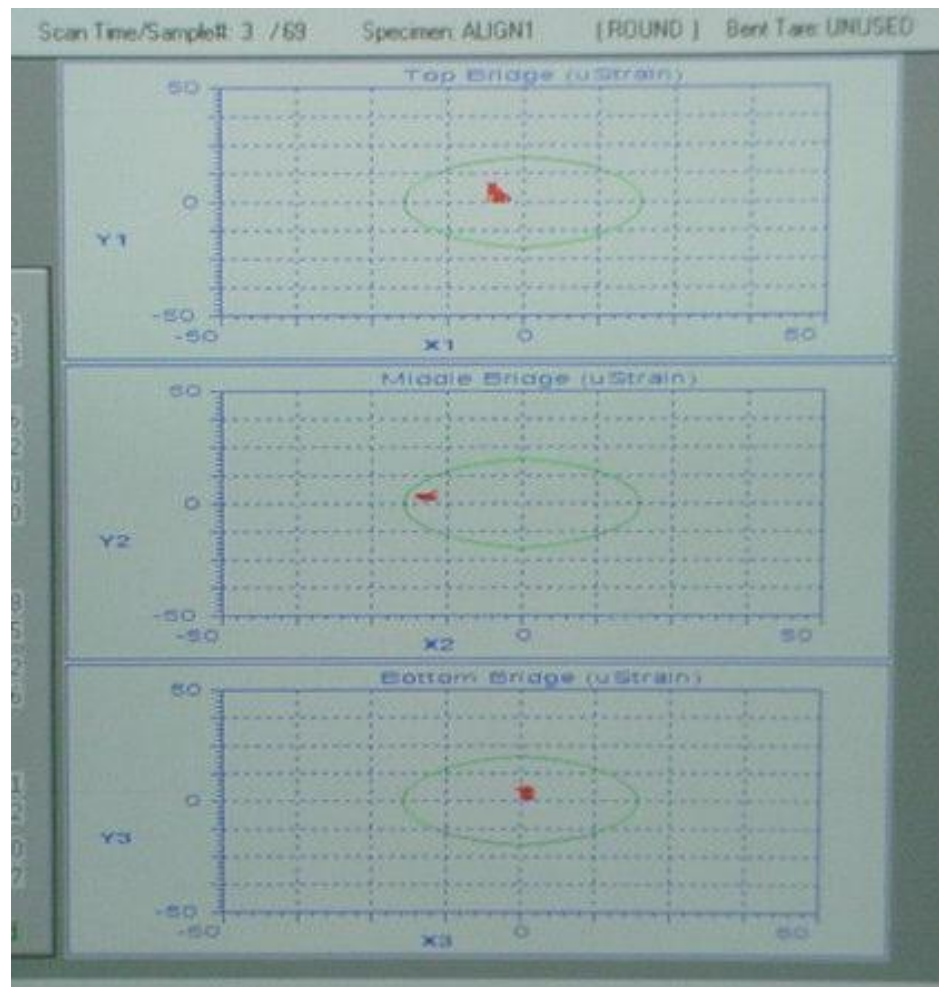


Figura 4.7. Paquete computacional para alineación de especímenes de fatiga.

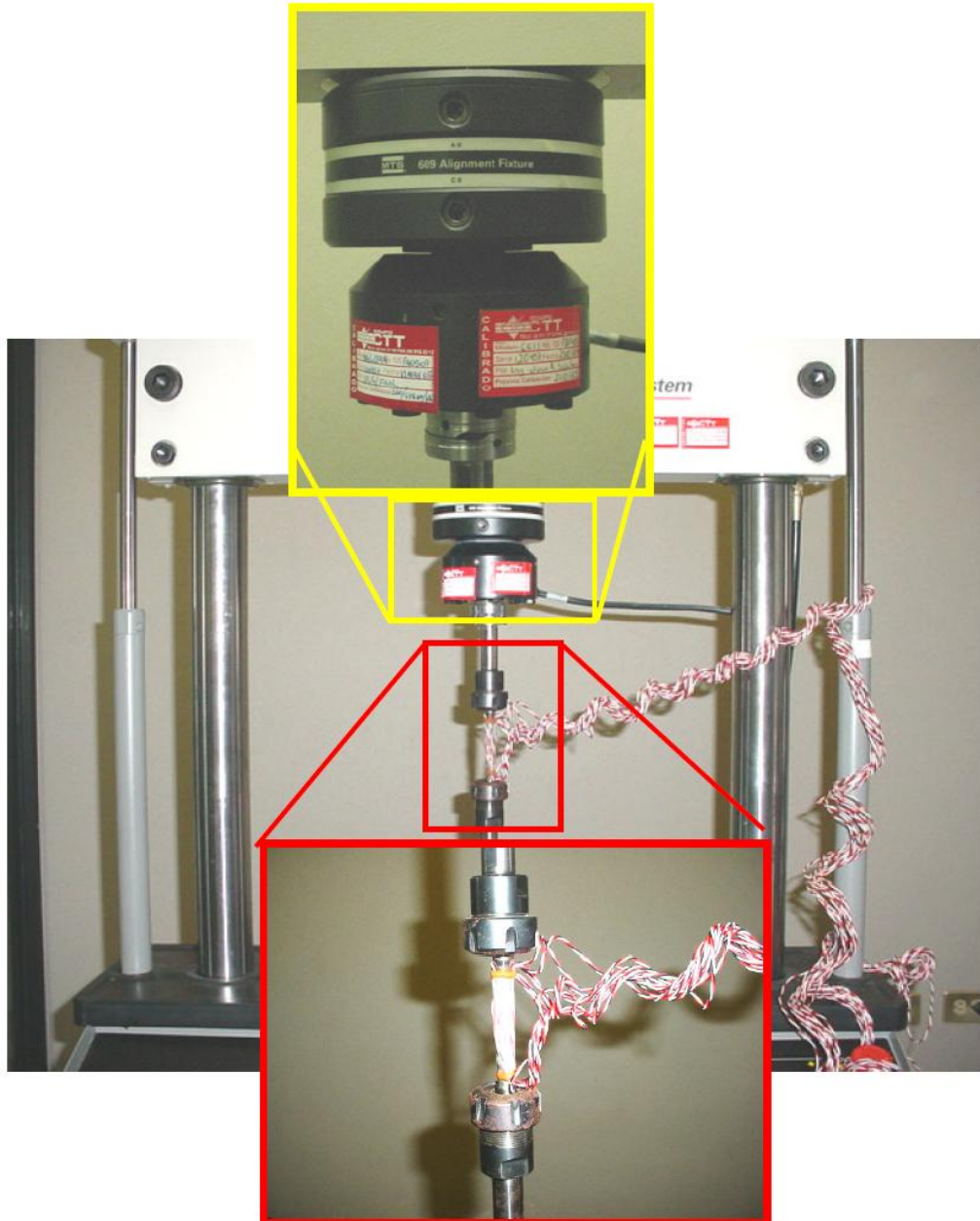


Figura 4.8. Arreglo de alineación para pruebas de fatiga. El instrumento consta de una probeta que tiene adherida 12 posiciones con galgas extensométricas, y un aditamento de alineación⁶.

4.6 Caracterización microestructural.

Dado que la microestructura de un material es la que determina su comportamiento físico y químico, resulta de vital importancia entender la relación que existe entre la misma y el comportamiento o propiedad estudiada. Como se comentó previamente, todo método experimental que apunte a comprender un fenómeno físico o químico de un material, debe

contemplar la mejor manera de reproducir con mínimas variaciones la microestructura deseada en los especímenes de prueba de tal forma que la dispersión en los datos obtenidos sea también mínima. El uso del molde estándar de arena con templadera descrito en el punto 4.2 del presente capítulo, logra este fin dado que la temperatura del mismo es siempre la misma y combinando esta condición con una misma temperatura de metal líquido en el horno de prueba la microestructura obtenida en las 10 piezas vaciadas es técnicamente constante.

Dado este hecho se seleccionaron 3 especímenes de cada uno de los niveles de velocidad de solidificación obtenidos para realizar la inspección metalográfica. Esta inspección se llevó a cabo en un área cercana a la trayectoria de fractura en un plano perpendicular a la dirección de la misma pasando por el sitio de nucleación tal y como se muestra en la figura 4.9. Para cada una de estas 9 probetas se obtuvo la siguiente información (Apéndice C):

- Microestructura general a 50, 100, 200 y 500X
- Detalle del punto de inicio de grieta por fatiga a 50, 100 y 200X
- Porosidad máxima (%) y promedio en el área cercana a la trayectoria de grieta.
- Tamaño de poro máximo en el área cercana a la trayectoria de fractura.
- Tamaño de celda eutéctica.

Cabe mencionar que dado que la fase primaria de este sistema de aleación no es aluminio y a que el modo de solidificación no es dendrítico, no existe la posibilidad de medir el espaciamiento dendrítico secundario como parámetro de velocidad de solidificación. Es por este hecho que se utilizará el parámetro de tamaño de celda eutéctica para relacionar la respuesta de las propiedades estudiadas.

Todas las mediciones mencionadas se realizaron por medio de un sistema automático de análisis de imagen Clemex® y con un microscopio metalográfico Olympus® PMG3 como el que se muestra en la figura 4.10.

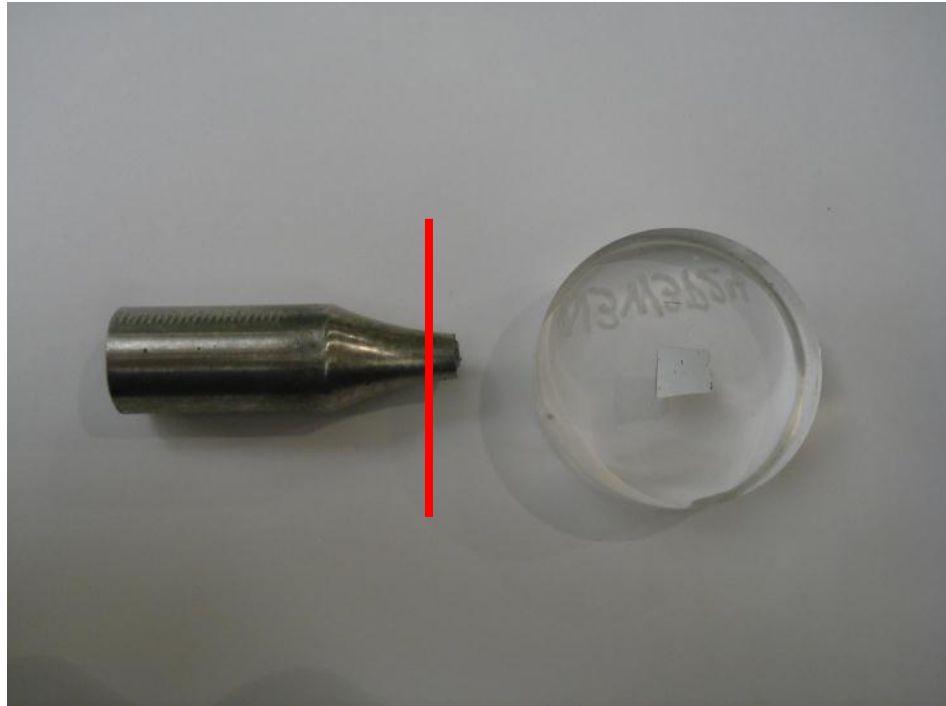


Figura 4.9 Área de medición de probetas

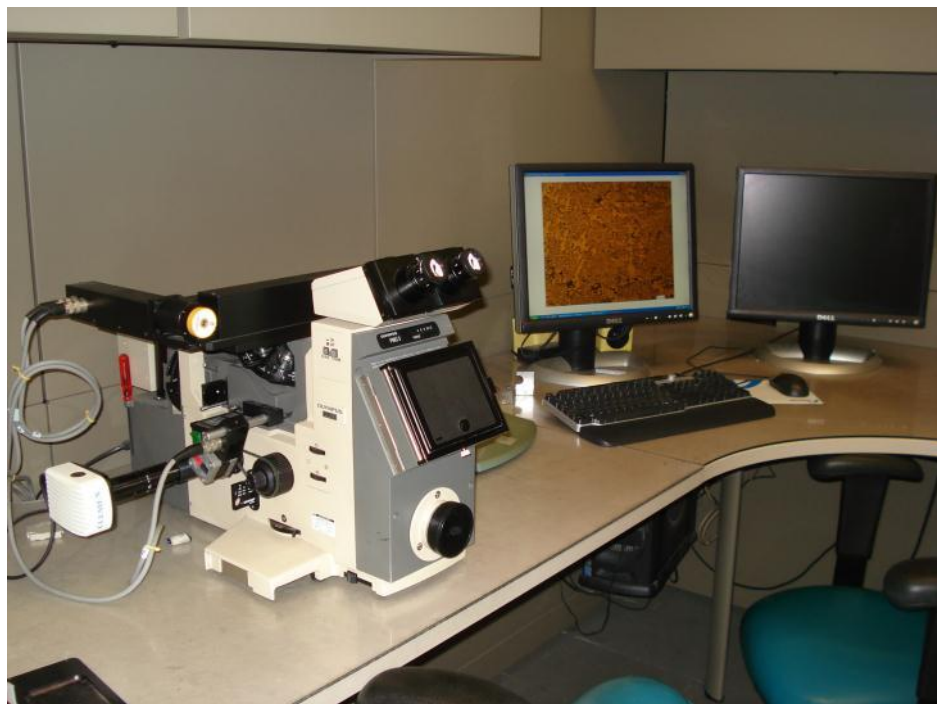


Figura 4.10 Microscopio y análisis de imagen utilizado.

4.7 Fractografía.

Todos los especímenes que durante su ensayo fracturaron fueron posteriormente analizados en sus superficies de fractura para determinar el diámetro en la sección de fractura¹, así como la zona de propagación estable de fractura por fatiga y, finalmente, el sitio de inicio de la fatiga. La medición se realizó utilizando un microscopio electrónico de barrido marca JEOLMR JSM- 6360LV y para corroborar la procedencia del sitio de inicio se realizó un análisis químico mediante microanálisis de rayos X usando un medidor Oxford Inca XSight modelo 7582, ver figura 4.11.

Ejemplos de las mediciones realizadas a cada espécimen se muestran en las figuras 4.12 a la 4.14.



Figura 4.11. Microscopio electrónico de barrido e instrumento de microanálisis mediante dispersión de energía.

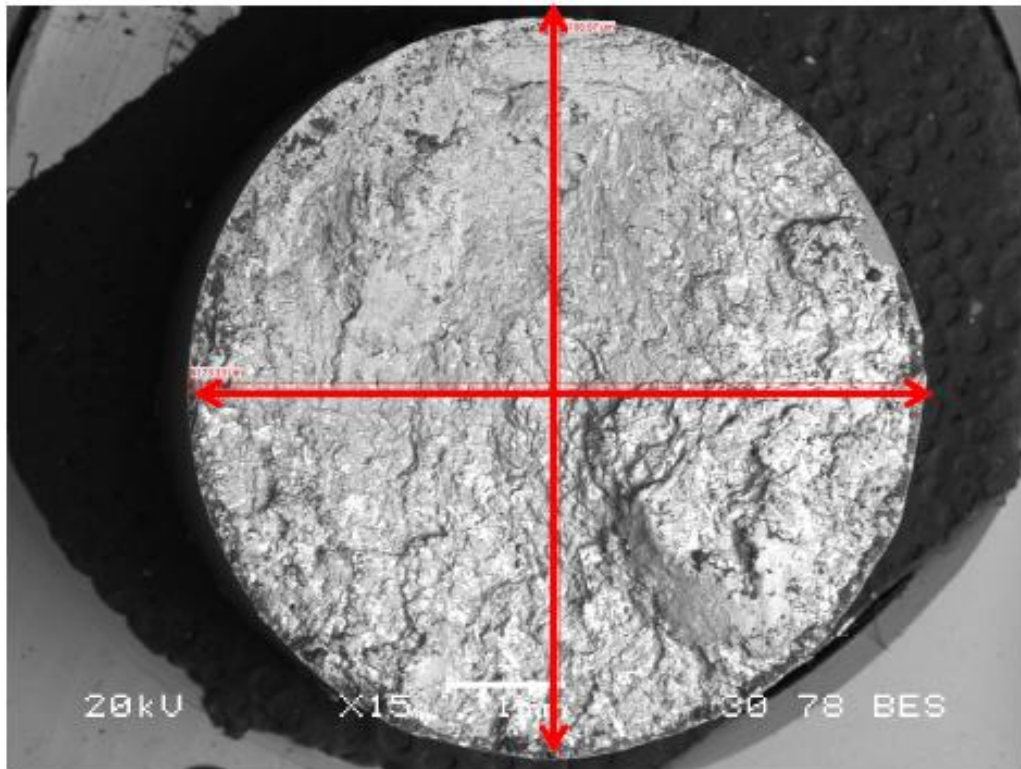


Figura 4.12. Medición del diámetro sobre la superficie de fractura de los especímenes fallados en fatiga.

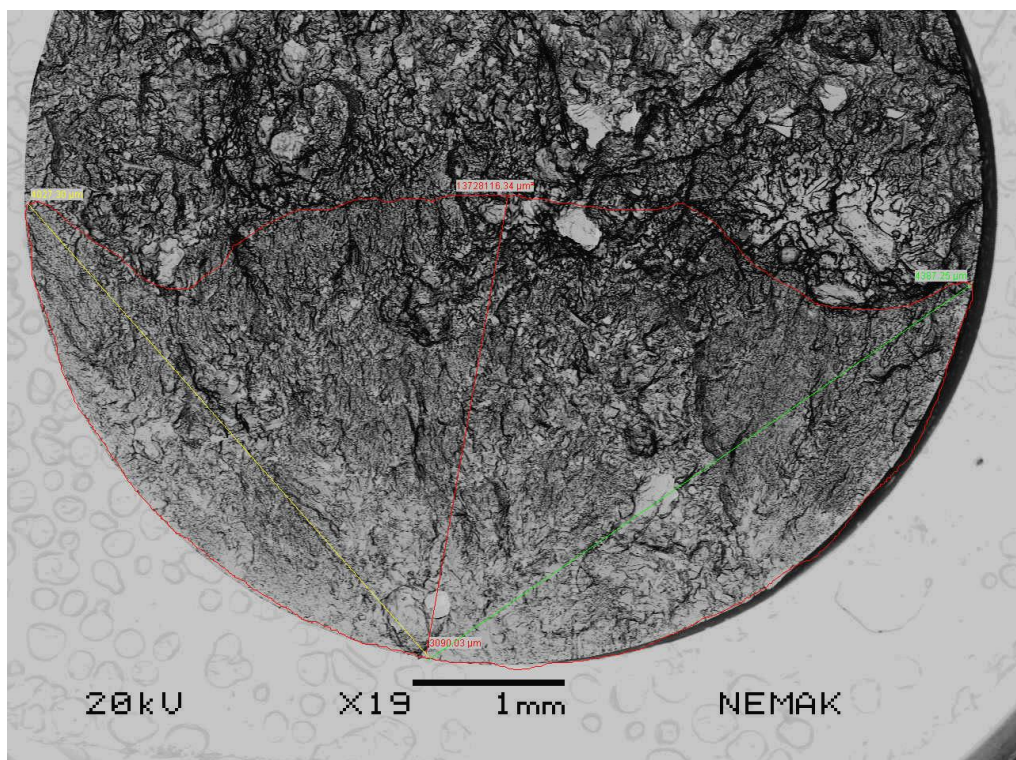


Figura 4.13. Medición del área de propagación estable de fatiga y la distancia promedio del sitio de inicio hasta el comienzo de la zona de fractura final.

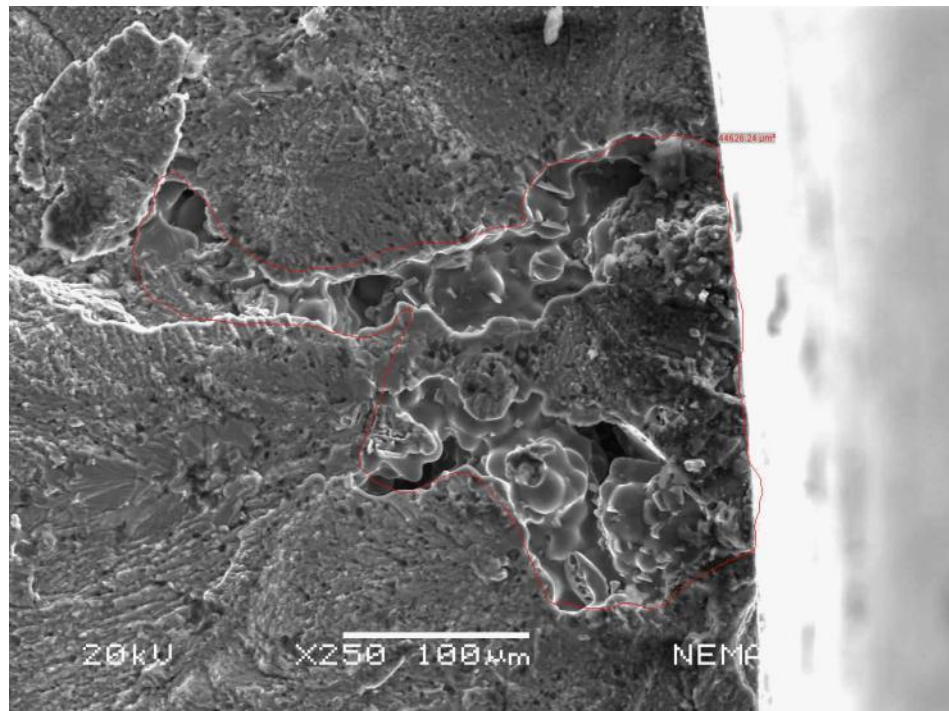


Figura 4.14. Medición del sitio de inicio de la falla por fatiga.

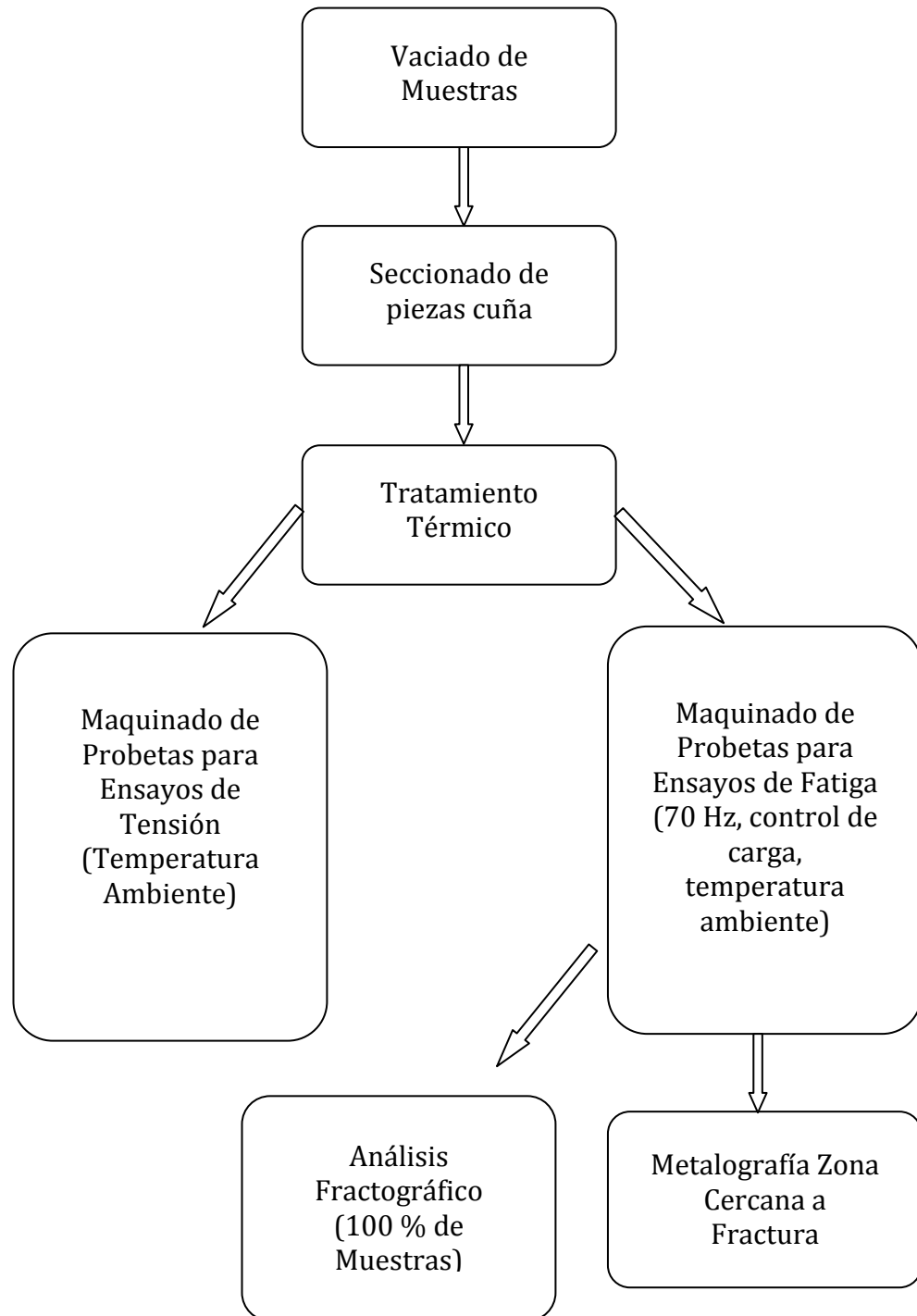


Figura 4.16. Diagrama de flujo de la experimentación.

Referencias Bibliográficas

1. J R González-López; “Fatiga Mecánica en Componentes Automotrices Vaciados con una Aleación de Aluminio Tipo A319”; Tesis de Doctorado, UANL, FIME, 2005.
2. Nematik; S.A., Dibujo de probeta de fatiga, 2003.
3. E8 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International. 2004.
4. E466-96(2002) e1 Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, ASTM International. 2002.
5. Specification and verification of tensile and fatigue properties in cast components GMN 7152. 2001.
6. Manual de Easy Aligment. MTS. 1997.
7. Reporte Climax. CRS. 2003.
8. Andrés Rodríguez. Reporte interno Nematik. 2004.

CAPITULO 5

RESULTADOS

5.1 Introducción

A continuación se presentan los resultados de los ensayos mecánicos estáticos y dinámicos realizados durante este estudio, así como las mediciones realizadas a las superficies de fractura y la microestructura de la aleación experimental desarrollada en las diferentes etapas de la experimentación.

5.2 Ensayos de tensión.

Los resultados de los ensayos de propiedades de tensión monotónicas se presentan en las figuras 5.1, 5.2 y 5.3. La cantidad de muestras ensayadas para cada uno de los niveles de velocidad de solidificación fueron las siguientes: Nivel 1, 16 muestras, nivel 2, 28 muestras y nivel 3, 32 muestras. En estas gráficas se puede observar la media para cada una de las variables así como la dispersión que presentaron los datos. Las tablas con los resultados completos para cada una de las piezas vaciadas se pueden consultar en el apéndice A. Vale la pena mencionar, que las muestras del Nivel 3 no presentan un valor de cedencia ya que la falla sucede antes de que la elongación alcance el 0.2%.

Para estos casos se considera que el esfuerzo de cedencia y el esfuerzo último a la tensión son iguales.

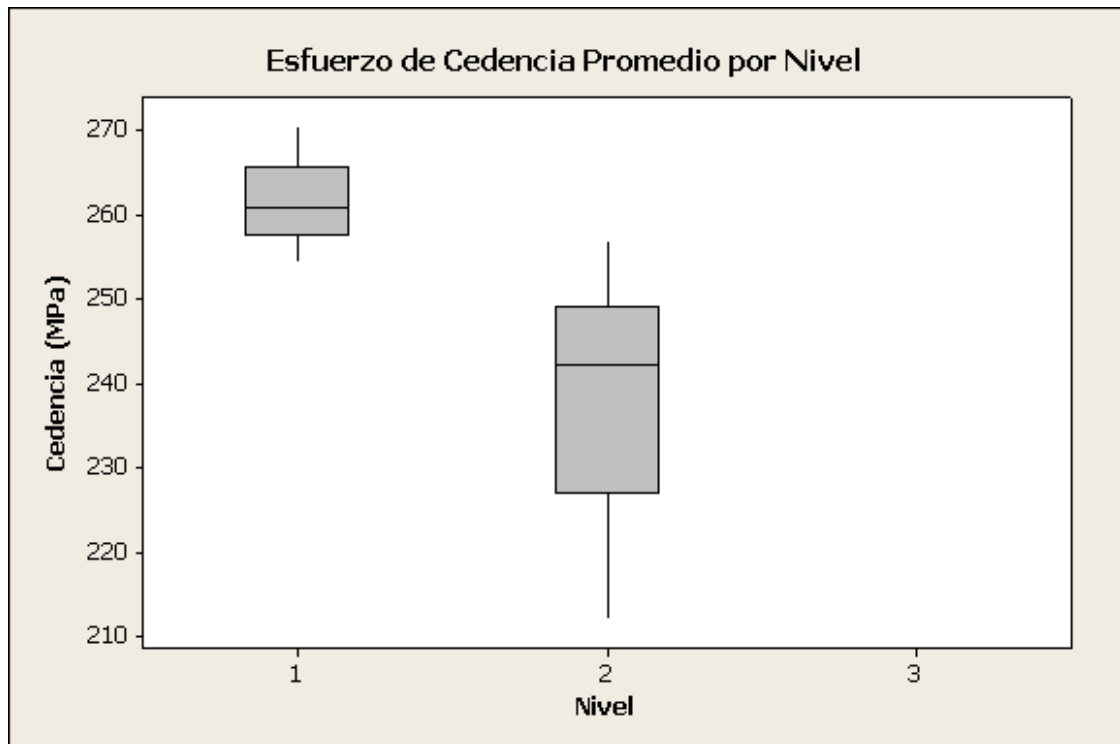


Figura 5.1. Esfuerzo de cedencia para las muestras ensayadas por nivel.

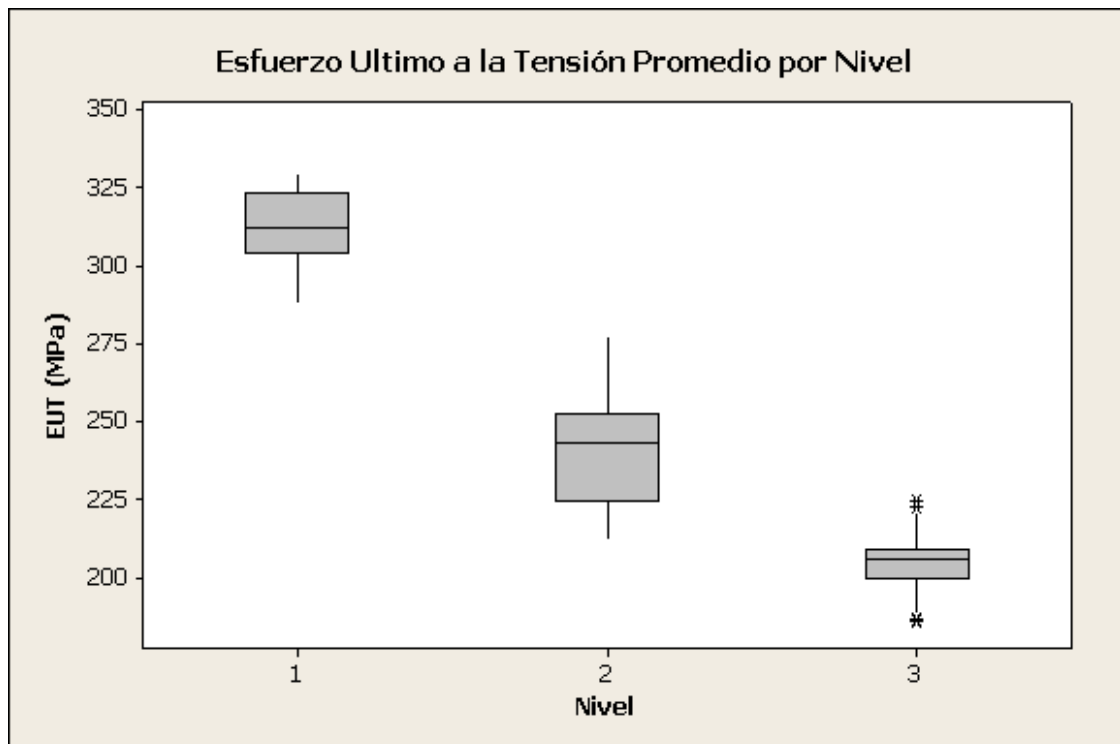


Figura 5.2. Esfuerzo último a tensión para las muestras ensayadas por nivel.

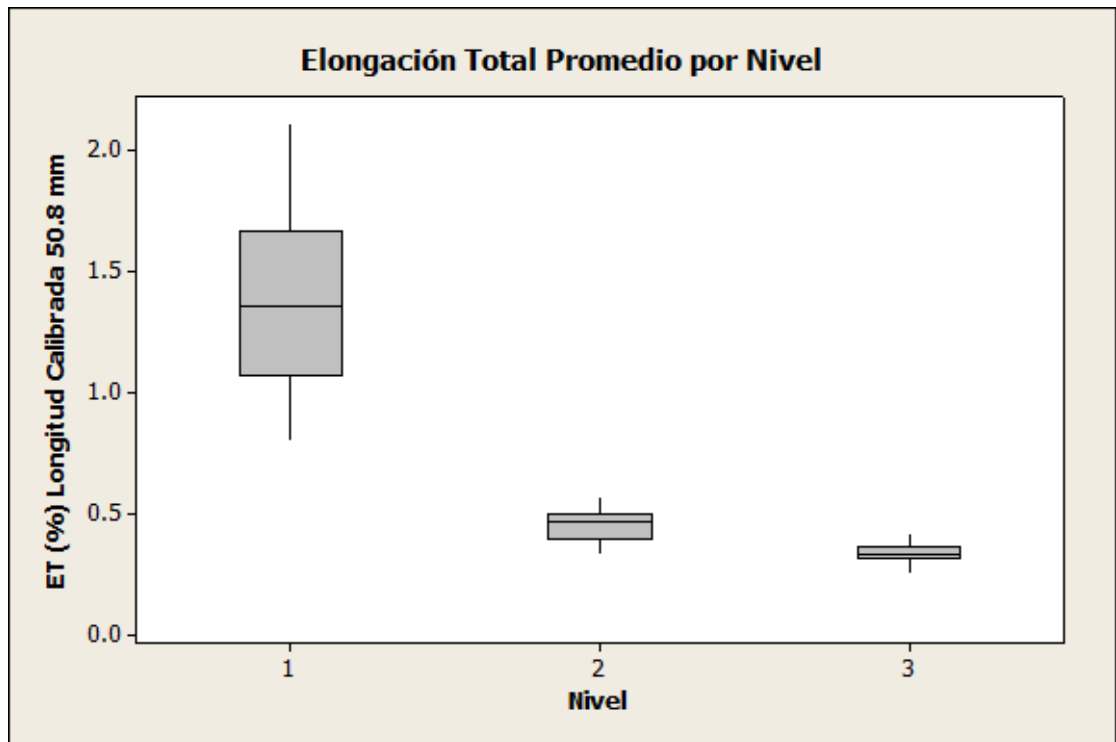


Figura 5.3. Elongación total para las muestras ensayadas por nivel.

5.3 Pruebas de fatiga en escalonamiento y curvas S-N para cada uno de los niveles ensayados.

Para el análisis del comportamiento a fatiga de la aleación experimental se utilizó el método de escalonamiento que consiste en ensayar especímenes en condiciones de fatiga completamente reversible a esfuerzos cercanos al de cedencia del material. Conforme se producen las fallas se disminuye el valor de amplitud de esfuerzo hasta que la probeta completa 10 millones de ciclos sin fallar. El programa de pruebas se presenta en las figuras 5.4, 5.5 y 5.6. Las figuras 5.7, 5.8 y 5.9 muestran las curvas S-N para cada uno de los niveles de velocidad de solidificación estudiados. Los resultados detallados, incluyendo las zonas en las que las probetas presentan la nucleación de las grietas de fatiga, pueden ser consultados en el Apéndice B.

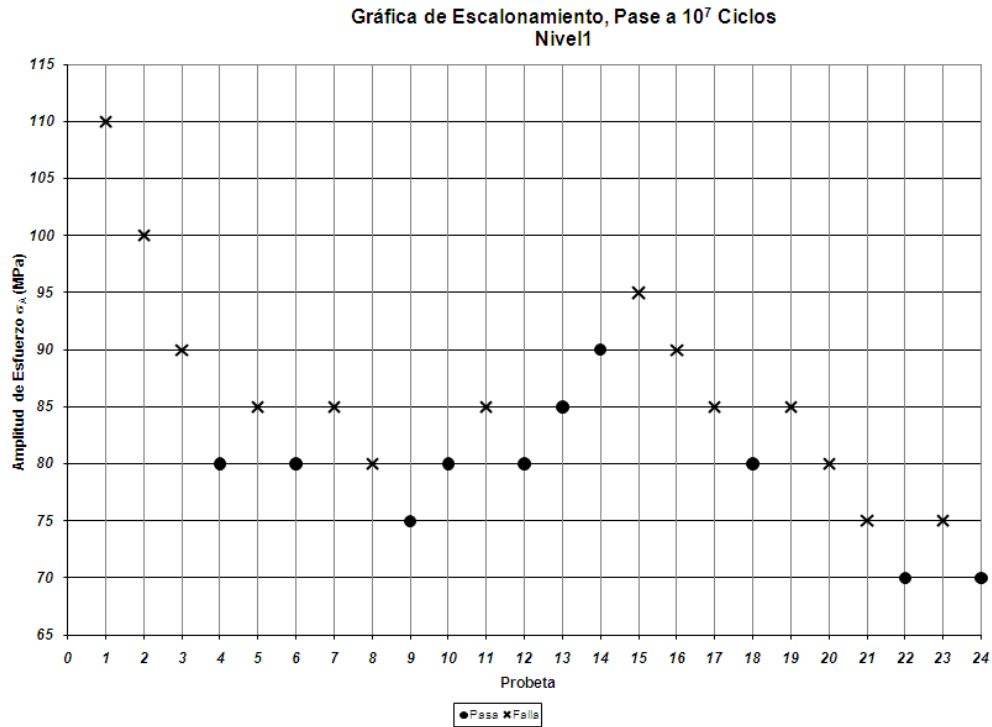


Figura 5.4. Secuencia de ensayo de la prueba de escalonamiento para las muestras del Nivel 1.

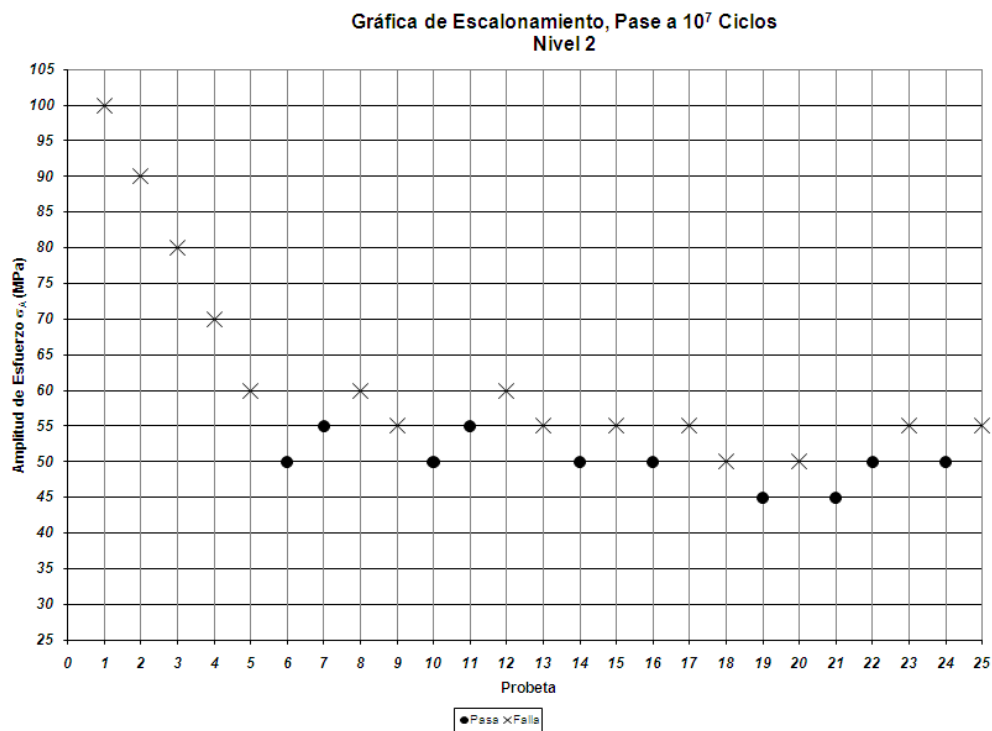


Figura 5.5. Secuencia de ensayo de la prueba de escalonamiento para las muestras del Nivel 2.

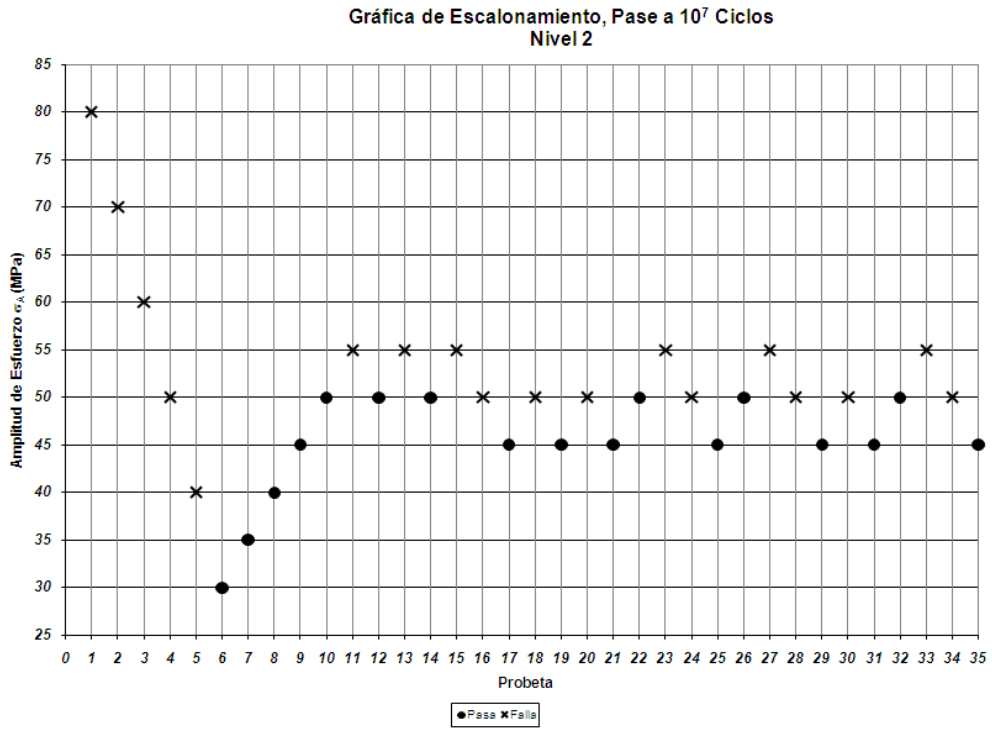


Figura 5.6. Secuencia de ensayo de la prueba de escalonamiento para las muestras del Nivel 3.

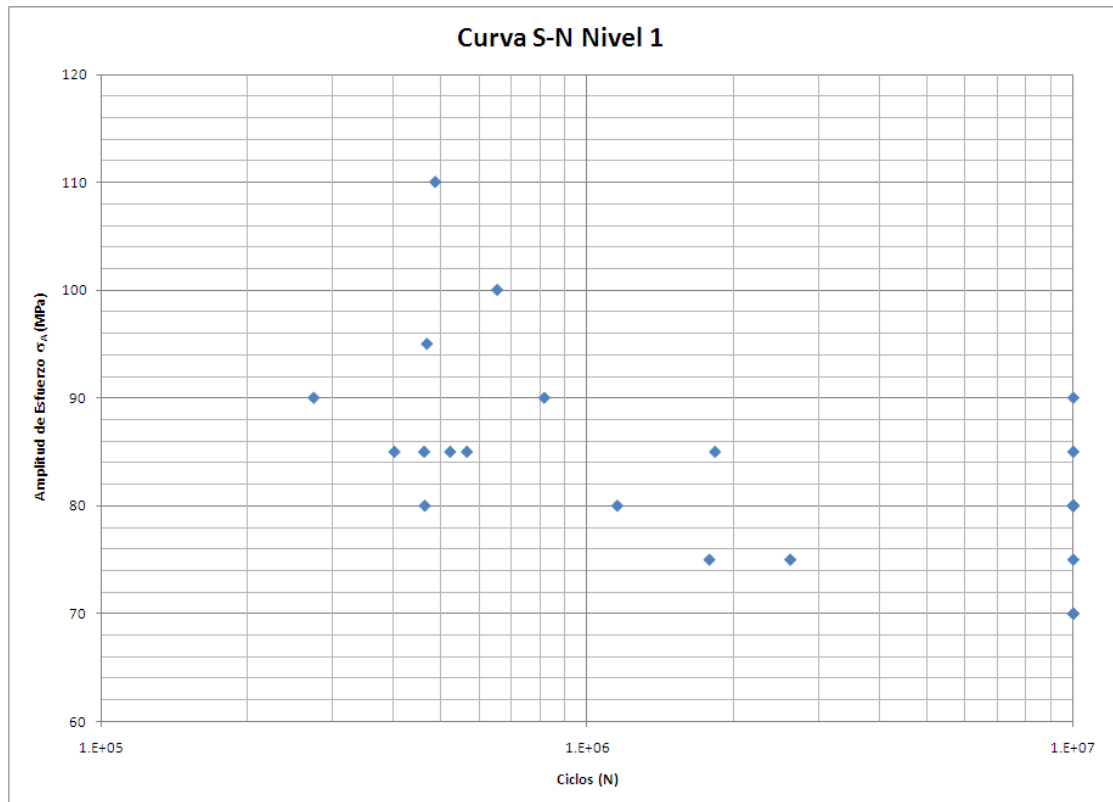


Figura 5.7. Curva S-N, Nivel 1.

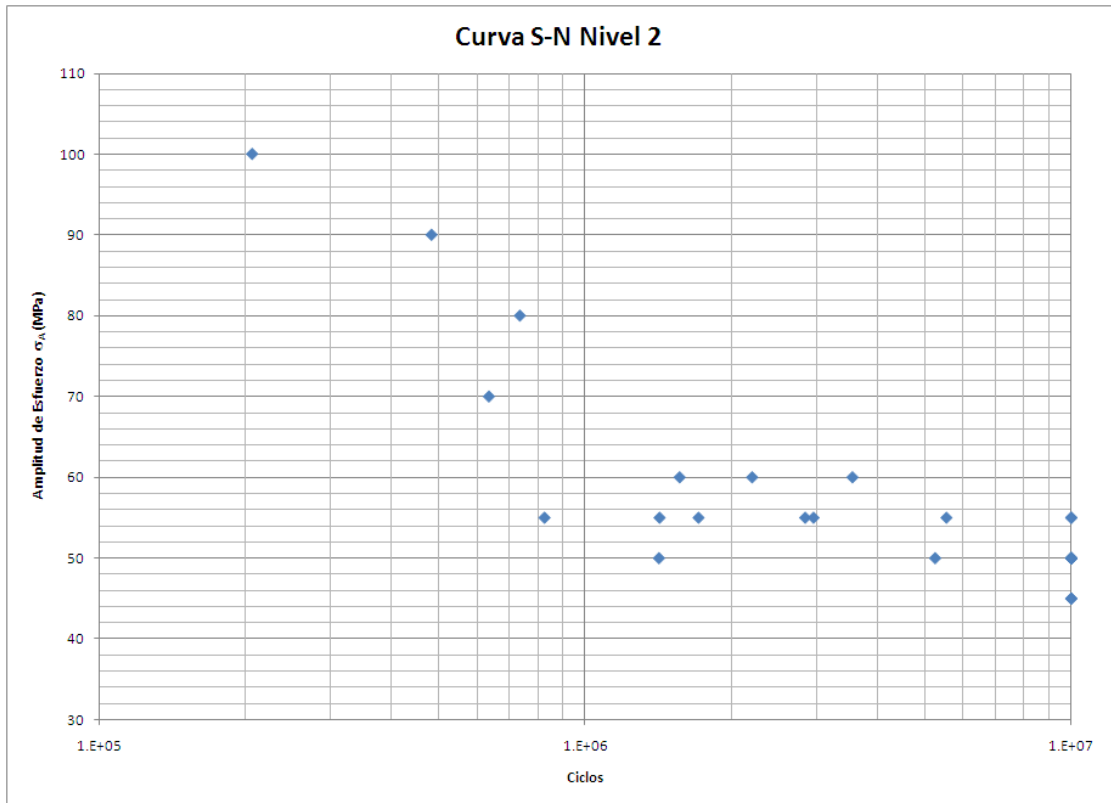


Figura 5.8. Curva S-N, Nivel 2.

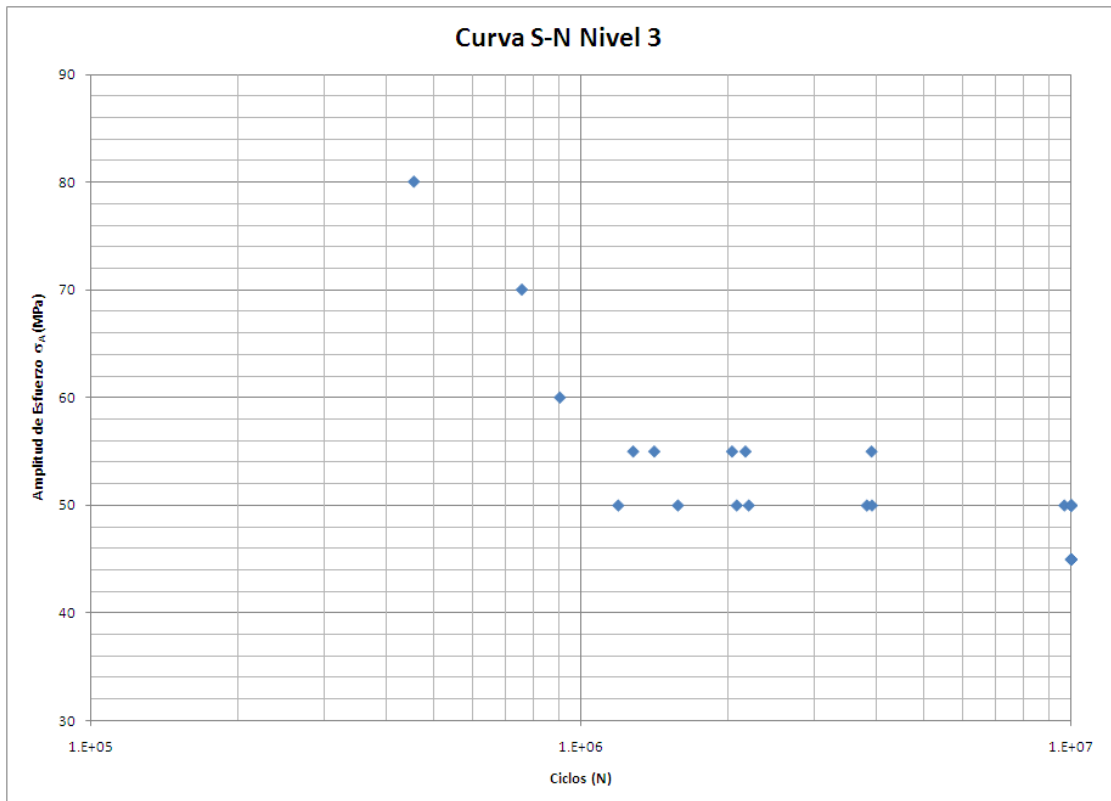


Figura 5.9. Curva S-N, Nivel 3.

5.4 Evaluación de los intervalos de fatiga.

El análisis de los resultados de las pruebas de escalón se realizó utilizando la especificación de análisis de GMN7152¹ a partir del Apéndice B utilizando control de carga. El cálculo se basa en el total de ensayos, dividiéndolos según su finalización en pasa o no pasa y se utilizan los niveles de esfuerzo donde se realizaron más repeticiones a un mismo nivel de esfuerzo.

El análisis estadístico de los datos de la prueba de escalón determinan un estimado de la resistencia a la fatiga promedio y los siguientes procedimientos son realizados^{1, 6}:

- Determinar cual condición final de ensayo se presentó en mayor cantidad, fallas por fractura o pruebas sin falla a los 10 millones de ciclos (Ni).
- Se numeran los niveles de esfuerzo desde cero como se muestra en las Tablas 5.1, 5.2 y 5.3 para cada uno de los niveles de velocidad de solidificación.
- Se verifica que el factor de convergencia $C \geq 0.3$ para considerar el conjunto de datos como válido¹.
- La resistencia a la fatiga promedio se estima como:

$$\overline{RF} = S_0 + d \left(\frac{A}{n} + \frac{1}{2} \right) \quad 5.1$$

donde S_0 es el esfuerzo mínimo utilizado en los cálculos, n es el incremento o decremento entre niveles de esfuerzo, A es la sumatoria de "i" por "Ni"¹ y se calcula del cuadro de pruebas. Otra forma que se utilizó para evaluar el promedio de resistencia a la fatiga, fue utilizando la probabilidad de fractura a partir de los esfuerzos ensayados para cada una de las condiciones^{6, 7} y se calcula por regresión numérica lineal entre los esfuerzos a un determinado porcentaje de probabilidad de fractura usualmente al 50%.

Adicionalmente se presentan los datos de fatiga promedio para cada uno de los niveles analizados como método alternativo para la determinación del

límite de fatiga de las tres condiciones de velocidad de solidificación. Esto debido al hecho de que una alta dispersión en los datos, especialmente a velocidades de solidificación baja puede no reflejar un límite de fatiga real.

Tabla 5.1. Cálculo de la vida promedio de fatiga por medio del método GMN7152 para las muestras del Nivel 1.

Cálculo de Límite de Fatiga Promedio Nivel 1

Esfuerzo	i	Ni	iNi	i ² Ni
95	5	1	5	25
90	4	1	4	16
85	3	5	15	45
80	2	2	4	8
75	1	2	2	2
70	0	0	0	0
Fallas		11	30	96

Promedio	74.6 MPa
Factor de Convergencia	2.53 Desviación Válida.
Desviación Estándar	20.7 MPa

Tabla 5.2. Cálculo de la vida promedio de fatiga por medio del método GMN7152 para las muestras del Nivel 2.

Cálculo de Límite de Fatiga Promedio Nivel 2

Esfuerzo	i	Ni	iNi	i ² Ni
60	3	2	6	18
55	2	6	12	24
50	1	2	2	2
45	0	0	0	0
Failures		10	20	44

Promedio	47.5 MPa
Factor de Convergencia	1.20 Desviación Válida.
Desviación Estándar	10.0 MPa

Tabla 5.3. Cálculo de la vida promedio de fatiga por medio del método GMN7152 para las muestras del Nivel 3.

Cálculo de Límite de Fatiga Promedio Nivel 3

Stress	i	Ni	iNi	i ² Ni
55	2	6	12	24
50	1	7	7	7
45	0	0	0	0
Failures		13	19	31

Promedio	51.2 MPa
Factor de Convergencia	0.66 Desviación Válida.
Desviación Estándar	5.6 MPa

De igual manera se presentan las curvas S-N de los tres niveles de velocidad de solidificación.

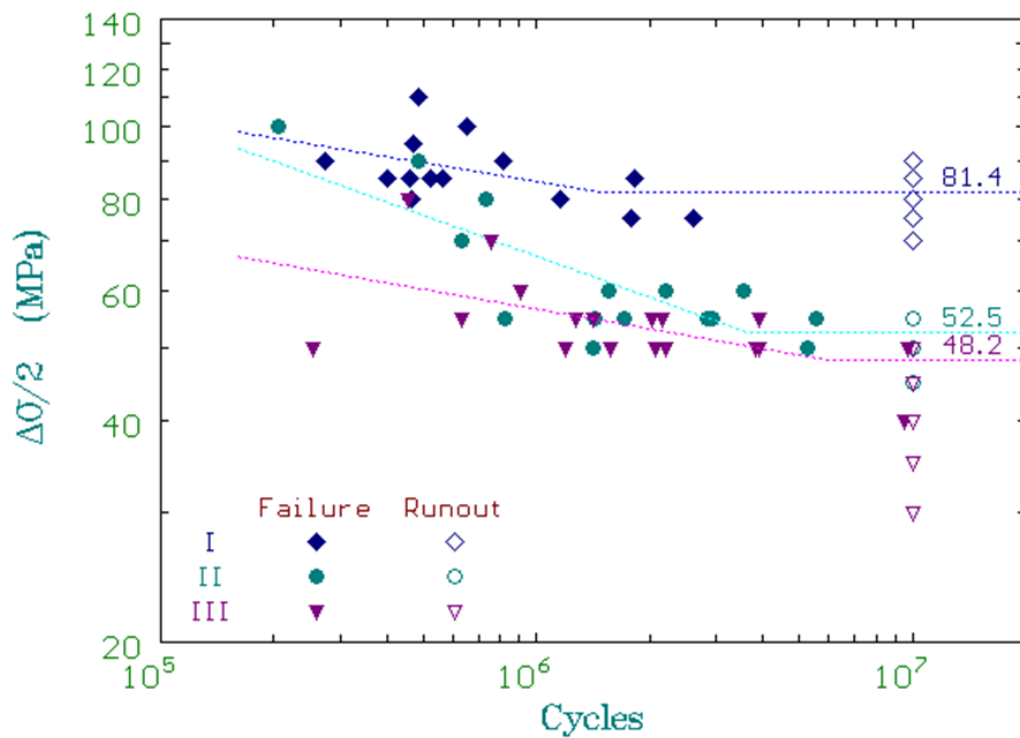


Figura 5.10. Curvas S-N para los tres niveles ensayados.

5.5 Evaluación metalográfica.

Una vez terminados los ensayos de fatiga se procedió a analizar la sección transversal de las fracturas con el fin de evaluar las características microestructurales y su posible correlación con la trayectoria de la grieta. Como parte del análisis se incluye la porosidad promedio, máxima, el tamaño máximo de poro y el tamaño de la celda eutéctica. Estas mediciones se realizaron lo más cercano posible a la superficie de fractura y pasando por el sitio de nucleación de grieta y se resumen en la Tabla 5.4. Se incluyen metalografías a 50, 100, 200 y 500X así como acercamientos a los sitios de nucleación para muestras de los 3 niveles de velocidad de solidificación (Figuras 5.11 a 5.29). Adicionalmente se analizaron las secciones transversales de fractura mediante dispersión de energía de rayos X (EDX) con el objetivo de evaluar la trayectoria de la grieta a través de la microestructura. El total de metalografías y los datos completos de medición de características microestructurales puede ser observado en los Apéndices C y D.

Tabla 5.4. Mediciones de porosidad promedio en área de fractura para muestras de los 3 niveles de velocidad de solidificación.

Nivel	Porosidad Promedio	Porosidad Máxima (%)	Tamaño Máximo de Poro (μm)
1	0.18	0.50	128
2	1.02	3.39	396
3	1.35	4.38	656

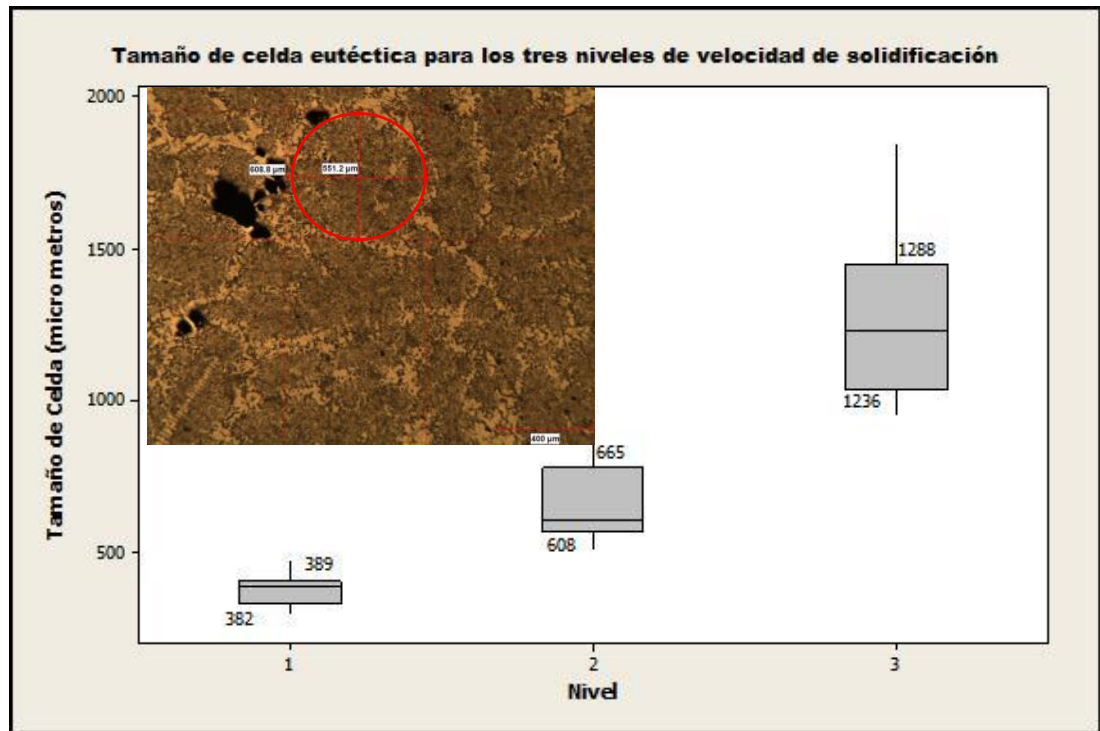


Figura 5.11. Tamaño de celda eutéctica para los tres niveles.

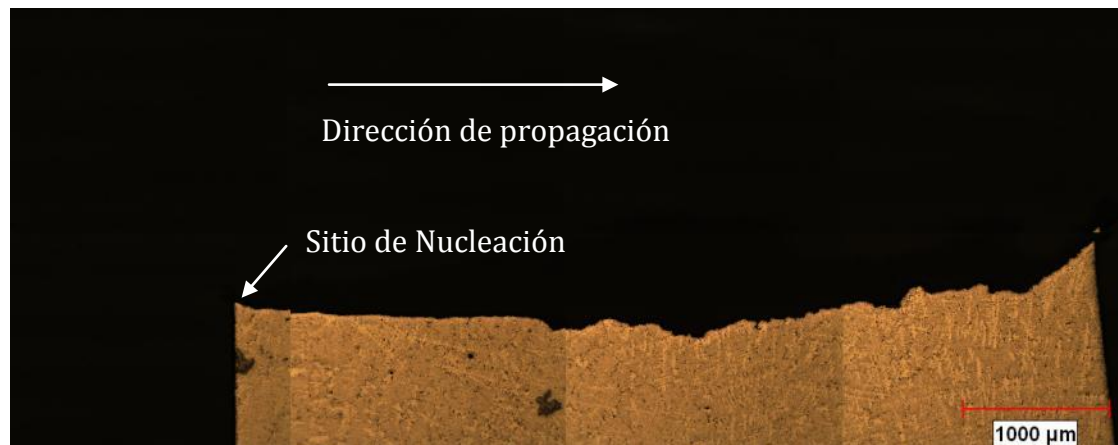


Figura 5.12. Trayectoria de fractura muestra N1W1P1, 50X

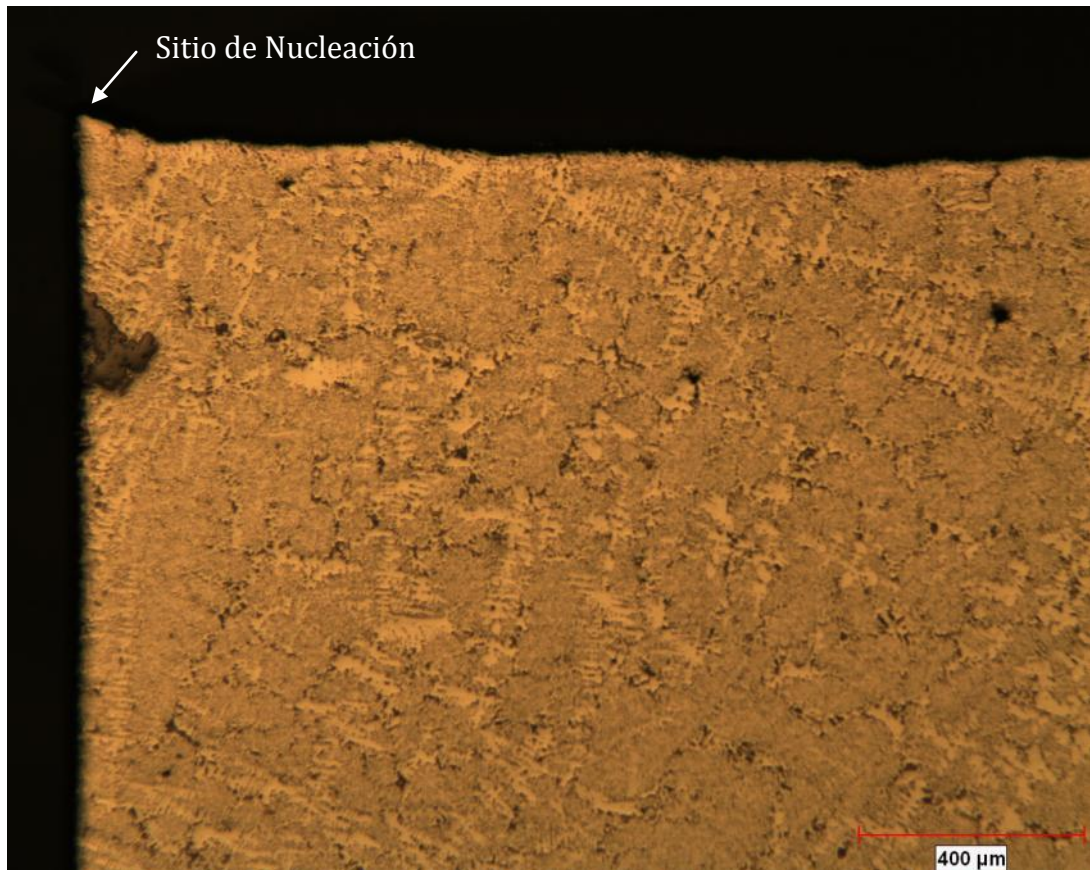


Figura 5.13. Sitio de nucleación de grieta muestra N1W1P1, 50X

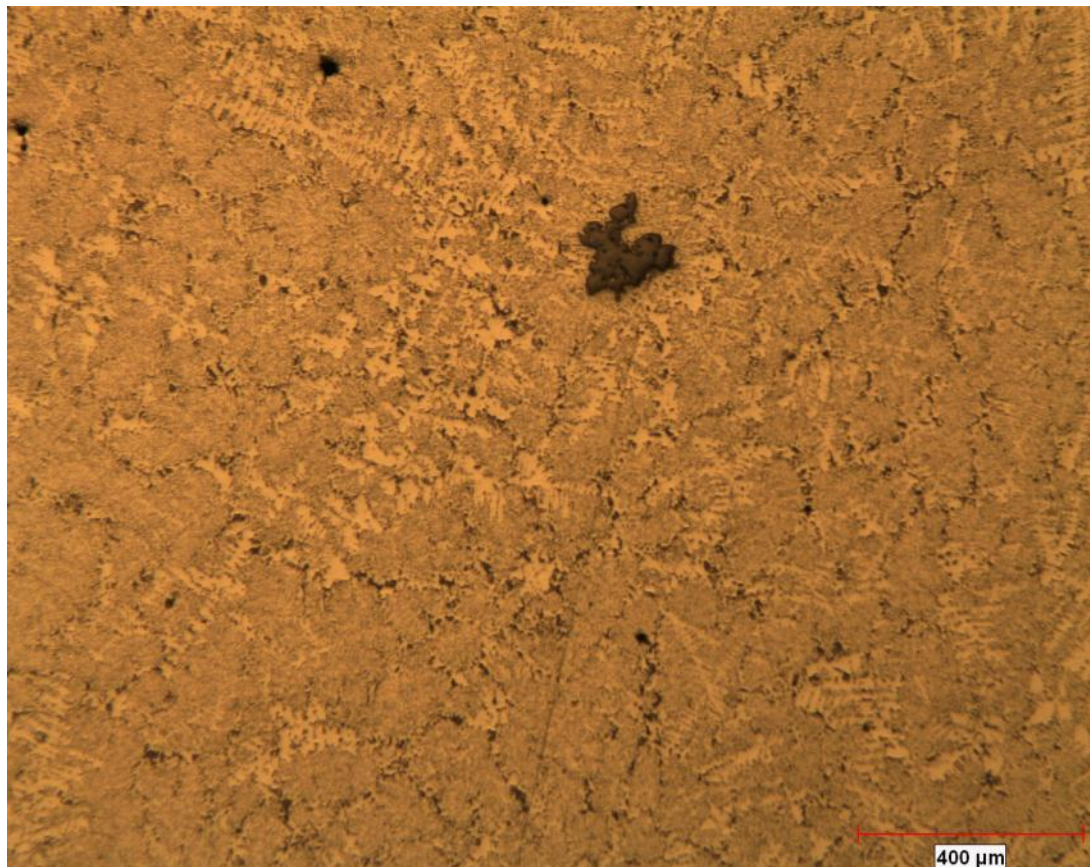


Figura 5.14. Microestructura general muestra N1W1P1, 50X

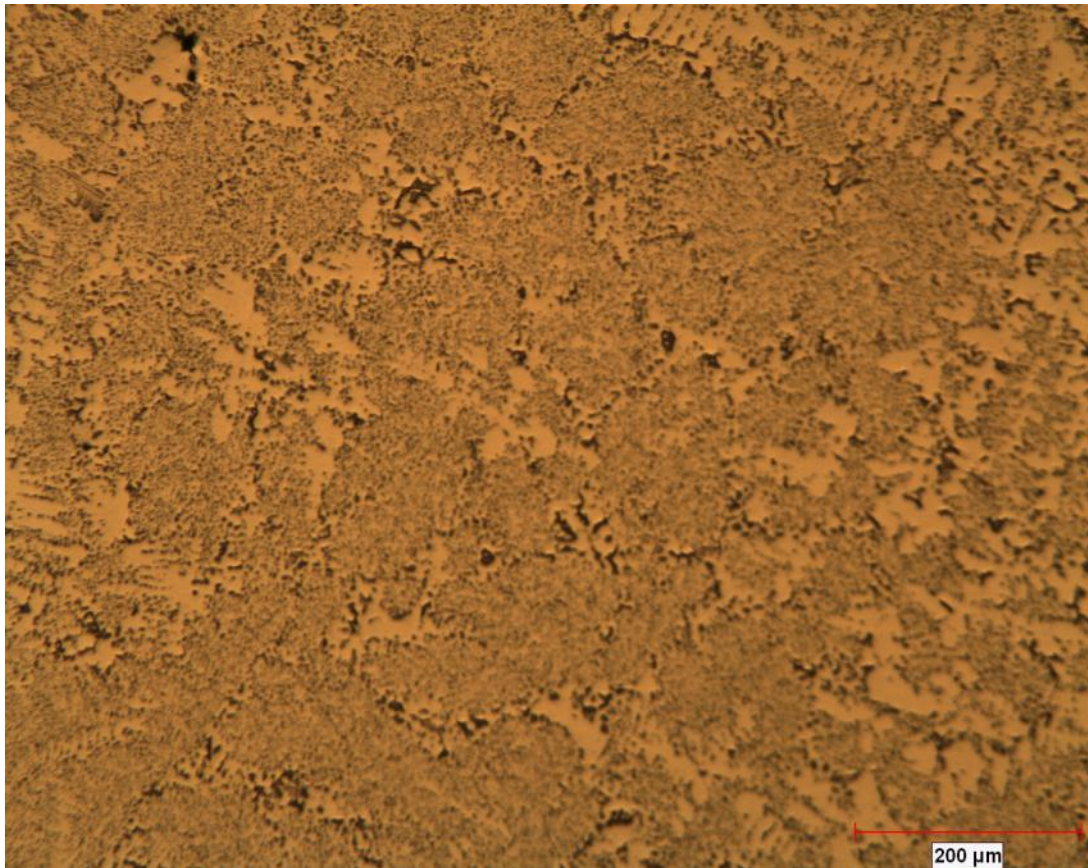


Figura 5.15. Microestructura general muestra N1W1P1, 100X

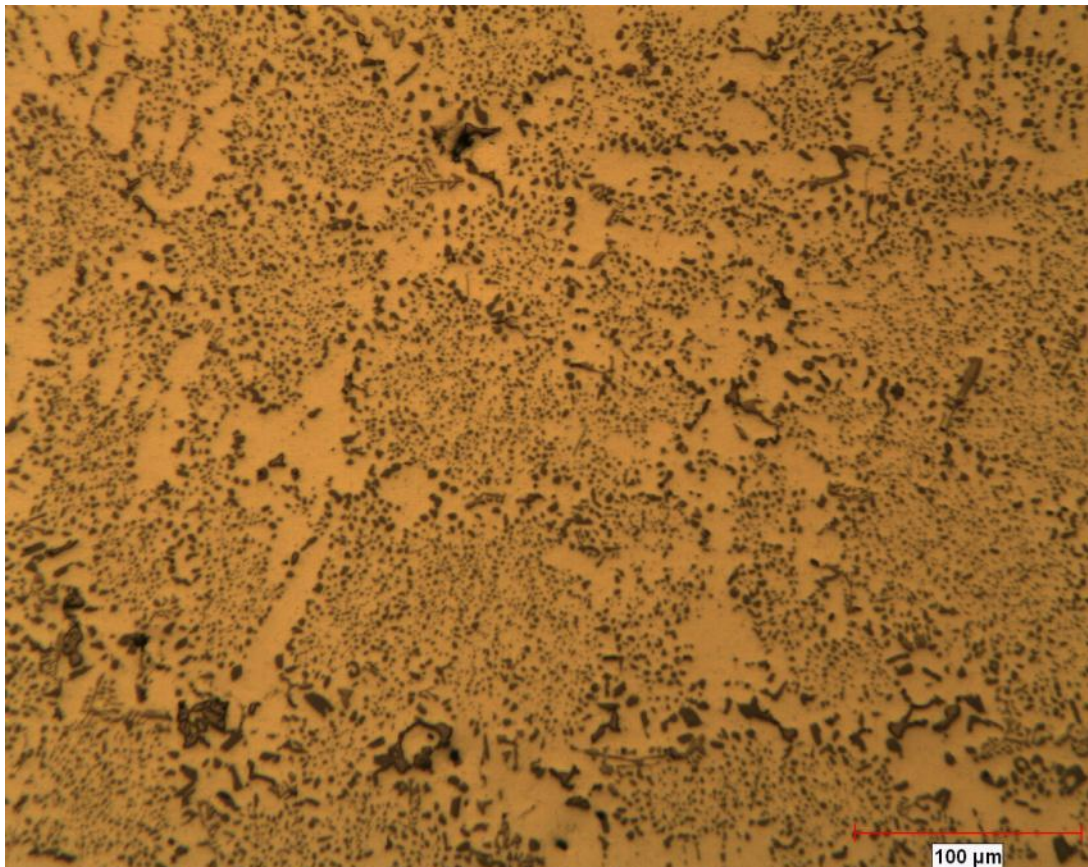


Figura 5.16. Microestructura general muestra N1W1P1, 200X

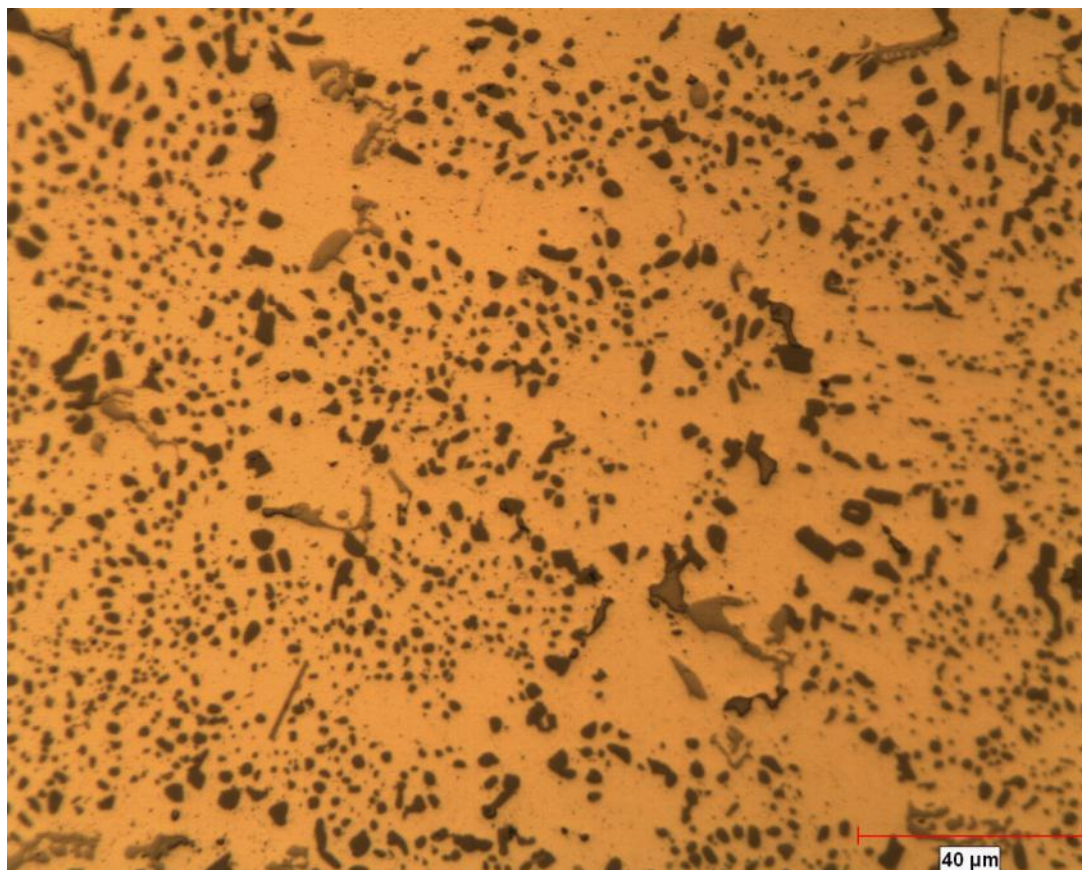


Figura 5.17. Microestructura general muestra N1W1P1, 500X



Figura 5.18. Trayectoria de fractura muestra N2W6P8, 50X. Sección transversal al sitio de inicio.

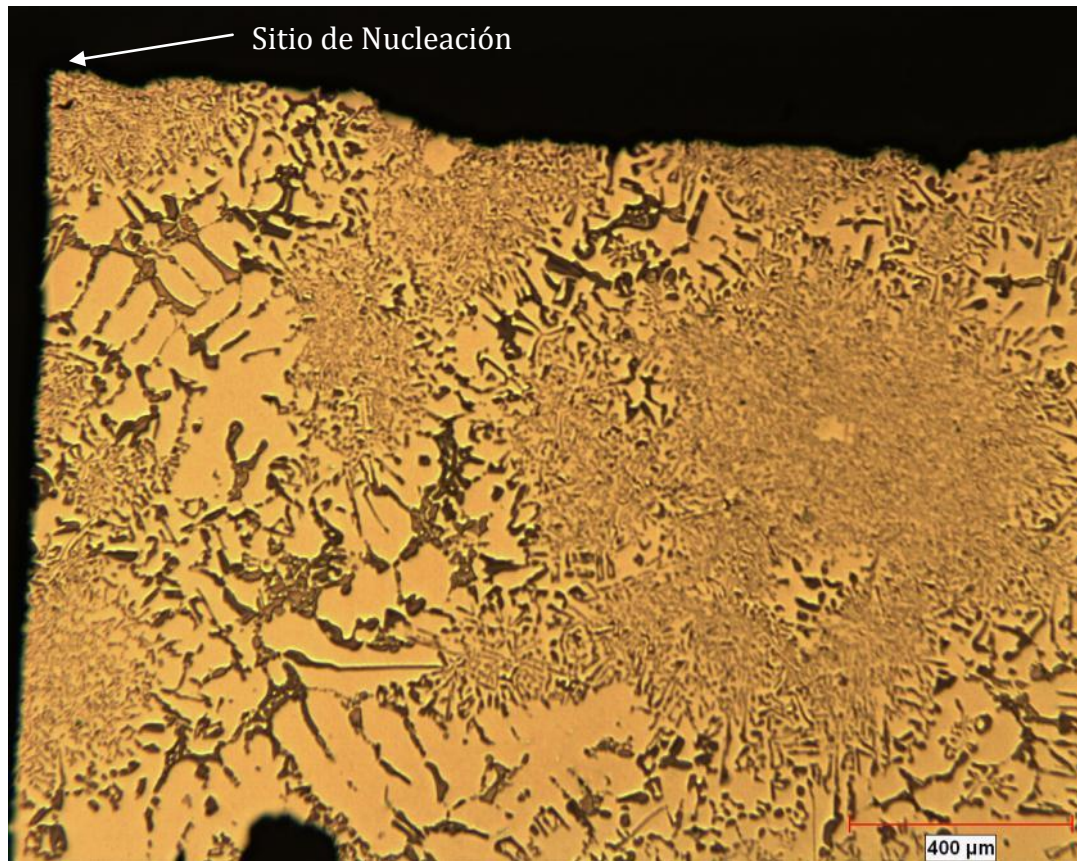


Figura 5.19. Sitio de nucleación de grieta muestra N2W6P8, 50X

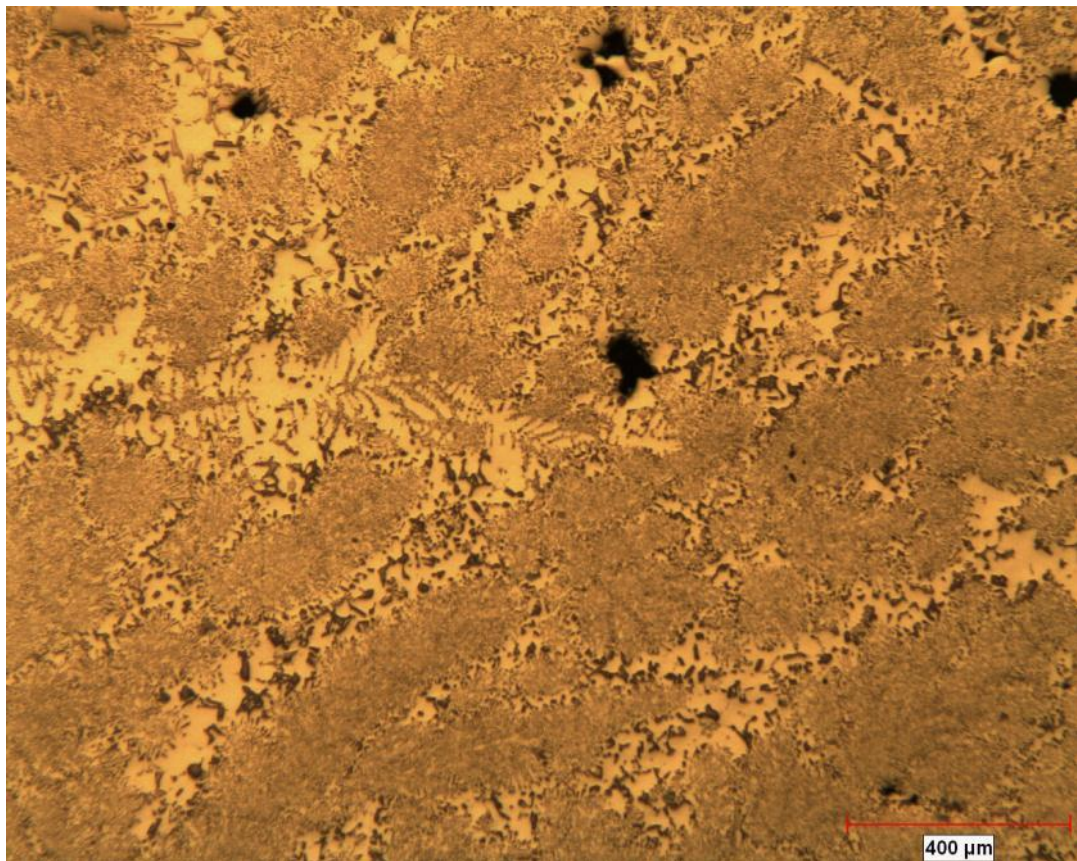


Figura 5.20. Microestructura general muestra N2W6P8, 50X

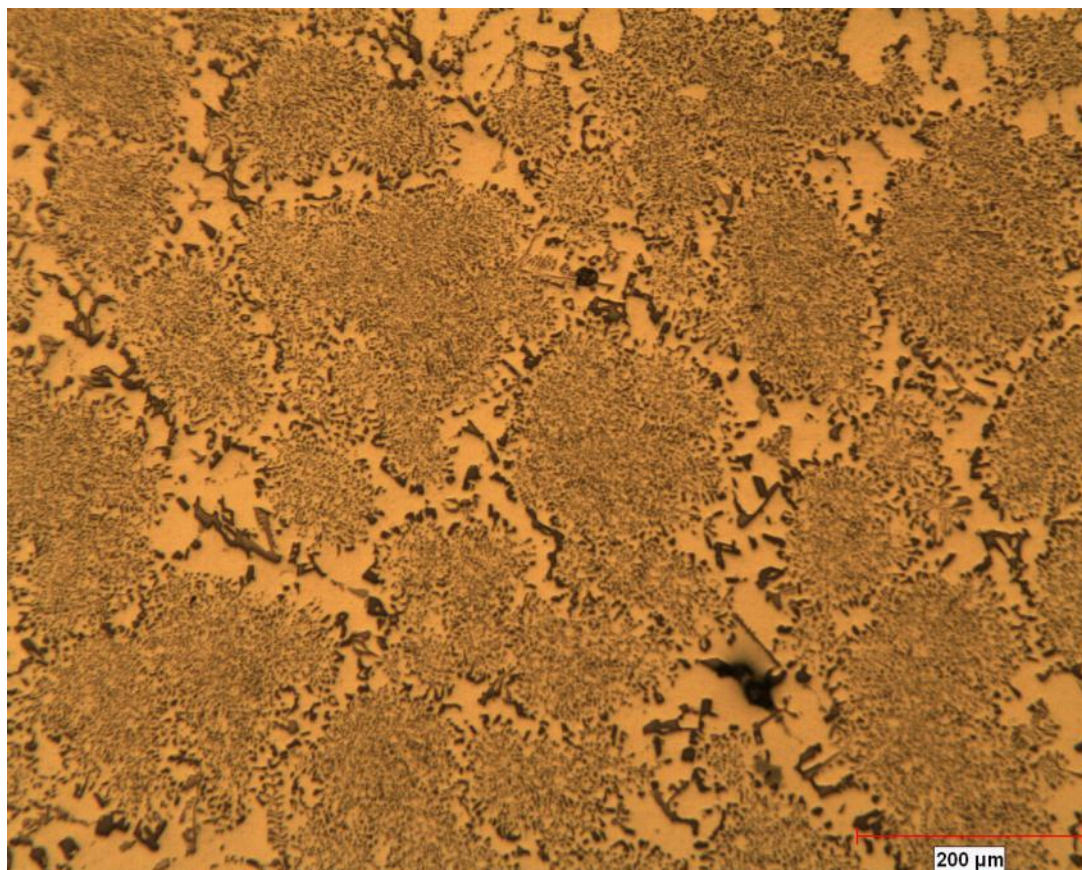


Figura 5.21. Microestructura general muestra N2W6P8, 100X

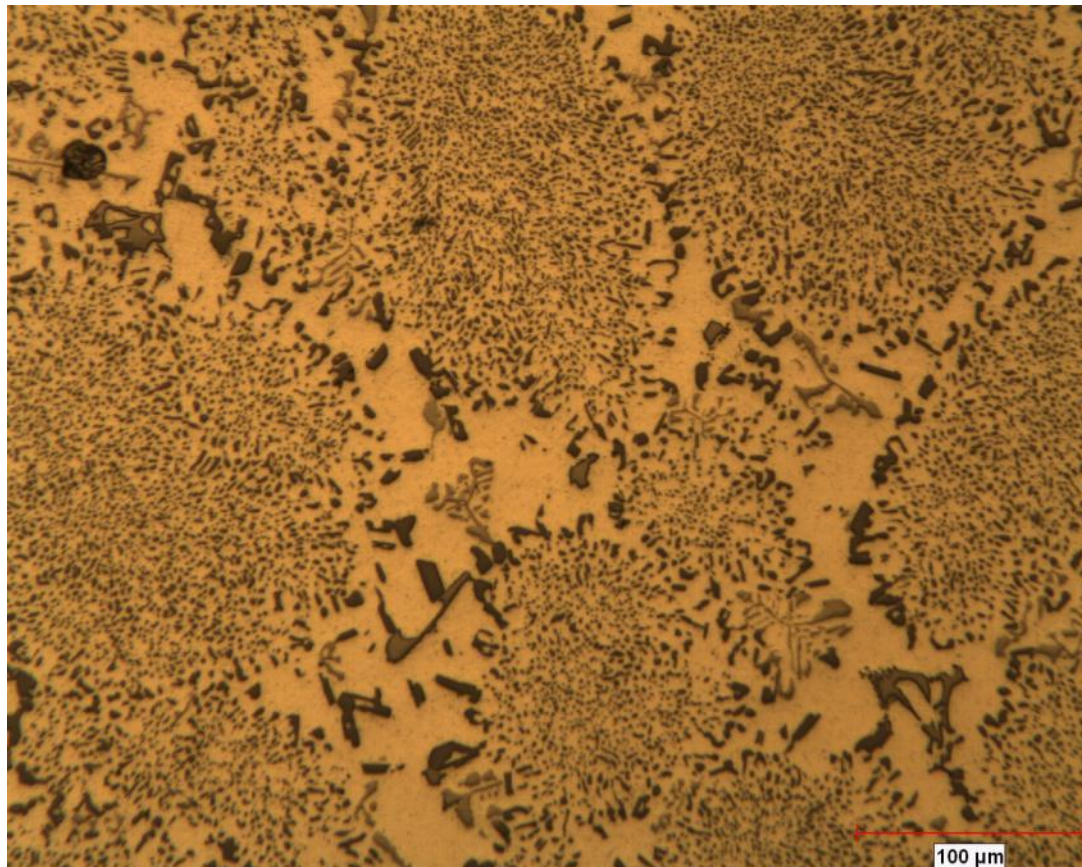


Figura 5.22. Microestructura general muestra N2W6P8, 200X

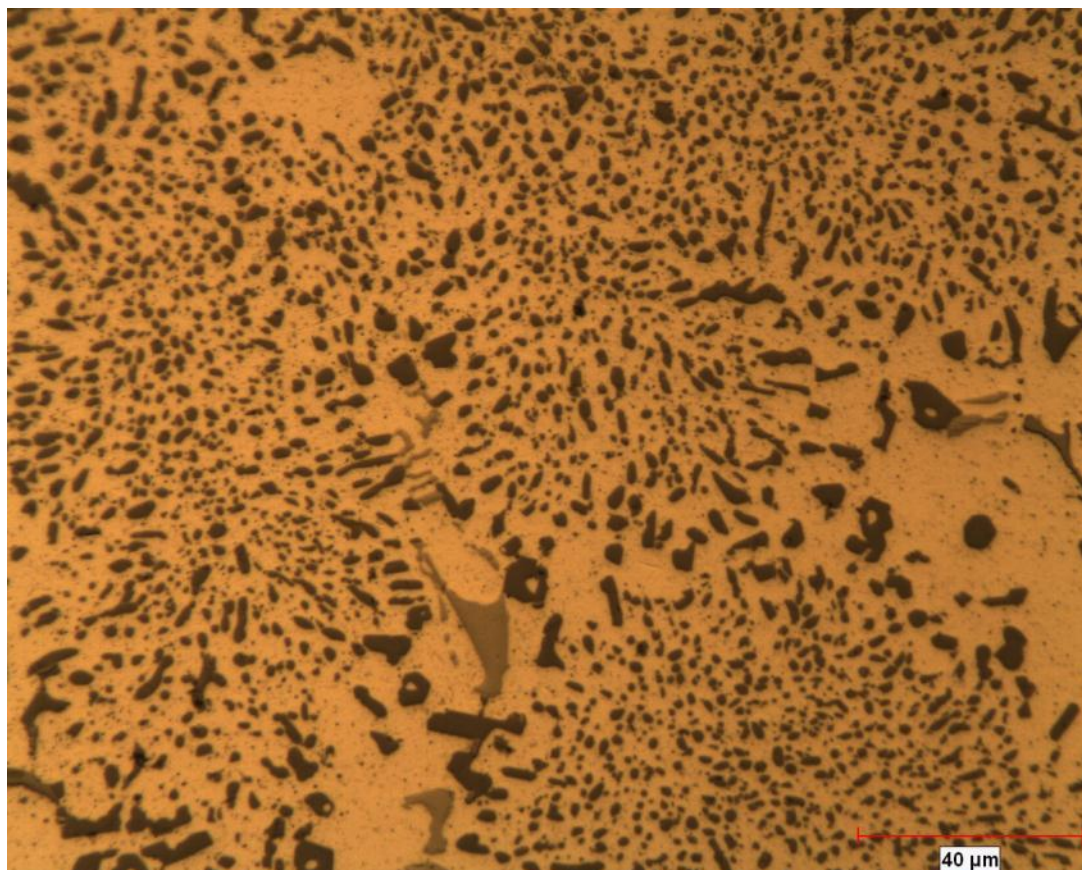


Figura 5.23. Microestructura general muestra N2W6P8, 500X

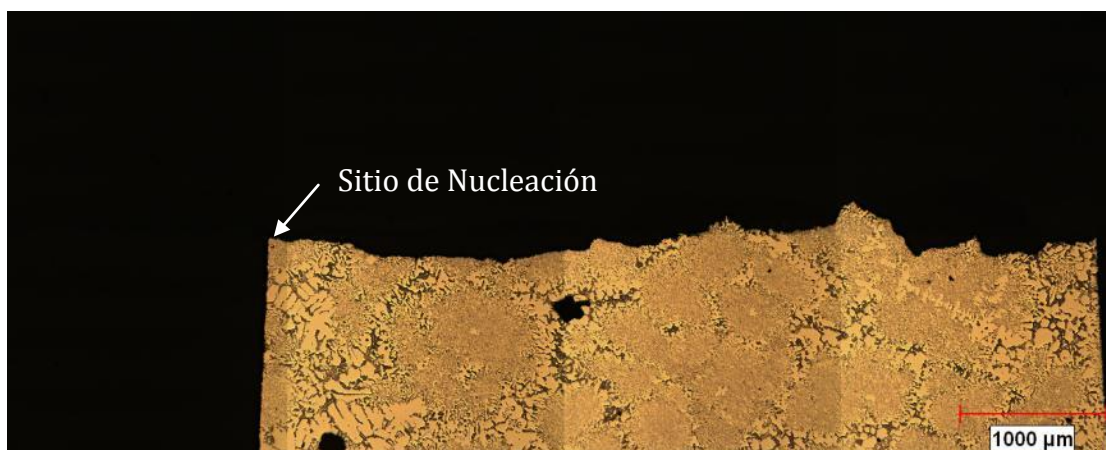


Figura 5.24. Trayectoria de fractura muestra N3W3P24, 50X

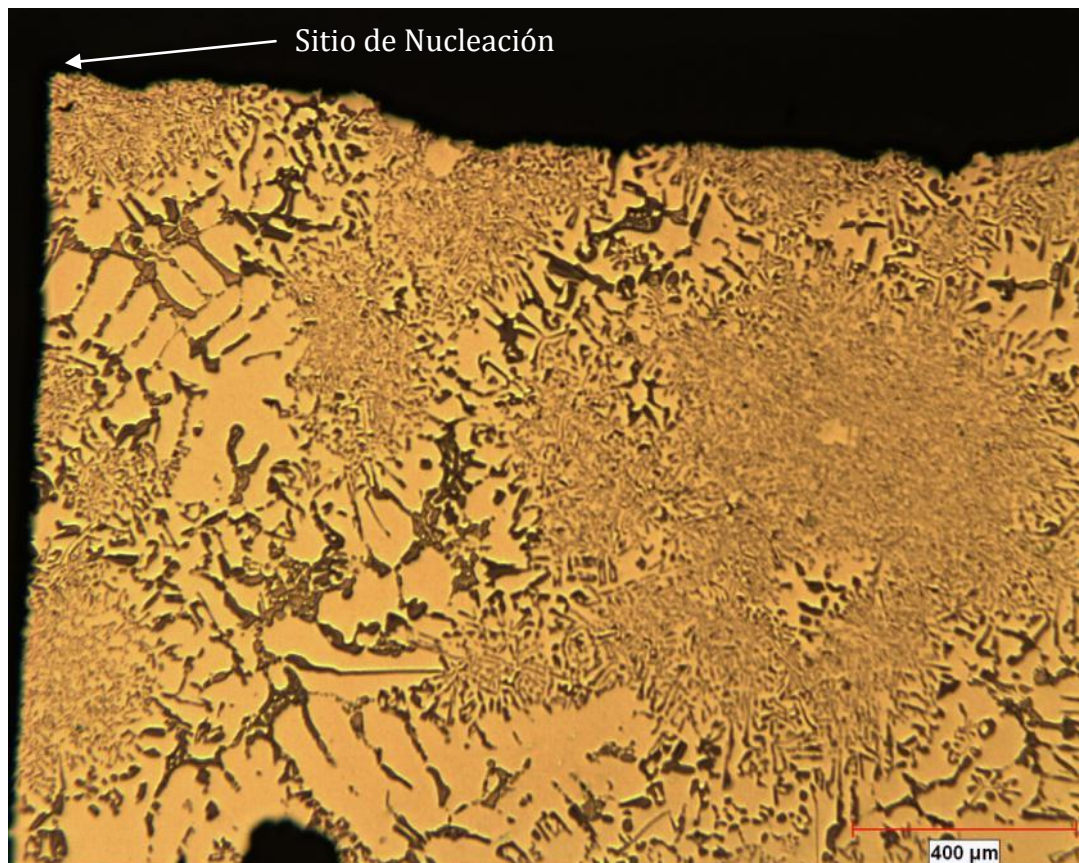


Figura 5.25. Sitio de nucleación de grieta muestra N3W3P24, 50X

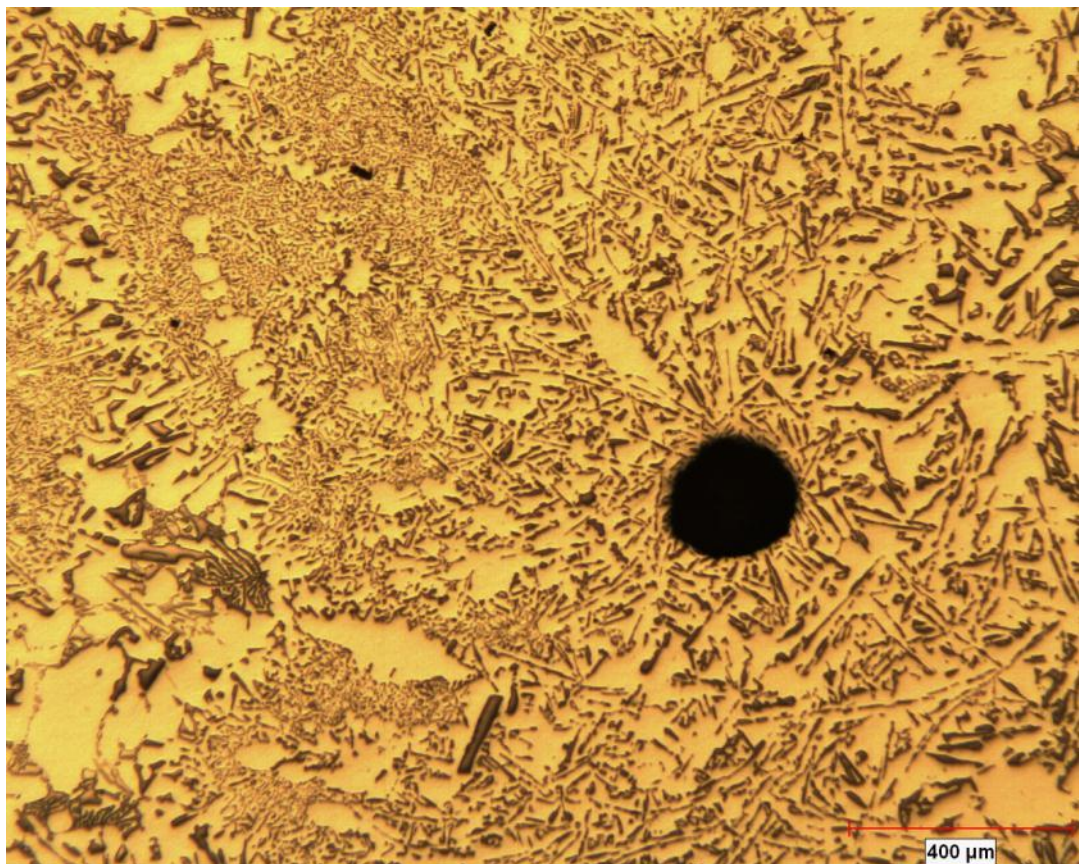


Figura 5.26. Microestructura general muestra N3W3P24, 50X

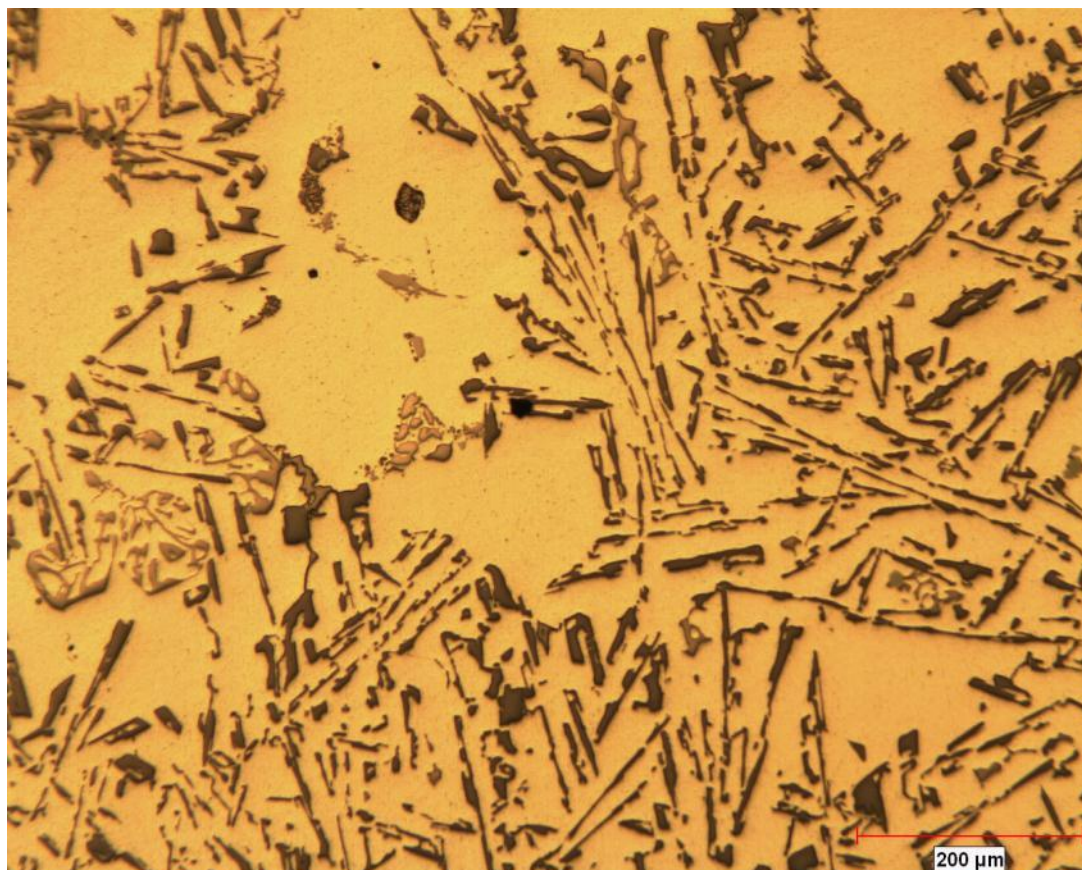


Figura 5.27. Microestructura general muestra N3W3P24, 100X

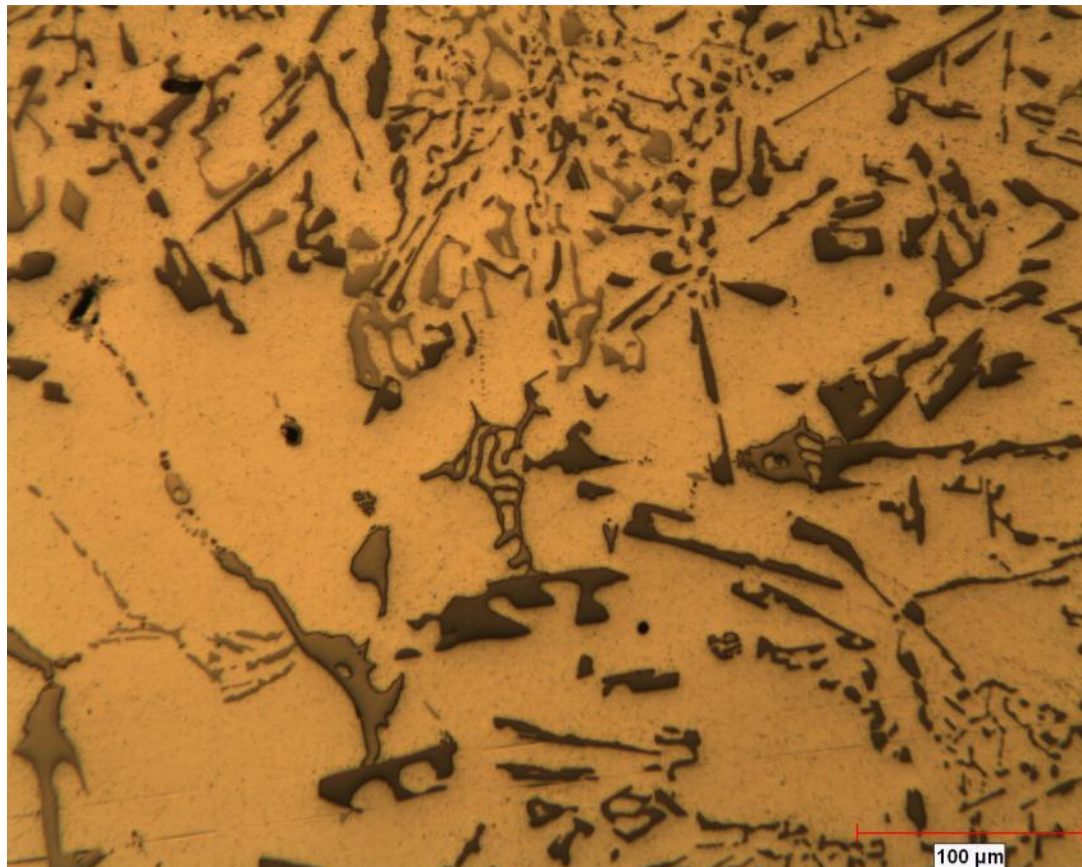


Figura 5.28. Microestructura general muestra N3W3P24, 200X

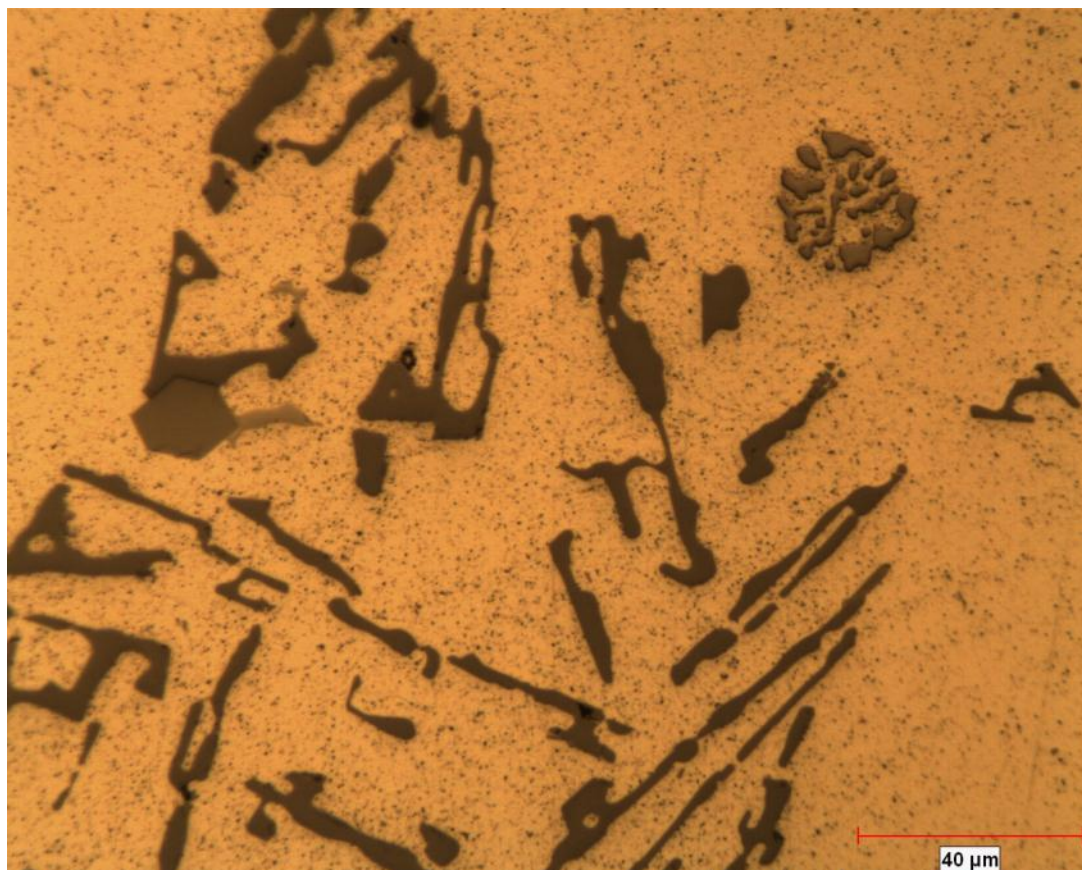
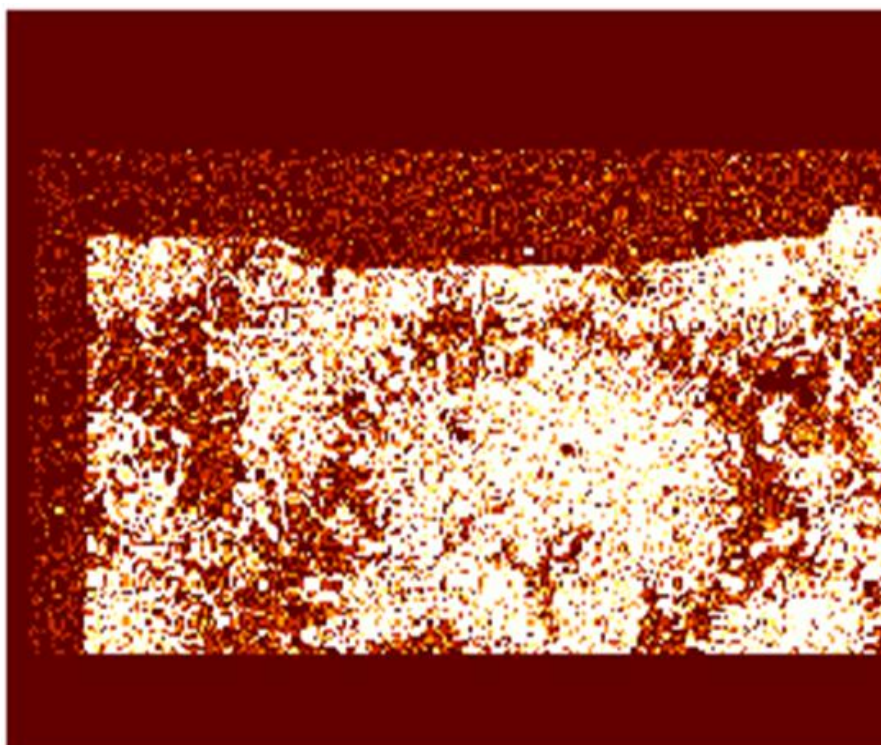
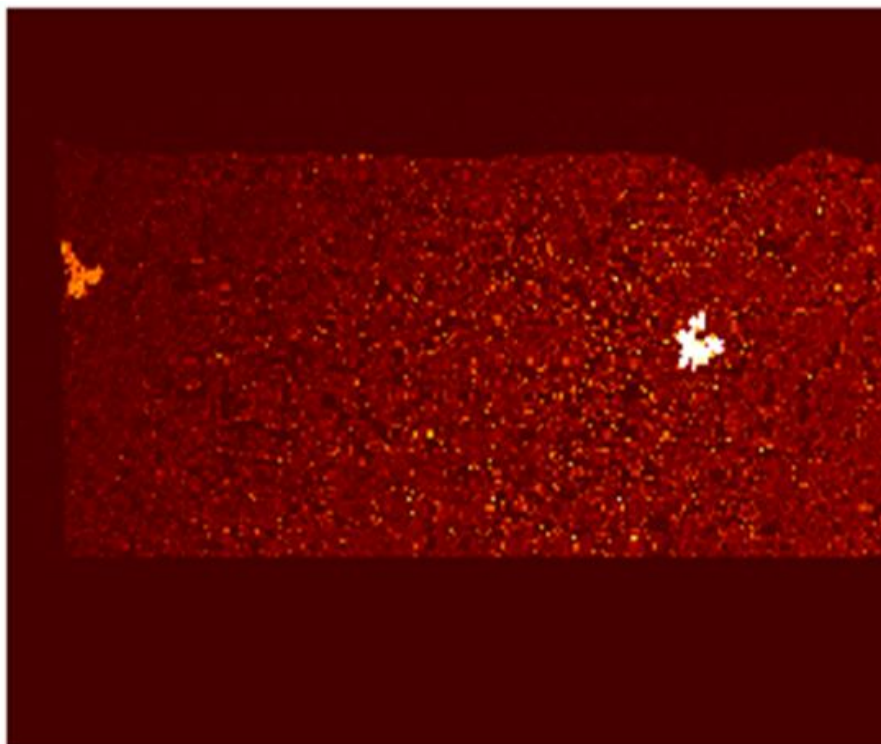


Figura 5.29. Microestructura general muestra N3W3P24, 500X



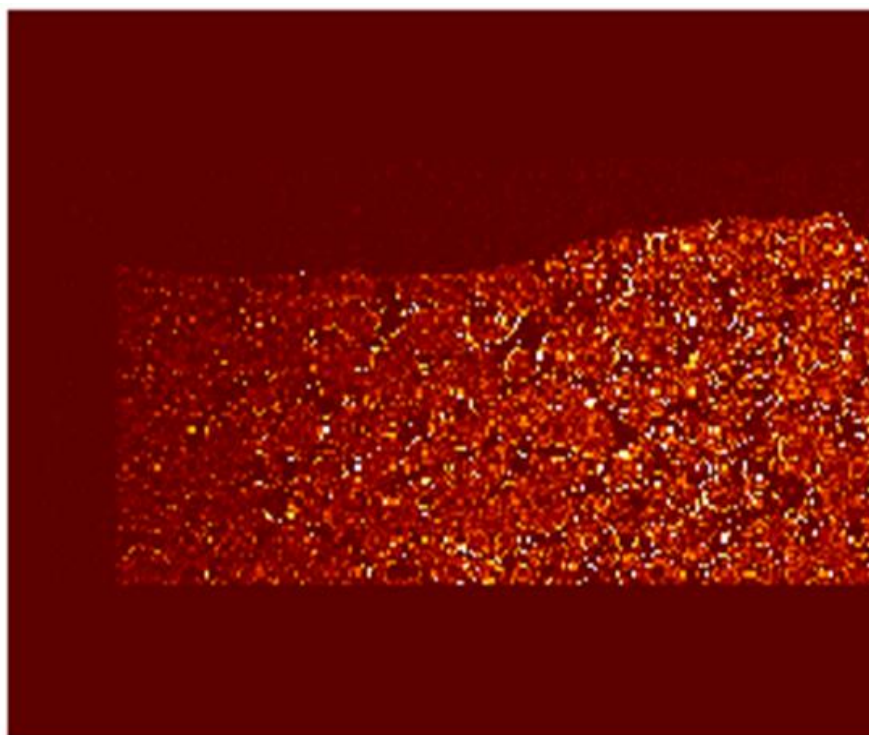
Si Ka1

Figura 5.30. Mapa de EDX para Silicio muestra N3W3P24



Si Ka1

Figura 5.31. Mapa de EDX para Silicio muestra N1W1P1



Si Ka1

Figura 5.32. Mapa de EDX para Silicio muestra N2W5P8

5.6 Tenacidad a la fractura.

La tenacidad a la fractura se define como la cantidad de energía que puede absorber un material antes de fracturarse, para el presente análisis se utilizó la siguiente relación para calcular dicho parámetro:

$$K_{IC} = 1.12 \cdot 3\sigma_{max}\sqrt{\pi a_c} \quad 5.2$$

Donde σ_{max} el valor de esfuerzo máximo a la tensión y a_c es la distancia de propagación de grietas de fatiga, cuyos valores para todas las muestras analizadas puede ser revisado en el Apéndice D.

El avance de las grietas se determinó a partir de la fractografía en SEM. La Figura 5.33 presenta los valores promedio de tenacidad a la fractura obtenidas para todas las muestras por nivel de velocidad de solidificación.

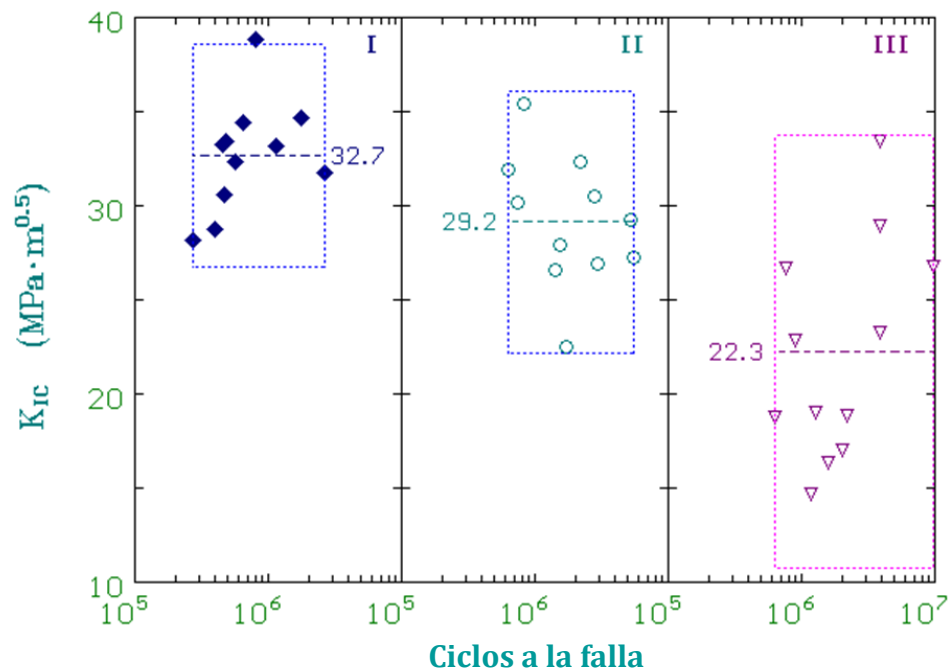


Figura 5.33. Tenacidad a la fractura promedio para cada uno de los niveles analizados.

5.7 Área y distancia de propagación de grieta.

Existe una relación directa entre la distancia de propagación de grietas y la amplitud de esfuerzo aplicado al espécimen y a sus características microestructurales. Los valores de propagación para las diferentes condiciones evaluadas se presentan en la Figura 5.34. De igual forma, se observa también como el área de propagación es mayor con el aumento de los números de ciclos que soporta el espécimen a fatiga y conforme disminuye el esfuerzo el área de propagación es mayor. Figura 5.35.

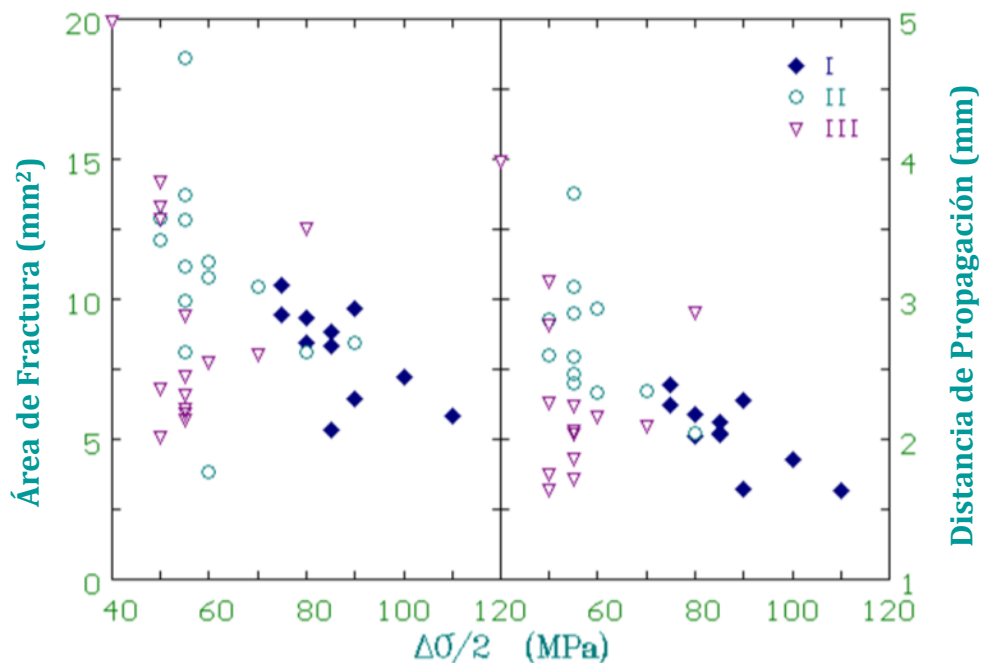


Figura 5.34. Área de fractura y distancia de propagación de grietas en función de la amplitud de esfuerzo aplicado.

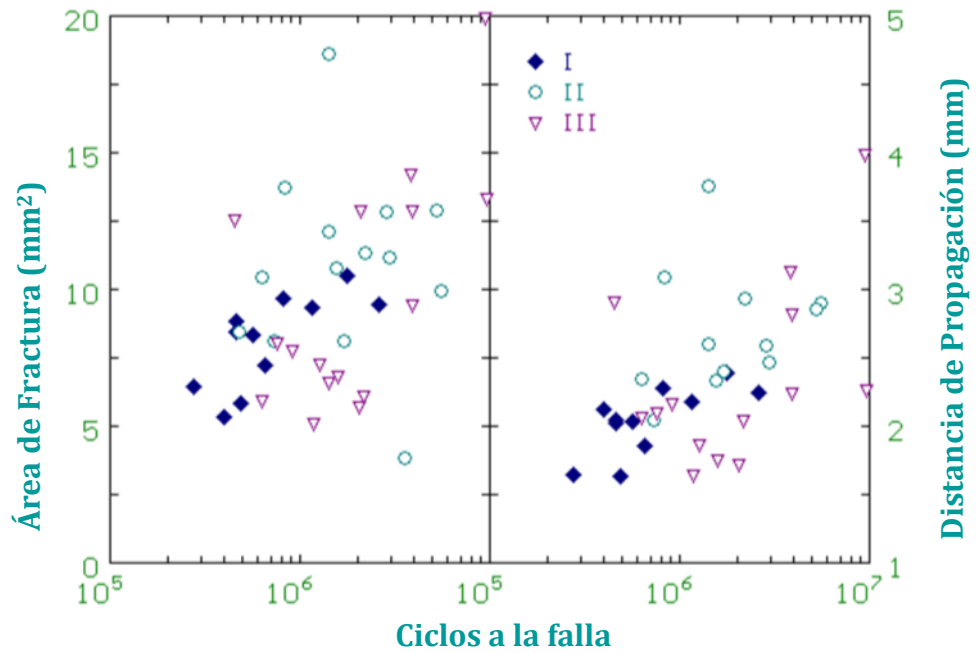


Figura 5.35. Área de fractura y distancia de propagación de grietas en función de los ciclos a falla.

5.8 Ciclos a la falla y tamaño inicial de defecto.

La relación que existe entre el tamaño inicial del defecto que sirve de sitio de nucleación para las grietas de fatiga y los ciclos requeridos para causar la falla se presentan en la Figura 5.36. De igual manera es posible segregar estos datos en función de la amplitud de esfuerzo aplicada a cada uno de los especímenes.

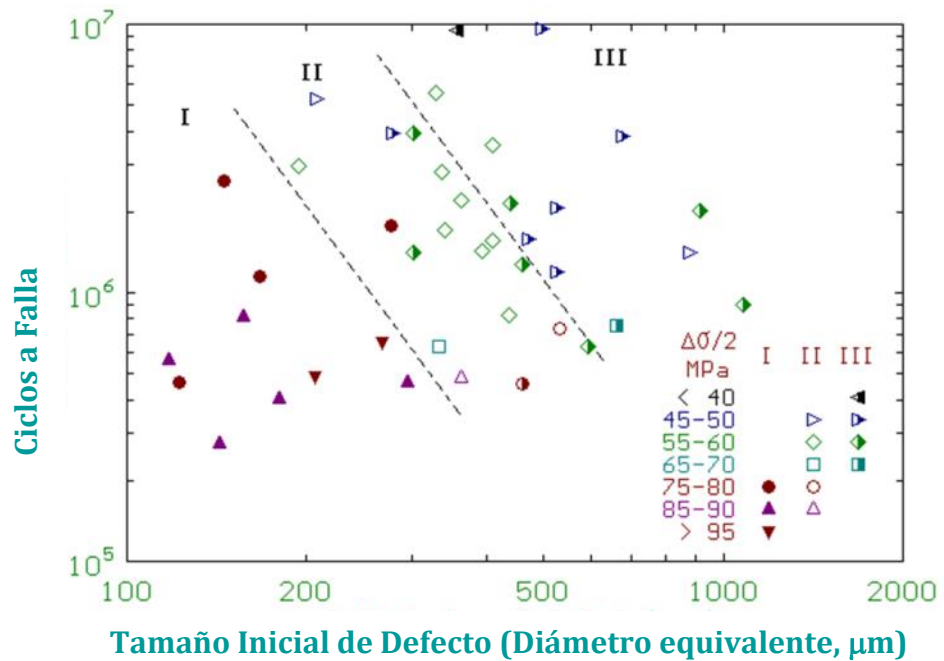


Figura 5.36. Relación entre el tamaño inicial de defecto y los ciclos a falla en función de la amplitud de esfuerzo aplicado.

5.9 Factor crítico de intensidad de esfuerzo.

Los principios de mecánica de la fractura lineal elástica han sido utilizados para correlacionar la porosidad al límite de fatiga. Murakami y colaboradores³ utilizaron una relación en la cual el factor de intensidad de esfuerzo depende del área del sitio de inicio de crecimiento de fatiga y para $R=-1$, se calcula como:

$$K_{max} = \sigma_{max} \cdot \alpha \sqrt{\pi \sqrt{A_i}} \quad 5.3$$

donde α , es una relación empírica que tiene un valor de 0.65 para defectos localizados en la superficie y de 0.5 para defectos internos, A_i es el área del defecto de donde inicio la propagación de grieta. La Figura 5.37 muestra los valores de K_{max} para los tres niveles analizados.

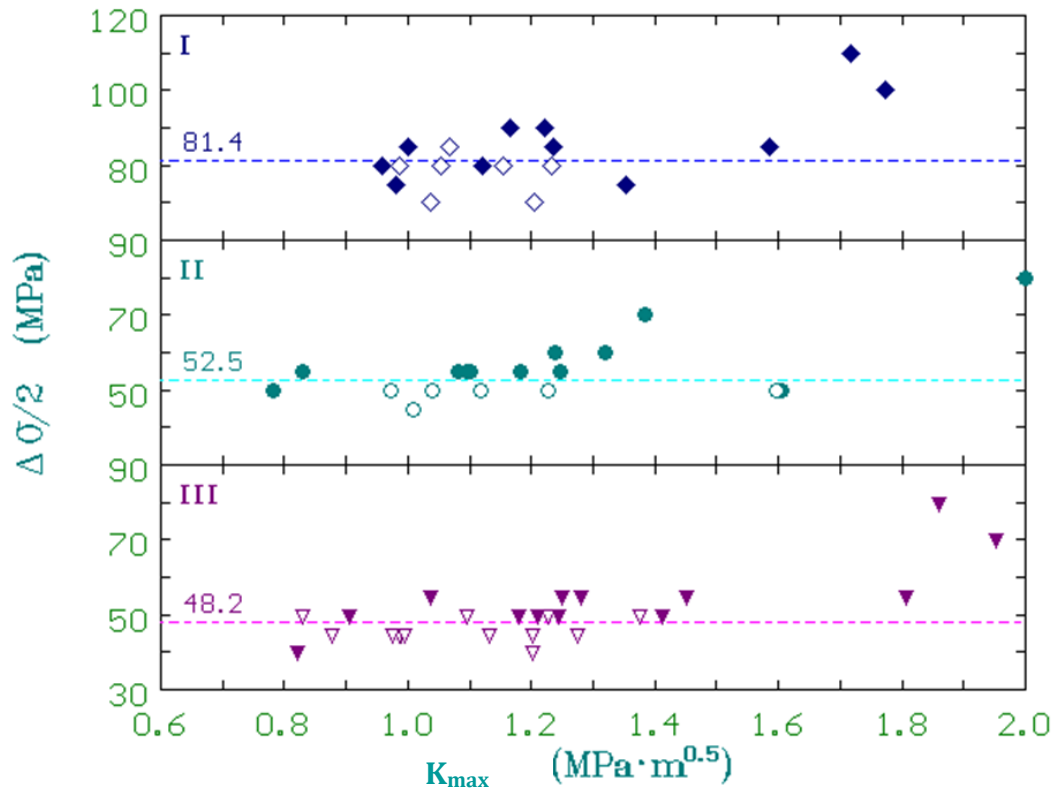


Figura 5.37. Factor de intensidad de esfuerzo K_{max} para los tres niveles de velocidad de solidificación analizados. Valor de límite promedio de fatiga se indica en cada nivel. Puntos sólidos son muestras que pasan los 10^7 ciclos, puntos huecos fallan.

Referencias Bibliográficas

1. Specification and verification of tensile and fatigue properties in cast components Draft. GMN7152. 2001.
2. R.J. Sanford, Principles of Fracture Mechanics, Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ, pp. 282-316, 2003.
3. Murakami and Endo Y. The area parameter model for small defects and nonmetallic inclusions in fatigue strength: experimental evidences and applications. In: Proc theoretical concepts and numerical analysis of fatigue, Birmingham, UK. Warley: Engineering materials advisory services Ltd., Cradley Hetah; 1992. p. 51-57.
4. Nisitani, H, Goto, M., and Kawagoishi, N, - A Small crack growth law and its related phenomena,” Engineering Fracture Mechanics, Vol. 41, No. 4, 1992. 499-513
5. JE Allison JW Jones, MJ Caton and JM Boileau. Fatigue 99 XR Wu and ZG Wang eds. Higher Education Press, Beijing 1999 pp 2021-28..
6. R. C. Rice, Fatigue Data analysis, Mechanical testing, Vol. 8. ASM International, pp.703-705. 1996.
7. W. W. Meaning, Evaluating the range of transition. Fatigue and fracture, ASM International Vol. 19, pp305-307. 1996.
8. M. O. Shabani, M. Alizadeh, A. Mazahery, “Modelling of mechanical properties of cast A356 alloy”, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, Volume 34, Issue 12, pages 1035–1040, Dic 2011.

CAPITULO 6

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN

DE RESULTADOS

6.1 Introducción

En este capítulo se discuten los resultados obtenidos de los ensayos estáticos y dinámicos realizados sobre los especímenes provenientes de la pieza tipo cuña a los tres diferentes niveles de solidificación seleccionados, así como su relación con las características microestructurales medidas en las muestras. De igual manera se analizan las relaciones existentes entre la microporosidad y su efecto en la nucleación y propagación de grietas de fatiga.

6.2 Análisis químico.

El análisis químico de la aleación con la cual se fabricaron las muestras utilizadas en este estudio se obtuvo de manera directa del líquido en el horno al momento de vaciado. El promedio de tres lecturas se presenta en la Tabla 4.1. Los valores obtenidos se encuentran dentro de rango de acuerdo a la especificación interna para la aleación experimental. Dado que todas las muestras se vaciaron de la misma carga del horno, no existe la posibilidad de variaciones significativas en composición química tanto en las muestras de tensión como en las de fatiga.

6.3 Resultados de los ensayos de tensión y su relación con la microestructura.

Las Figuras 5.1, 5.2 y 5.3 muestran la marcada correlación existente entre la velocidad de solidificación de la aleación con los esfuerzos de cedencia y máximo, así como de la elongación. A velocidades de solidificación altas las propiedades tales como el esfuerzo de cedencia y el último a tensión se incrementan al igual que la elongación total, dado que las velocidades de enfriamiento altas promueven la formación de microestructuras más finas y porosidades bajas y aisladas brindando al material una mejor tenacidad y resistencia elevada. Dado que el ciclo de tratamiento térmico aplicado (T7) fue el mismo para todas las muestras de material no existen cambios asociados a este proceso. Este comportamiento es común para cualquier pieza vaciada¹. Dado que la fase primaria de esta aleación no es el aluminio sino el silicio, no es posible correlacionar el nivel de propiedades mecánicas con el espaciamiento dendrítico secundario como se hace comúnmente en aleaciones Al-Si hipoeutécticas; sin embargo existe otra característica microestructural directamente relacionada con la velocidad de solidificación que puede ser usada con este fin, el tamaño de celda eutéctica². La Figura 6.1 muestra la relación existente entre las propiedades mecánicas estáticas y el tamaño de dichas celdas.

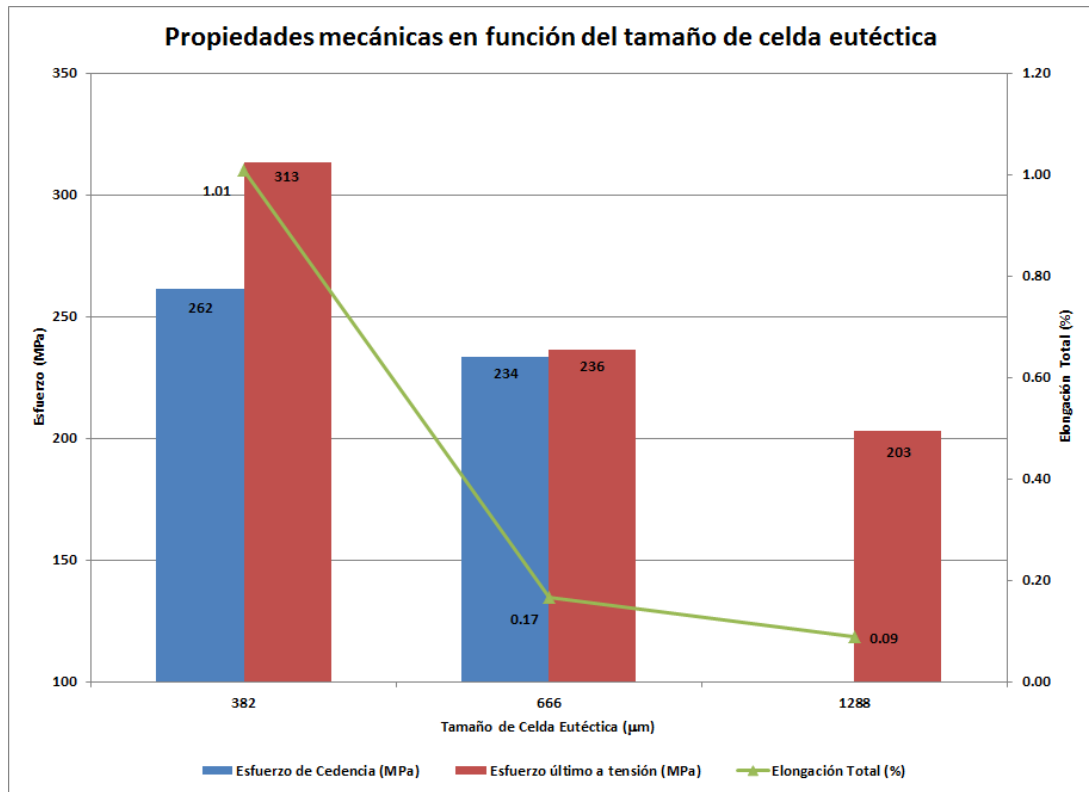


Figura 6.1. Relación entre las propiedades mecánicas estáticas y el tamaño de celda eutéctica promedio.

Es importante mencionar que se observa un incremento marcado en el módulo elástico de la aleación cuando éste se compara con las aleaciones hipoeutécticas estándar las cuales exhiben un valor de entre 68 y 72 GPa, mientras la aleación utilizada en el presente trabajo muestra valores de entre 85 y 90 GPa. Este incremento está relacionado al alto contenido de silicio que incrementa la rigidez de la aleación con la consecuente pérdida de tenacidad (Ver Apéndice A).

Cuando se analiza la relación existente entre el límite de fatiga y las propiedades mecánicas estáticas se observa una relación lineal. Las muestras de alta velocidad de solidificación muestran altos valores de límite de fatiga y esfuerzos de cedencia y último a la tensión. El comportamiento de los promedios de las variables puede ser observado en la Figura 6.2. De igual manera la tenacidad a la fractura se relaciona de la misma forma a estas mismas propiedades guardando una estrecha relación con la velocidad de solidificación (Figura 6.3).

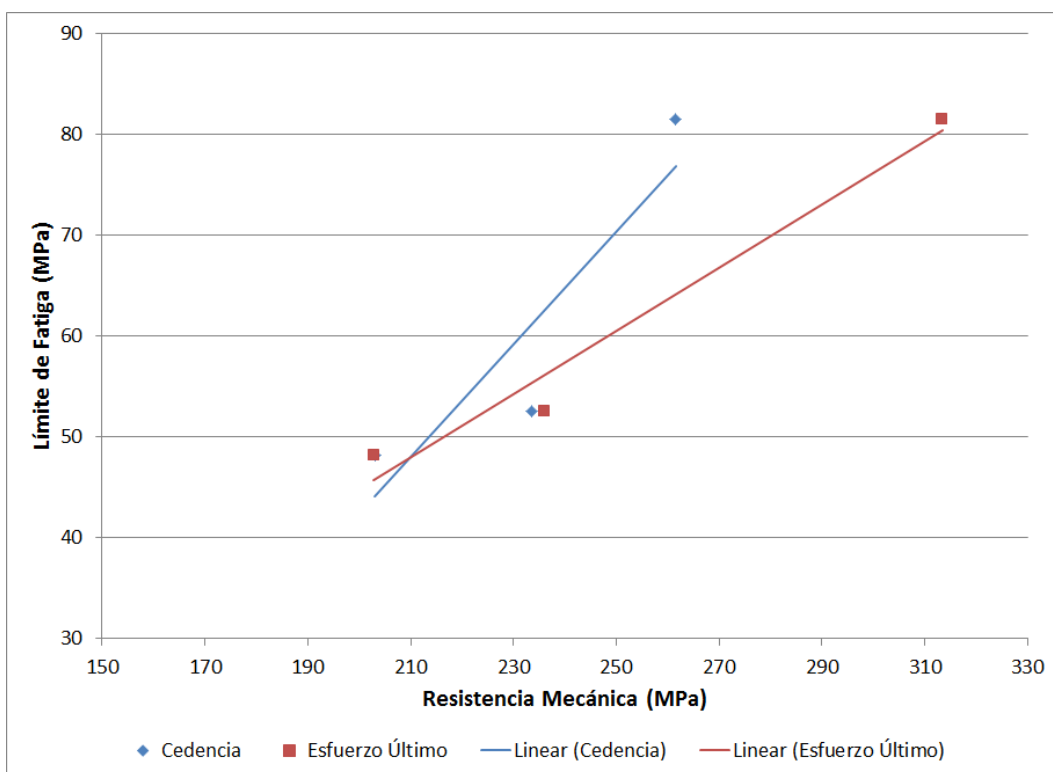


Figura 6.2. Relación entre las propiedades mecánicas estáticas y el límite de fatiga promedio.

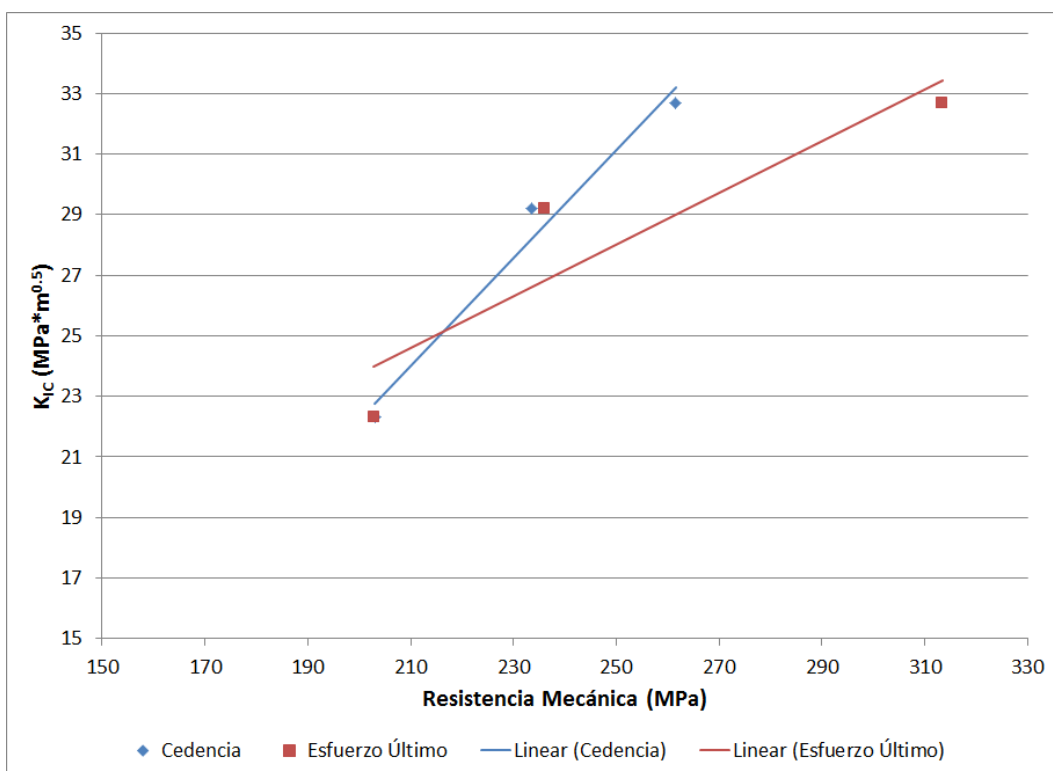


Figura 6.3. Relación entre las propiedades mecánicas estáticas y la tenacidad a la fractura promedio.

6.4 Resultados de los ensayos de fatiga en función de la microestructura.

Dado que las aleaciones de aluminio no presentan un límite de fatiga definido, se vuelve necesario establecer un criterio para su determinación que consiste en definir un número de ciclos mínimos que la probeta debe ser capaz de cumplir, el valor de esfuerzo que corresponda a ese valor de ciclos se considera la vida de fatiga. En el caso de la industria automotriz, el pase se establece a los 10^7 ciclos mientras por ejemplo en la industria aeroespacial se exigen 10^9 ciclos. La forma más común de representar el comportamiento a fatiga de un material es mediante la curva S-N o de Wöller, en la cual se grafican los valores de amplitud de esfuerzo al cual fueron sometidos los especímenes contra el número de ciclos a falla en escala logarítmica. Es un hecho bien conocido que el valor de vida de fatiga está directamente relacionado con la velocidad de solidificación de la aleación ya que esta variable afecta de manera directa la cantidad de porosidad que sirve de núcleo a las grietas de fatiga^{3,4}. A velocidades altas el valor de fatiga se incrementa mientras que al disminuir el valor también se reduce. La figura 6.4 muestra el comportamiento que presentaron todas las muestras del estudio en función de la velocidad de solidificación; como puede observarse el comportamiento es el esperado.

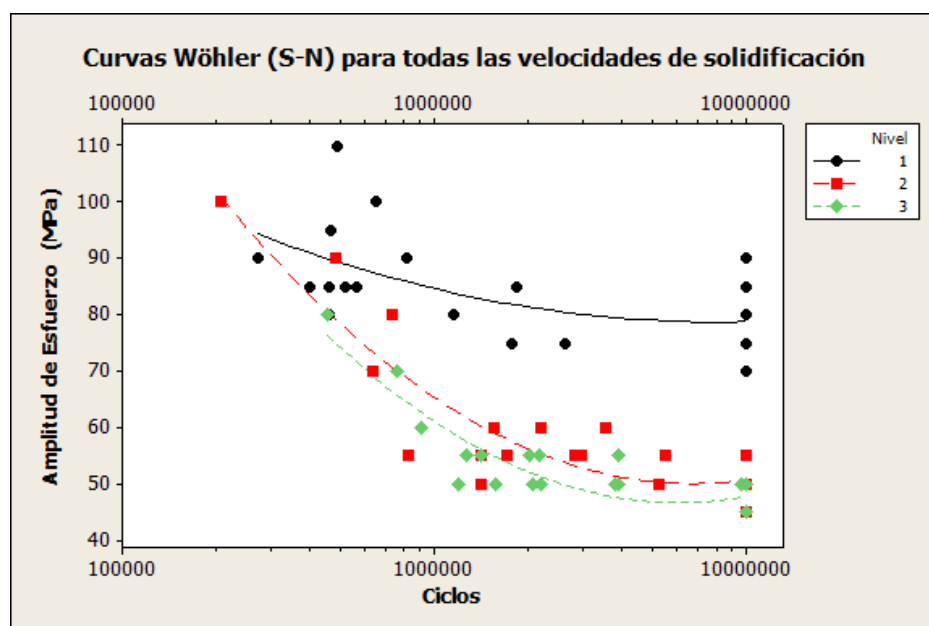


Figura 6.4. Curvas S-N para todos los niveles de velocidad de solidificación.

A partir de esta información es posible calcular el límite de fatiga para cada uno de los niveles de velocidad de solidificación. Si se toma directamente el promedio ponderado y basado en el comportamiento de las curvas S-N. Existe también la posibilidad de obtener un valor de límite de fatiga utilizando el método propuesto en la norma GMN7152 el cual considera la desviación estándar observada durante el desarrollo de las pruebas de escalonamiento, los resultados de ambas formas de cálculo se presentan en la Tabla 6.1. Como puede observarse, la incorporación del parámetro de desviación estándar se traduce en una disminución del valor de límite de fatiga cuando se compara contra el obtenido directamente de las curvas S-N y el promedio ponderado. La desviación estándar también provoca que el valor reportado para el Nivel 2, resulte menor al reportado para el Nivel 3, por esta razón se decidió utilizar el resultado obtenido de las curvas S-N para el resto del análisis.

Tabla 6.1. Valores de límite de fatiga para los tres niveles de velocidad de solidificación por métodos GMN7152 y S-N.

Nivel	Límite de Fatiga (MPa), por GMN7152	Límite de Fatiga (MPa) S-N (Promedio)
1	74.6	81.4
2	47.5	52.5
3	51.2	48.2

La diferencia observada es el resultado del desarrollo de la microestructura causado por las diferencias en velocidad de solidificación. A velocidades de solidificación altas, la microestructura producida es fina con porosidades pequeñas y bien distribuidas, con un tamaño de celda eutéctica pequeño. Al incrementarse la velocidad de solidificación la microestructura resultante engrosa con porosidades de mayor tamaño y celdas eutécticas con tamaños superiores a 1 mm. Esto produce una pérdida no solo en las propiedades mecánicas estáticas, como se vio anteriormente, sino que también incrementa los sitios de nucleación para grietas de fatiga y, al reducir la tenacidad del material, afecta de manera negativa a la velocidad

de propagación de las grietas una vez que estas se forman, provocando la caída del límite como se observa de las curvas S-N. También puede observarse que la diferencia en límite de fatiga entre los Niveles 2 y 3 es muy pequeña (4.3 MPa), lo cual sugiere que la diferencia en la velocidad de solidificación entre estas zonas del molde cuña no es lo suficientemente fuerte para producir un cambio microestructural significativo en cuestión de nucleación y propagación de grietas de fatiga. La Figura 6.5 muestra la relación entre el valor de límite de fatiga, la porosidad y el tamaño de celda eutéctica promedio.

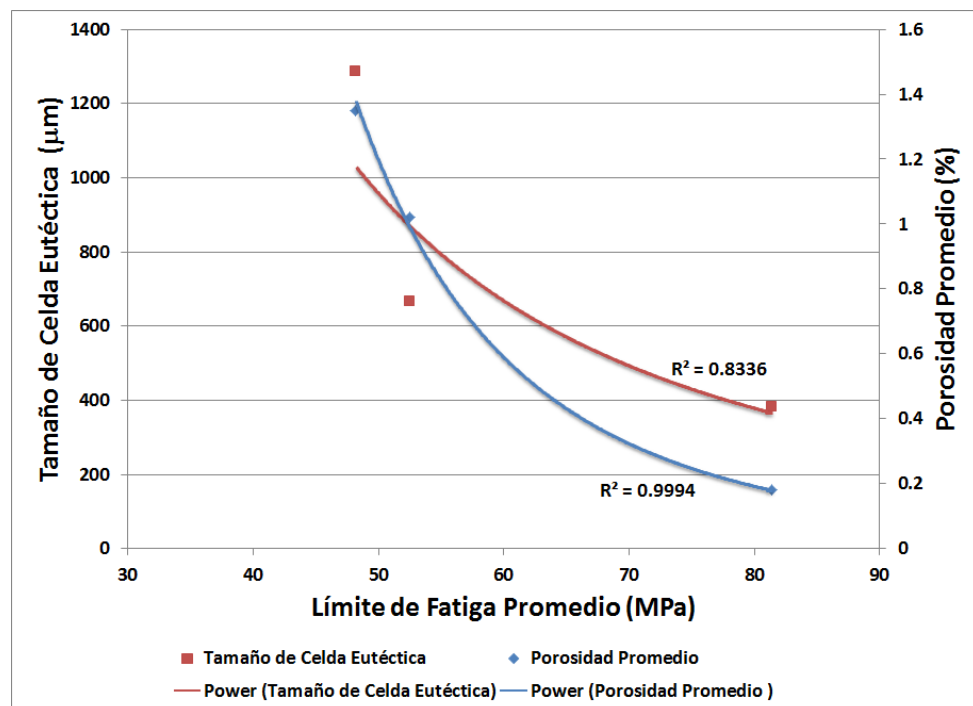


Figura 6.5. Relación entre la porosidad y el tamaño de celda eutéctica promedio, y el límite de fatiga.

6.5 Análisis fractográfico

Existe una relación directa entre la distancia y el área de propagación de grietas contra el número de ciclos que las probetas sobreviven. Se observa que a bajos ciclos ($N < 240,000$) corresponde áreas de propagación de no más de 5 mm^2 mientras que las muestras que sobrevivieron a altos ciclos ($N > 7,000,000$) las áreas de propagación alcanzan valores máximos de 15 mm^2 , las distancias máximas de propagación para esos mismos intervalos son de 1 y 4 mm respectivamente (Figura (5.31)). Cuando estos

mismos valores se grafican contra la amplitud de esfuerzo, se observa de nueva cuenta una relación lineal, donde a amplitudes de esfuerzo superiores a los 100 MPa, la distancia de propagación no excede 1 mm y área de propagación es de máximo 6 mm², mientras que por debajo de los 50 MPa esos mismos parámetros se encuentran en los 4 mm y los 18 mm² respectivamente (Figura 5.30).

Cuando se observa la relación que guarda el tamaño de la discontinuidad que inició la grieta, que en todos los casos resultó ser porosidad causada por gas hidrógeno o microrechupes, una relación lineal vuelve a surgir, resulta evidente que a tamaños de poro mayores el número de ciclos a la falla se reduce de manera substancial (Figura 5.32), a medida que los poros se reducen en tamaño por efecto de la velocidad de solidificación, el número de ciclos que las muestras sobreviven también se incrementa. Esto es un comportamiento normal que permite establecer un parámetro de control de proceso para la fundición que consiste en la determinación de los umbrales de porosidad para obtener una resistencia a la fatiga específica a una amplitud de esfuerzo específico en función de los requerimientos de un componente vaciado en una zona específica del mismo. Los valores determinados a partir de los datos experimentales pueden ser revisados en la Tabla 6.2.

Vale la pena mencionar que el mecanismo de falla que exhiben las muestras analizadas es diferente al reportado en la literatura para aleaciones hipereutéticas del sistema Al-Si^{6, 7}, en la cual se establece que la nucleación de grietas de fatiga ocurre en los cristales de silicio primario comúnmente encontrado en estas aleaciones, con una subsecuente propagación fracturando la fase frágil de silicio al frente de la grieta. Dado que el sistema de aleación utilizado en este estudio no presenta contenidos de fase primaria de silicio por encima del 3%², los sitios de nucleación observados en todos los casos y para todas las velocidades de solidificación estudiadas son poros formados ya sea por gas hidrógeno o fenómenos de contracción (microrechupes), posteriormente, la grieta se propaga a través de las celdas eutécticas a pesar de que a velocidades lentas de solidificación existe una gran cantidad de fase de aluminio dúctil entre las

fronteras de dichas celdas eutécticas. De cierta forma, la supresión de la fase primaria de silicio brinda a la aleación de una ductilidad adicional que no está presente en condiciones normales, haciendo que el sistema hipereutéctico de este trabajo se comporte de manera similar a uno hipoeutéctico.

Sin embargo, el incremento en ductilidad resultado de la supresión de la fase primaria de silicio no es suficiente para que el material se ajuste al modelo de mecánica de fractura lineal elástica ya que la matriz sigue siendo frágil y la acumulación de daño plástico en la punta de la grieta no llega a ser significativa para reducir la velocidad de propagación de la misma, Figuras 6.6 y 6.7.



Figura 6.6. Trayectoria de grieta en la muestra N1W1P1, a pesar de la presencia de un cristal de silicio primario, la grieta nuclea en un poro sub-superficial

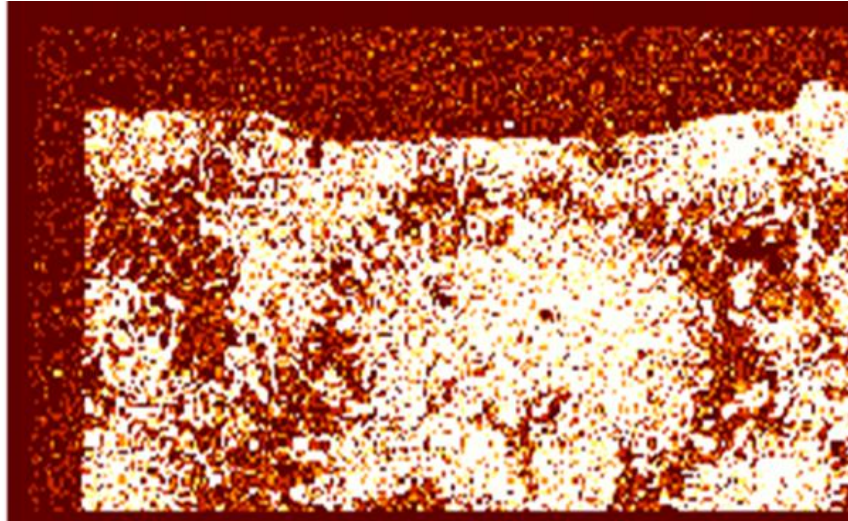


Figura 6.7. Mapa de Rayos X de silicio en el cual se observa que la trayectoria de la grieta es transcelular, a través de las celdas eutécticas

Tabla 6.2. Rangos de amplitud de esfuerzos en función del tamaño máximo de poro necesarios para nuclear grietas de fatiga observados en el presente estudio.

Rango de Amplitud de Esfuerzo (MPa)	Tamaño de Poro máximo (μm)
85 - 90	< 200
55 - 60	400 - 500
45 - 50	> 600

6.6 Tenacidad a la fractura en función de la microestructura.

Para el cálculo de tenacidad a la fractura se utilizó la ecuación 5.2. Cabe mencionar que para dicho cálculo, los especímenes que presentaron sitios múltiples de nucleación fueron descartados. Dicho fenómeno se presenta cuando los valores de amplitud de esfuerzo aplicados a las muestras sobrepasan los 110 MPa. El efecto de la velocidad de solidificación sobre la tenacidad a la fractura es evidente, tal y como se muestra en la Figura 5.29. Como puede observarse, el Nivel 1 presenta valores promedio de $32.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ seguido por el Nivel 2 con $29.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ y $22.3 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ del Nivel 3. Estos valores son inferiores a los exhibidos por aleaciones

hipoeutéticas y se debe principalmente a la pérdida de ductilidad que produce el alto contenido de silicio en la aleación utilizada en este estudio. Una vez más, la baja velocidad de solidificación en los Niveles 2 y 3 provoca una marcada caída en los valores medidos, resultado del incremento en porosidad y en el tamaño de celda eutética.

6.7 Factor crítico de intensidad de esfuerzo.

Siguiendo la teoría de mecánica de la fractura lineal elástica, el factor crítico de intensidad de esfuerzo se calculó en función del defecto que inició a la grieta de fatiga tomando en cuenta su ubicación (superficial o sub-superficial). Se puede observar que no hay una clara diferenciación en los valores de ΔK_{\max} entre los especímenes que sobrevivieron los 10^7 ciclos y los que fallaron antes de este valor que permitan la determinación del umbral de intensidad de esfuerzo ΔK_{th} , esto puede ser observado en la Figura 5.33. Los valores aproximados de ΔK_{\max} cerca del umbral se estima en $1.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$ para los Niveles 1 y 2 de velocidad de solidificación mientras que el Nivel 3 la alta dispersión hace imposible dicha aproximación. El esfuerzo crítico a la fractura K_{cr} es técnicamente igual para los tres niveles de velocidad de solidificación analizados. Lo anterior se presenta en la Figura 6.8.

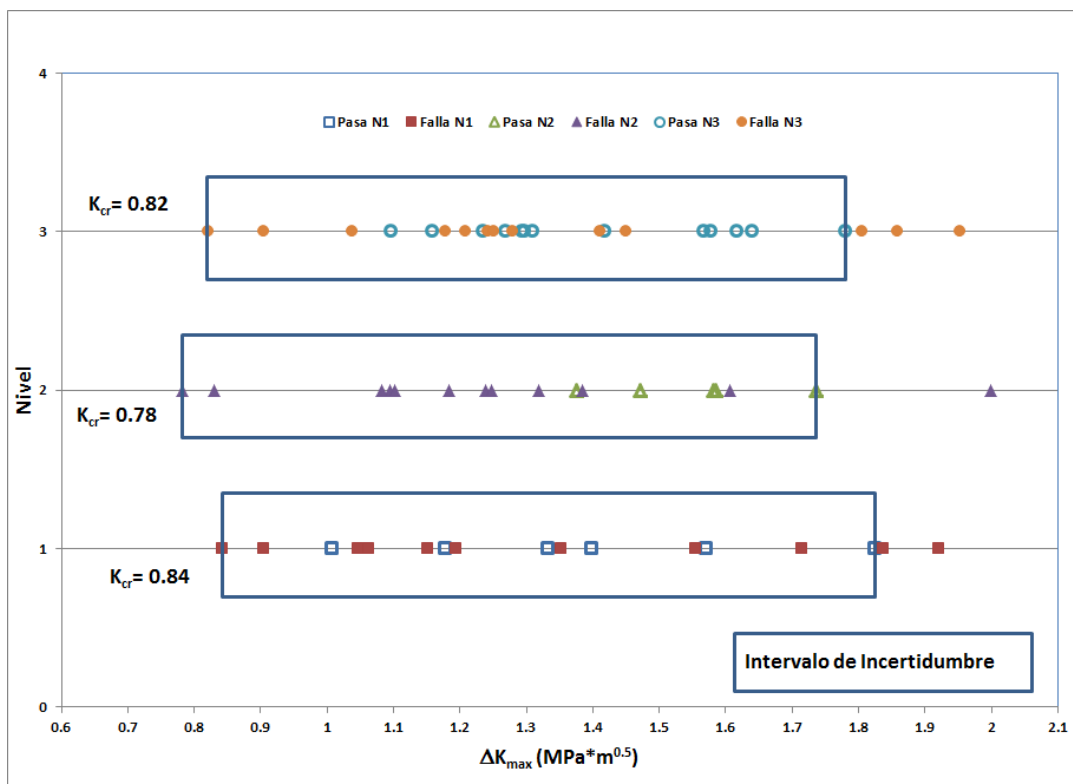


Figura 6.8. Factor de intensidad de esfuerzo crítico para los tres niveles de velocidad de solidificación.

Referencias Bibliográficas

1. "The treatment of liquid aluminum-silicon alloys", J.E. Gruzleski, B.M. Closet, The American Foundrymen's Society, 1990, Cap.5 pp. 75.
2. Comunicación Interna, Laboratorio de Investigación y Desarrollo Nemak, F. Morales, Febrero 2006.
3. "Fatigue and fatigue crack propagation in Al7SiMg cast alloys under in service loading conditions", S.E. Stanzl-Tschegg, H.R. Mayer, A. Beste and S. Kroll; International Journal of Fatigue Vol. 17, No. 2 pp. 149-155. 1995 Elsevier Science Ltd.
4. "Fatigue of cast aluminium alloy under constant and variable-amplitude loading"; A.A. Dabayeh, R.X. Xu, B.P. Du and T.H. Topper; International Journal of Fatigue Vol. 18, No. 2 pp. 95-104. 1996 Elsevier Science Ltd.
5. "Toughness and fatigue behaviour of eutectic and hypereutectic Al-Si-Cu-Mg alloys produced by lost foam and squeeze casting"; L. Lasa and J.M. Rodriguez-Ibabe; Materials Science and Technology, December 2004 Vol. 20 pp. 1599-1608.
6. "Influence of silicon on the cyclic crack growth in a cast aluminium alloy"; L.E. Culver, J.C. Radon and J.C. Balthazar; Department of Mechanical Engineering, Imperial College, Londres. 1983.

CAPITULO 7

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 Conclusiones.

Es posible producir una aleación base Al-Si hipereutéctica y suprimir la formación de la fase de silicio primario por medios químicos y térmicos. Si esta fase primaria de silicio es suprimida, el mecanismo de nucleación de grietas de fatiga en el sistema hipereutéctico es similar al observado en los sistemas hipoeutécticos, en el cual la nucleación de grietas de fatiga pasa del cristal de silicio primario al poro de gas o rechupe de mayor tamaño.

Las características de propagación de grieta en la aleación AlSi14Cu3Ni1 desarrollada, es bastante diferente del observado en las aleaciones hipoeutécticas y del reportado en la literatura para aleaciones hipereutécticas; las grietas crecen fracturando a las frágiles celdas eutécticas al frente de la punta de la grieta, como se observó en el análisis de EDX, la velocidad a la cual se propagan dichas grietas, es altamente dependiente del tamaño de celda, siendo las celdas más pequeñas las más resistentes.

El incremento en la rigidez y la pérdida de ductilidad causados por el alto contenido de silicio impiden la utilización de los modelos de mecánica de la fractura lineal elástica y de pequeñas grietas para caracterizar el comportamiento a la fatiga de este tipo de materiales, dado que el modelo se basa en la acumulación de daño plástico en la punta de la grieta mientras ésta se propaga, y dado que la fase primaria en este sistema es silicio, su baja habilidad de deformación limita la acumulación de dicho daño plástico.

El molde tipo cuña utilizado en el presente estudio probó ser capaz de producir las velocidades de solidificación necesarias para obtener muestras para la fabricación de probetas de propiedades mecánicas estáticas y dinámicas repetibles y confiables, sin embargo es necesario seleccionar con extremo cuidado las zonas a utilizar para garantizar una buena diferenciación microestructural que discrimine la sanidad en los diferentes niveles seleccionados.

La similitud en los valores de tenacidad a la fractura obtenidos al comparar aleaciones hipo e hipereutécticas (R. González, Tesis Doctorado) en áreas de alta velocidad de solidificación indica que a pesar del hecho de que el alto contenido de silicio reduce la ductilidad del material, se puede lograr un buen compromiso entre las propiedades mecánicas que habiliten el uso de estos sistemas de aleación en la fabricación de componentes automotrices de alto desempeño como lo son los monobloques de motor.

El impacto tecnológico del presente estudio radica en la información obtenida en este estudio que resulta de vital importancia para los diseñadores de motores de combustión interna, ya que proporciona datos que pueden ser utilizados en los modelos de elemento finito; sin embargo se requiere más trabajo para determinar el valor de ΔK_{th} indispensable en la determinación de características geométricas y variables de proceso de fabricación de estos componentes.

Por otro lado, el impacto científico reside en el desarrollo de un método experimental que puede ser utilizado para caracterizar el comportamiento a fatiga de cualquier sistema de aleación de base aluminio, con una excelente reproducibilidad y precisión.

7.2 Comentarios finales y recomendaciones.

El presente estudio muestra la posibilidad de la utilización de aleaciones base Al-Si hipereutécticas en la manufactura de monobloques de motor para la industria automotriz que no requieren del uso de camisas de hierro gris en el área del cilindro. Existe información sobre la resistencia

al desgaste de este material así como de pruebas de dinamómetro que muestran la posibilidad de un motor monolítico de aluminio el cual reducirá de manera significativa el peso total del vehículo, habilitando a los fabricantes automotrices para cumplir con las nuevas restricciones ambientales y con los cada vez más estrictos estándares de eficiencia.

El comportamiento físico y mecánico de este tipo de materiales está siendo analizado. Se requiere de un segundo estudio del comportamiento a fatiga a mayor profundidad para encontrar una alternativa al modelo de mecánica de la fractura lineal elástica que ha probado no ser satisfactorio.

Para el año 2020, solo los automóviles que utilicen de manera intensiva materiales ligeros tales como las aleaciones de aluminio, magnesio, compósitos o incluso plásticos, serán los únicos capaces de cumplir con los estándares ambientales y de eficiencia requeridos por los gobiernos a nivel mundial. El monobloque del motor, al ser uno de los componentes de mayor masa, necesita ser reemplazado en especial en los modernos y poderosos motores Diesel que requieren de resistencias más elevadas que sus contrapartes a gasolina y que actualmente usan el popular hierro de grafito compacto (CGI) en su construcción.

Se requieren más estudios en estos materiales ligeros para desplazar de manera definitiva al hierro y sus aleaciones de la manufactura de vehículos automotores.

Apéndice A. Propiedades mecánicas estáticas

ID Specimen	GL	E	Cedencia 0,2	EUT	Elongacion Plastica	Elongacion Total	Promedio EUT
Zona 1							
W1-1	50.8	79.06	267.86	322.49	1.12	1.53	310
W1-2	50.8	83.58	265.39	317.42	1.01	1.39	
W1-3	50.8	86.99	260.3	295.2	0.58	0.92	
W1-4	50.8	80.01	265.69	303.13	0.67	1.05	
Zona 2							
W1-7	50.8	78.08	222.16	243.24	0.17	0.48	240
W1-8	50.8	83.45	246.53	252.75	0.24	0.55	
W1-9	50.8	81.4	243.72	244.53	0.2	0.5	
W1-10	50.8	79.62	-	214.25	0.08	0.35	
W1-11	50.8	80.76	-	243.35	0.18	0.48	
W1-12	50.8	79.89	-	248.02	0.17	0.48	
W1-13	50.8	85.84	-	237.26	0.14	0.42	
Zona 3							
W1-18	50.8	79.4	-	205.1	0.05	0.31	210
W1-19	50.8	76.14	-	219.9	0.08	0.36	
W1-20	50.8	77.82	-	217.52	0.08	0.36	
W1-21	50.8	71.07	-	191.62	0.06	0.33	
W1-22	50.8	74.62	-	212.8	0.12	0.41	
W1-23	50.8	78.21	-	206.97	0.06	0.32	
W1-24	50.8	77.56	-	218.54	0.07	0.35	
W1-25	50.8	69.62	-	207.8	0.12	0.42	

ID Specimen	GL	E	Cedencia 0,2	EUT	Elongacion Plastica	Elongacion Total	Promedio EUT
Zona 1							
W7-1	50.8	92.72	260.93	330.06	1.44	1.8	318
W7-2	50.8	94.91	264.11	329.27	1.36	1.71	
W7-3	50.8	95.2	254.42	311.97	1.06	1.39	
W7-4	50.8	84.25	263.11	302.65	0.66	1.02	
Zona 2							
W7-7	50.8	116.18	241.51	256.59	0.27	0.49	236
W7-8	50.8	74.82	241.97	249.61	0.19	0.52	
W7-9	50.8	84.68	-	243.7	0.16	0.45	
W7-10	50.8	82.57	-	219.6	0.1	0.37	
W7-11	50.8	76.75	-	221.65	0.1	0.39	
W7-12	50.8	85.96	226.18	239.79	0.18	0.46	
W7-13	50.8	88.03	-	223.58	0.13	0.39	
Zona 3							
W7-18	50.8	77.19	-	207.1	0.08	0.35	206
W7-19	50.8	79.67	-	205.43	0.07	0.32	
W7-20	50.8	92.84	-	206.71	0.1	0.32	
W7-21	50.8	109.33	-	208.88	0.15	0.35	
W7-22	50.8	99.42	-	206.28	0.15	0.36	
W7-23	50.8	83.73	-	203.34	0.06	0.3	
W7-24	50.8	90.48	-	205.7	0.08	0.31	
W7-25	50.8	122.36	-	203.05	0.16	0.33	

ID Specimen	GL	E	Cedencia 0,2	EUT	Elongacion Plastica	Elongacion Total	Promedio EUT
Zona 1							
W8-1	50.8	92.03	257.32	323.96	1.51	1.86	310
W8-2	50.8	93.05	254.46	322.57	1.76	2.11	
W8-3	50.8	89.01	260.82	306.57	0.77	1.11	
W8-4	50.8	90.51	258.45	288.17	0.48	0.8	
Zona 2							
W8-7	50.8	93.43	212.05	241.65	0.17	0.43	231
W8-8	50.8	88.13	230.35	246.77	0.18	0.46	
W8-9	50.8	86.85	252.01	252.08	0.2	0.49	
W8-10	50.8	123.59	-	217.41	0.15	0.33	
W8-11	50.8	100.95	-	224.08	0.18	0.41	
W8-12	50.8	95.06	217.54	226.59	0.19	0.43	
W8-13	50.8	88.94	-	211.84	0.11	0.35	
Zona 3							
W8-18	50.8	80.19	-	188.71	0.08	0.32	193
W8-19	50.8	70.13	-	196.54	0.04	0.32	
W8-20	50.8	125.24	-	199.12	0.09	0.25	
W8-21	50.8	96.58	-	185.88	0.11	0.31	
W8-22	50.8	89.06	-	186.49	0.14	0.35	
W8-23	50.8	68.67	-	188.76	0	0.27	
W8-24	50.8	80.28	-	203.92	0.07	0.32	
W8-25	50.8	70.7	-	192.82	0.09	0.36	

ID Specimen	GL	E	Cedencia 0,2	EUT	Elongacion Plastica	Elongacion Total	Promedio EUT
Zona 1							
W9-1	50.8	95.19	270.4	329.13	1.08	1.43	315
W9-2	50.8	89.77	259.03	312.41	0.97	1.32	
W9-3	50.8	88.02	266.47	311.65	0.8	1.16	
W9-4	50.8	105.41	255.34	307.82	0.88	1.18	
Zona 2							
W9-7	50.8	108.17	249.75	264.55	0.28	0.52	259
W9-8	50.8	108.3	256.54	277.33	0.32	0.57	
W9-9	50.8	131.71	244.35	270.4	0.32	0.53	
W9-10	50.8	123.78	242.31	246.26	0.22	0.42	
W9-11	50.8	86.56	256.88	264.98	0.26	0.57	
W9-12	50.8	84.48	-	255.58	0.16	0.46	
W9-13	50.8	154.6	229.56	234.11	0.22	0.37	
Zona 3							
W9-18	50.8	90.65	-	220.74	0.11	0.35	212
W9-19	50.8	96.34	-	224.49	0.13	0.36	
W9-20	50.8	97	-	222.71	0.14	0.37	
W9-21	50.8	95.71	-	208.37	0.1	0.32	
W9-22	50.8	88.48	-	207.7	0.09	0.32	
W9-23	50.8	98.72	-	202.45	0.08	0.29	
W9-24	50.8	92.18	-	207.05	0.07	0.29	
W9-25	50.8	100.46	-	203.32	0.13	0.33	

Apéndice B. Tablas de Resultados de Ensayos de Fatiga Escalonados

Reporte de Ensayo de Fatiga

Máquina: MTS 810
 Operador: Alejandro González
 Productor: NLEBA Wedge Nivel 1
 Test Start Date:
 Tipo de Probeta: "Hourglass"
 Temperatura de Prueba: 25°C

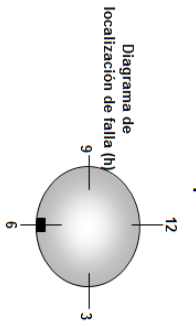


Diagrama de localización de falla (h)
 Diámetro nominal: 6 mm
 Área Nominal: 28.27mm²
 Límite de Fatiga **74.6 MPa**

Muestra	Identificación	Diámetro Real	Área Real (mm ²)	Carga (N)	Amplitud de Esfuerzo (MPa)	Ciclos (max. n ^o)	Ubicación de Falla
1	NIW1S1	5.94	27.71	3048	110	486,244	4h
2	NIW1S2	5.97	27.99	2799	100	652,324	2h
3	NIW1S3	5.99	28.18	2536	90	273,468	6h
4	NIW1S4	6.02	28.46	2277	80	10,000,000	6h
5	NIW2S1	5.99	28.18	2395	85	1,830,986	5h
6	NIW2S2	5.99	28.18	2254	80	10,000,000	12h
7	NIW2S3	5.99	28.18	2395	85	522,033	12h
8	NIW2S4	5.97	27.99	2239	80	1,152,405	3h
9	NIW3S1	5.94	27.71	2078	75	10,000,000	
10	NIW3S2	5.96	27.90	2232	80	10,000,000	
11	NIW3S3	5.99	28.18	2295	85	564,911	4h
12	NIW3S4	5.99	28.18	2254	80	10,000,000	
13	NIW4S1	5.99	28.18	2395	85	10,000,000	
14	NIW4S2	5.91	27.43	2469	90	10,000,000	
15	NIW4S3	5.96	27.90	2450	95	467,529	2h
16	NIW4S4	6.02	28.46	2562	90	815,316	6h
17	NIW5S1	5.94	27.71	2355	85	461,430	5h
18	NIW5S2	5.98	28.09	2247	80	10,000,000	
19	NIW5S3	5.96	27.90	2371	85	400,846	1h
20	NIW5S4	5.92	27.53	2202	80	442,880	1h
21	NIW6S1	5.97	27.99	2099	75	2,616,192	7h
22	NIW6S2	5.99	28.18	1973	70	10,000,000	
23	NIW6S3	5.96	27.90	2092	75	1,782,948	5h
24	NIW6S4	5.97	27.99	1959	70	10,000,000	

Probeta	Amplitud de Esfuerzo	Pasa	Falla
1	110.0	-1	110.0
2	100.0	-1	100.0
3	90.0	-1	90.0
4	80.0	80	-1.0
5	85.0	-1	85.0
6	80.0	80	-1.0
7	85.0	-1	85.0
8	80.0	-1	80.0
9	75.0	75	-1.0
10	80.0	80	-1.0
11	85.0	-1	85.0
12	80.0	80	-1.0
13	85.0	85	-1.0
14	90.0	90	-1.0
15	95.0	-1	95.0
16	90.0	-1	90.0
17	85.0	-1	85.0
18	80.0	80	-1.0
19	85.0	-1	85.0
20	80.0	-1	80.0
21	75.0	-1	75.0
22	70.0	70	-1.0
23	75.0	-1	75.0
24	70.0	70	-1.0

Cálculo de Límite de Fatiga Promedio Nivel 1

Esfuerzo	i	NI	INI	i ² NI
95	5	1	5	25
90	4	1	4	16
85	3	5	15	45
80	2	2	4	8
75	1	2	2	2
70	0	0	0	0
Fallas		11	30	96

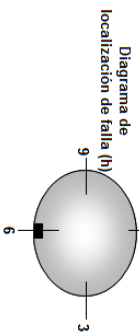
Valor	70 MPa	75 MPa
Esfuerzo más bajo	So	5
Step Size	d	21
Total # samples	n	0.5
0.5 to, 0.5 fail	b	

Promedio	74.6 MPa
Factor de Convergencia	2.53 Desviación Válida.
Desviación Estándar	20.7 MPa

Reporte de Ensayo de Fatiga

Máquina: MTS 810
 Operador: Alejandro González
 Producto: NLLBA Wedge Nivel 2
 Test Start Date:
 Test End Date:
 Tipo de Probeta: "Hourglass"
 Temperatura de Prueba: 25°C

Diametro nominal: 6 mm
 Area Nominal: 28.27mm²



Limite de Fatiga **47.5 MPa**

Muestr a	Identificación	Diametro Reel	Área Reel (mm ²)	Carga (N)	Amplitud de Esfuerzo (MPa)	Ciclos (max to ^h)	Ubicación de Falla
1	N2W3P7	5.99	28.18	2818	100	206,274	10h
2	N2W3P8	5.96	27.90	2511	90	482,518	8h
3	N2W3P9	5.98	28.09	2247	80	733,467	1h
4	N2W3P10	5.98	28.09	1956	70	633,333	3h
5	N2W3P12	5.98	28.09	1685	60	1,563,492	9h
6	N2W3P11	5.98	28.09	1404	50	10,000,000	ng
7	N2W3P13	5.98	28.09	1545	55	10,000,000	ng
8	N2W3P7	5.95	27.81	1668	60	2,204,675	12h
9	N2W3P8	5.96	27.90	1534	55	5,535,335	1h
10	N2W3P9	5.98	28.09	1404	50	10,000,000	ng
11	N2W3P10	5.98	28.09	1545	55	10,000,000	ng
12	N2W317	5.98	28.09	1685	60	3,544,757	8h
13	N2W238	5.97	27.99	1540	55	2,833,512	7h
14	N2W239	5.96	27.90	1395	50	10,000,000	ng
15	N2W2310	6.11	29.22	1607	55	1,710,220	4h
16	N2W2311	5.99	28.18	1409	50	10,000,000	ng
17	N2W2312	5.97	27.99	1540	55	824,307	6h
18	N2W2313	5.99	28.18	1409	50	1,417,950	3h
19	N2W237	6.03	28.56	1285	45	10,000,000	ng
20	N2W238	6.05	28.75	1437	45	5,246,935	3h
21	N2W239	6.01	28.37	1277	45	10,000,000	ng
22	N2W2310	5.92	27.53	1376	50	10,000,000	ng
23	N2W2311	6.03	28.56	1571	55	2,949,500	10h
24	N2W2312	6.01	28.37	1418	50	10,000,000	ng
25	N2W2313	6.05	28.75	1581	55	1,421,952	5h

Probeta	Amplitud de Esfuerzo	Pasa	Falla
1	100.0	-1	100.0
2	90.0	-1	90.0
3	80.0	-1	80.0
4	70.0	-1	70.0
5	60.0	-1	60.0
6	50.0	50	-1.0
7	55.0	55	-1.0
8	60.0	-1	60.0
9	55.0	-1	55.0
10	50.0	50	-1.0
11	55.0	55	-1.0
12	60.0	-1	60.0
13	55.0	-1	55.0
14	50.0	50	-1.0
15	55.0	-1	55.0
16	50.0	50	-1.0
17	55.0	-1	55.0
18	50.0	-1	50.0
19	45.0	45	-1.0
20	50.0	-1	50.0
21	45.0	45	-1.0
22	50.0	50	-1.0
23	55.0	-1	55.0
24	50.0	50	-1.0
25	55.0	-1	55.0

Calculo de Limite de Fatiga Promedio Nivel 1

Esfuerzo	i	NI	INI	I ² NI
60	3	2	6	18
55	2	6	12	24
50	1	2	2	2
45	0	0	0	0
Fallures				
		10	20	44

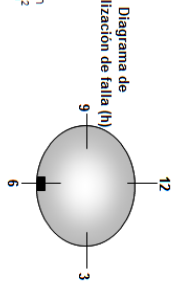
Esfuerzo mas bajo	So	Valor
Step Size	d	5 MPa
Total # samples	n	20
0.5 to -0.5 Tall	b	-0.5

Promedio	47.5 MPa
Factor de Convergencia	1.20 Desviación Válida.
Desviación Estándar	10.0 MPa

Reporte de Ensayo de Fatiga

Máquina: MTS 810
 Operador: Alejandro González
 Producto: NILBA Wedge Nivel 3
 Test Start Date:
 Test End Date:
 Tipo de Probeta: "Hourglass"
 Temperatura de Prueba: 25°C

Diagrama de localización de falla (h)
 Diámetro nominal: 6 mm
 Área Nominal: 28.27mm²



Límite de Fal **51.2 MPa**

Datos para Gráfica de Escalamiento

Probeta	Amplitud de Esfuerzo	Pasa	Falla
1	80.0	-1	80.0
2	70.0	-1	70.0
3	60.0	-1	60.0
4	50.0	-1	50.0
5	40.0	-1	40.0
6	30.0	30	-1.0
7	35.0	35	-1.0
8	40.0	40	-1.0
9	45.0	45	-1.0
10	50.0	50	-1.0
11	55.0	-1	55.0
12	50.0	50	-1.0
13	55.0	-1	55.0
14	50.0	50	-1.0
15	55.0	-1	55.0
16	50.0	-1	50.0
17	45.0	45	-1.0
18	50.0	-1	50.0
19	45.0	45	-1.0
20	50.0	-1	50.0
21	45.0	45	-1.0
22	50.0	50	-1.0
23	55.0	-1	55.0
24	50.0	-1	50.0
25	45.0	45	-1.0
26	50.0	50	-1.0
27	55.0	-1	55.0
28	50.0	-1	50.0
29	45.0	45	-1.0
30	50.0	-1	50.0
31	45.0	45	-1.0
32	50.0	50	-1.0
33	55.0	-1	55.0
34	50.0	-1	50.0
35	45.0	45	-1.0

Muestra	Identificación	Diámetro Real	Área Real (mm ²)	Carga (N)	Amplitud de Esfuerzo (MPa)	Ciclos (max. n ^o)	Ubicación de Falta
1	NSWAP21	5.95	27.81	2224	80	456,110	11h
2	NSWAP19	6.01	28.37	1956	70	757,362	3h
3	NSWAP20	6	28.27	1636	60	905,427	9h
4	NSWAP18	6.04	28.65	1433	50	1,576,540	11h
5	NSWAP23	6.00	28.27	1131	40	9,505,457	1h
6	NSWAP22	5.97	27.99	840	30	10,000,000	nc
7	NSWAP24	6.01	28.37	993	35	10,000,000	nc
8	NSWAP25	6.03	28.56	1142	40	10,000,000	nc
9	NSWAP26	5.89	27.25	1226	45	10,000,000	nc
10	NSWAP21	5.95	27.81	1390	50	10,000,000	nc
11	NSWAP18	6.01	28.37	1560	55	1,410,775	3h
12	NSWAP23	5.99	28.18	1409	50	10,000,000	nc
13	NSWAP24	5.98	27.90	1534	55	1,277,520	8h
14	NSWAP19	5.99	28.18	1409	50	10,000,000	nc
15	NSWAP22	5.95	27.81	1529	55	2,164,585	10h
16	NSWAP25	5.99	28.18	1409	50	2,077,921	11h
17	NSWAP24	6.05	28.75	1294	45	10,000,000	nc
18	NSWAP25	6.02	28.46	1423	50	2,198,366	9h
19	NSWAP23	6.04	28.65	1299	45	10,000,000	nc
20	NSWAP22	6.02	28.46	1423	50	3,971,876	13h
21	NSWAP21	6.04	28.65	1299	45	10,000,000	nc
22	NSWAP20	6.04	28.65	1433	50	10,000,000	nc
23	NSWAP19	6.05	28.75	1581	55	3,913,448	5h
24	NSWAP18	6.04	28.65	1433	50	3,626,781	12h
25	NSWAP18	5.92	27.53	1299	45	10,000,000	nc
26	NSWAP19	5.92	27.53	1376	50	10,000,000	nc
27	NSWAP22	6.02	28.46	1545	55	633,219	11h
28	NSWAP22	6.03	28.56	1428	50	252,946	1h
29	NSWAP18	6.01	28.37	1277	45	10,000,000	nc
30	NSWAP19	6.02	28.46	1423	50	1,191,092	7h
31	NSWAP20	5.98	28.09	1264	45	10,000,000	nc
32	NSWAP21	5.99	28.18	1409	50	10,000,000	nc
33	NSWAP23	6.05	28.75	1581	55	2,032,863	11h
34	NSWAP23	5.98	28.09	1404	50	9,880,485	1h
35	NSWAP24	5.97	27.99	1250	45	10,000,000	nc

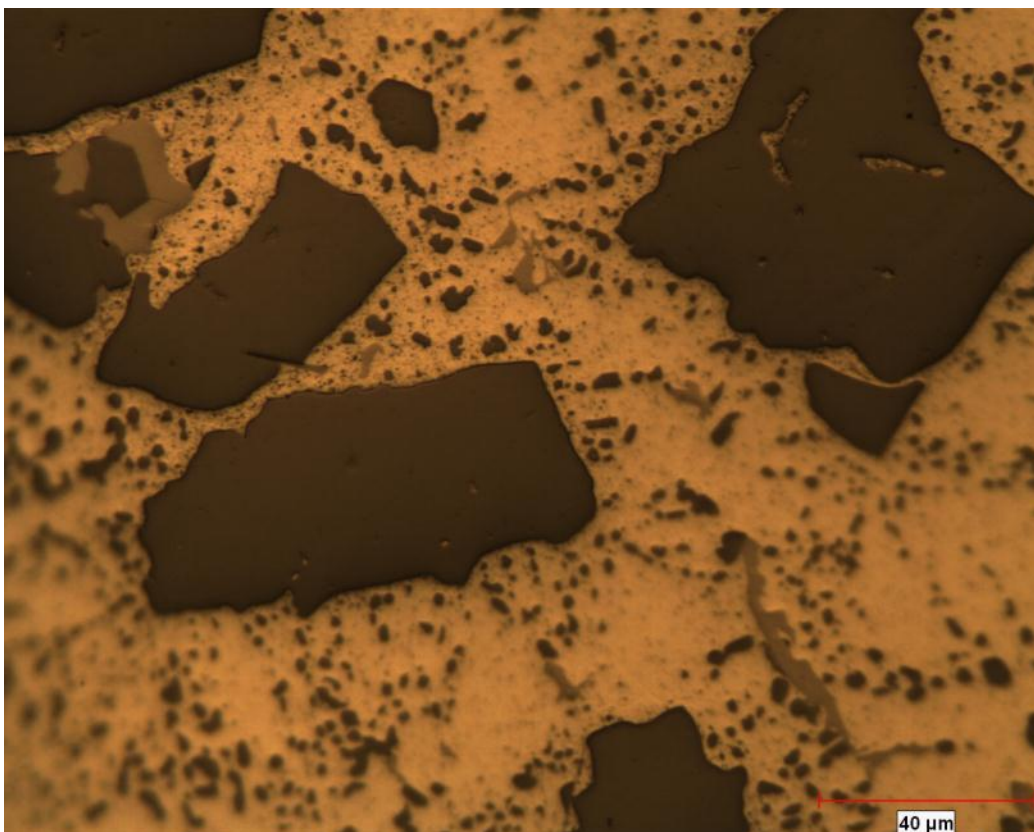
Cálculo de Límite de Fatiga Promedio Nivel 1

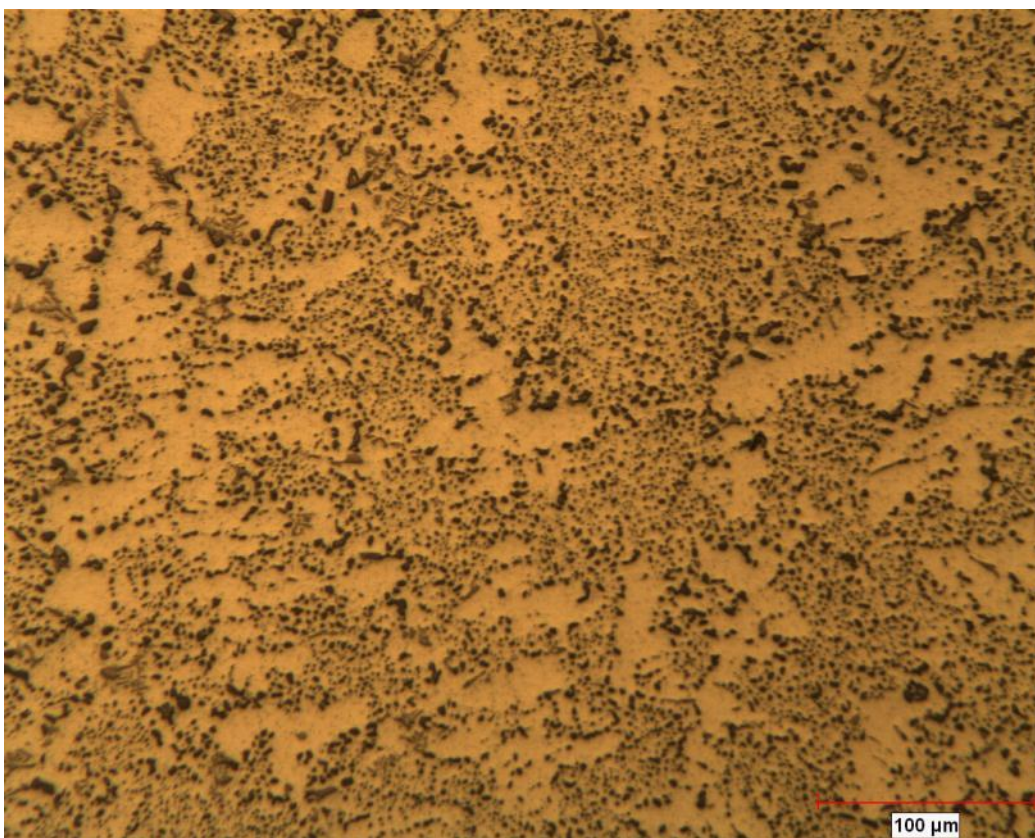
Esfuerzo	i	NI	NIi	i ² NI	Valor
55	2	6	12	24	50 MPa
50	1	7	7	7	5 MPa
45	0	0	0	0	26 MPa
Falures					0.5
Falures					-0.5

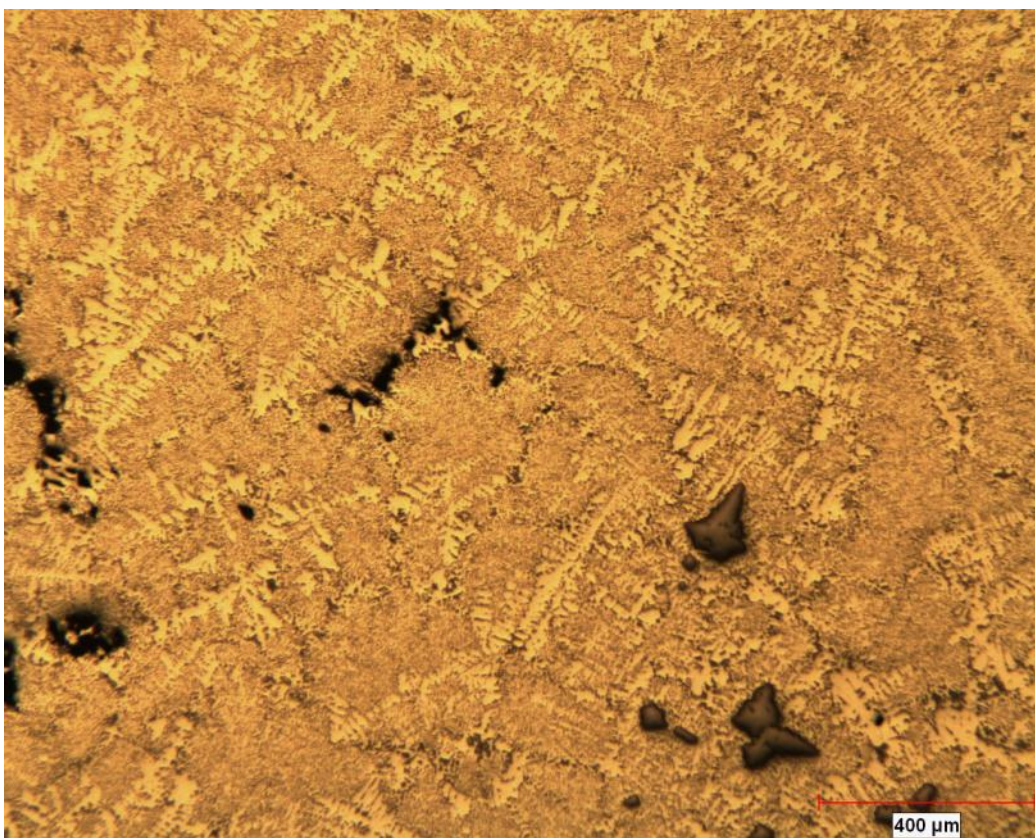
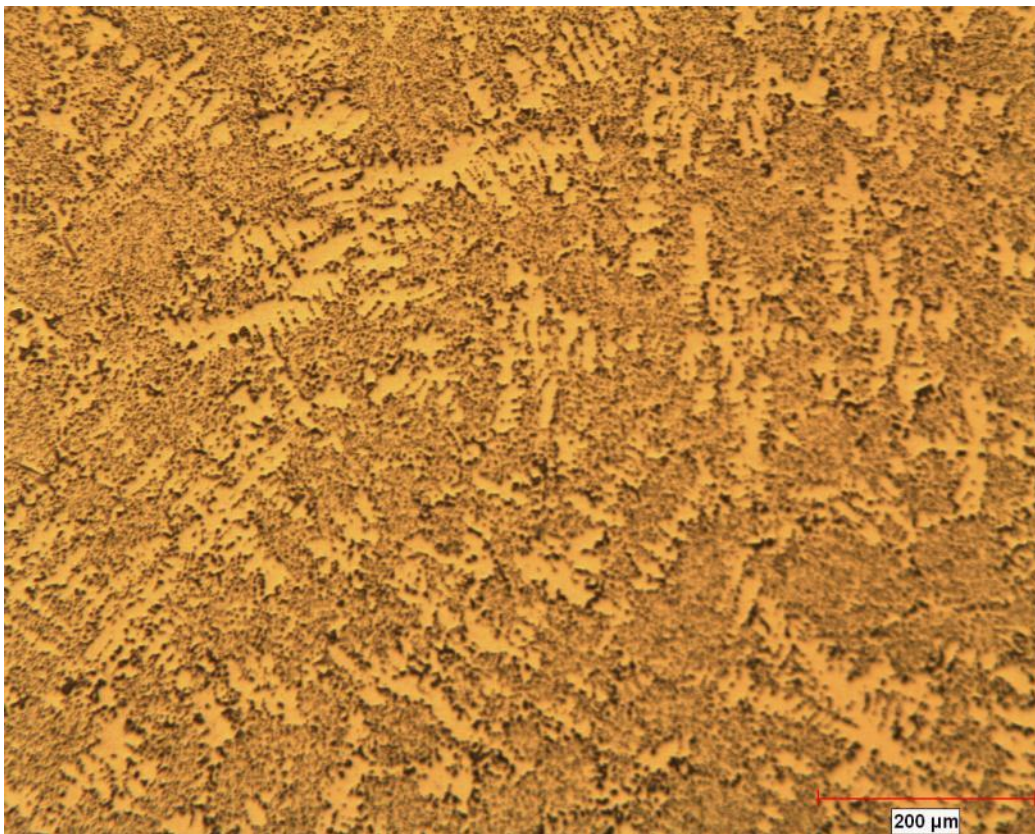
Promedio	51.2 MPa
Factor de Convergencia	0.66 Desviación Válida
Desviación Estándar	5.6 MPa

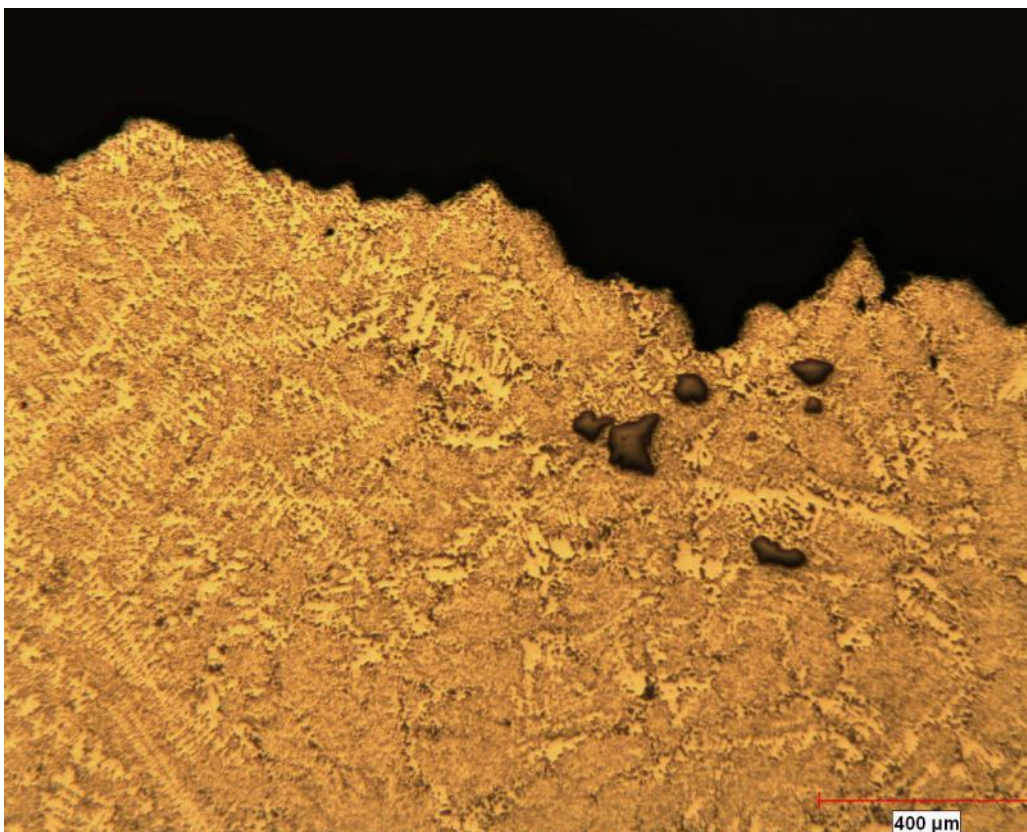
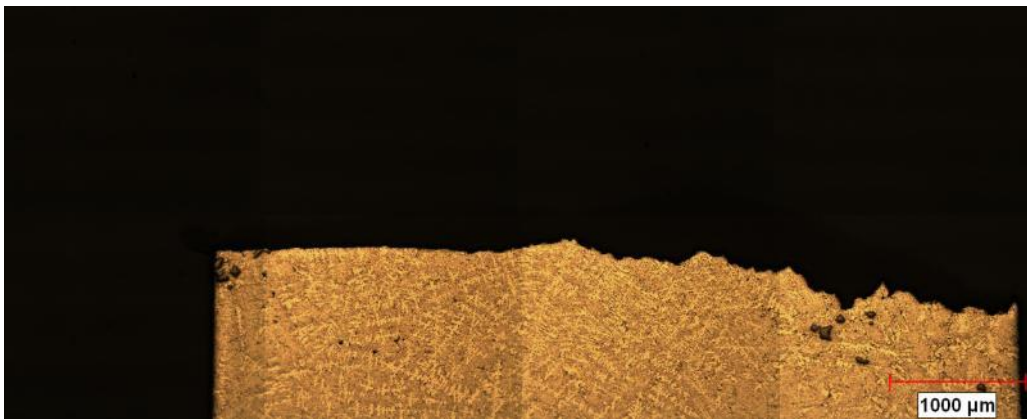
Apéndice C. Metalografías

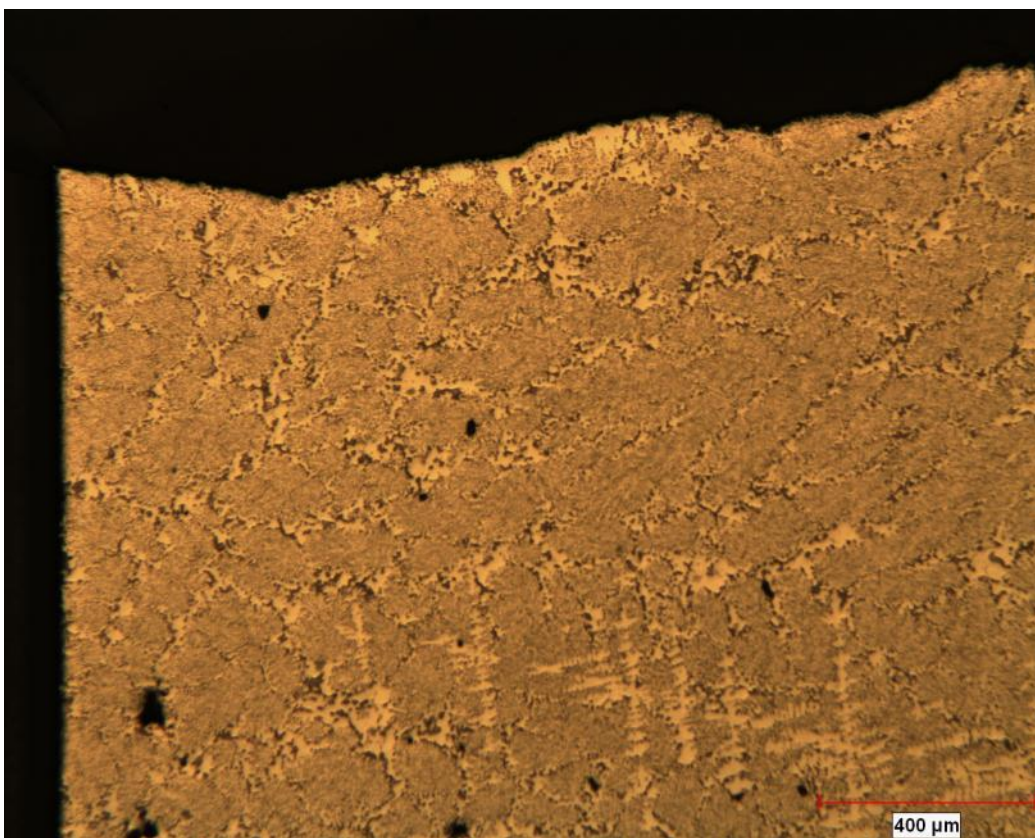
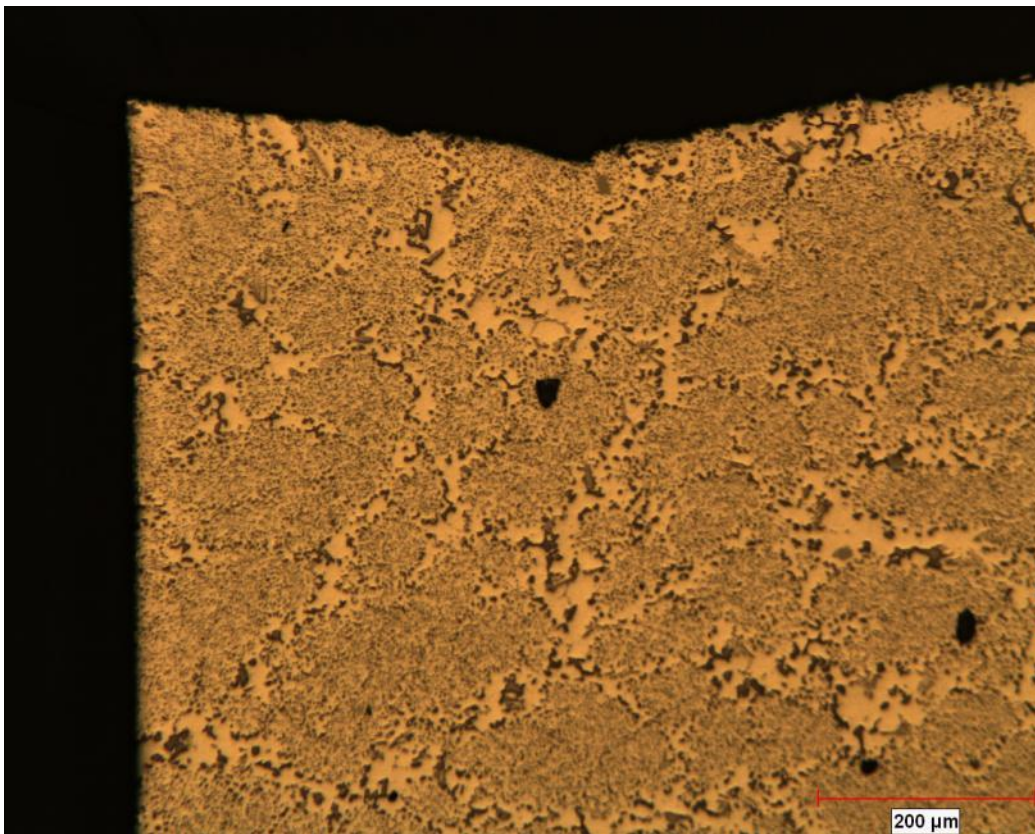
Metalografías muestras Nivel 1

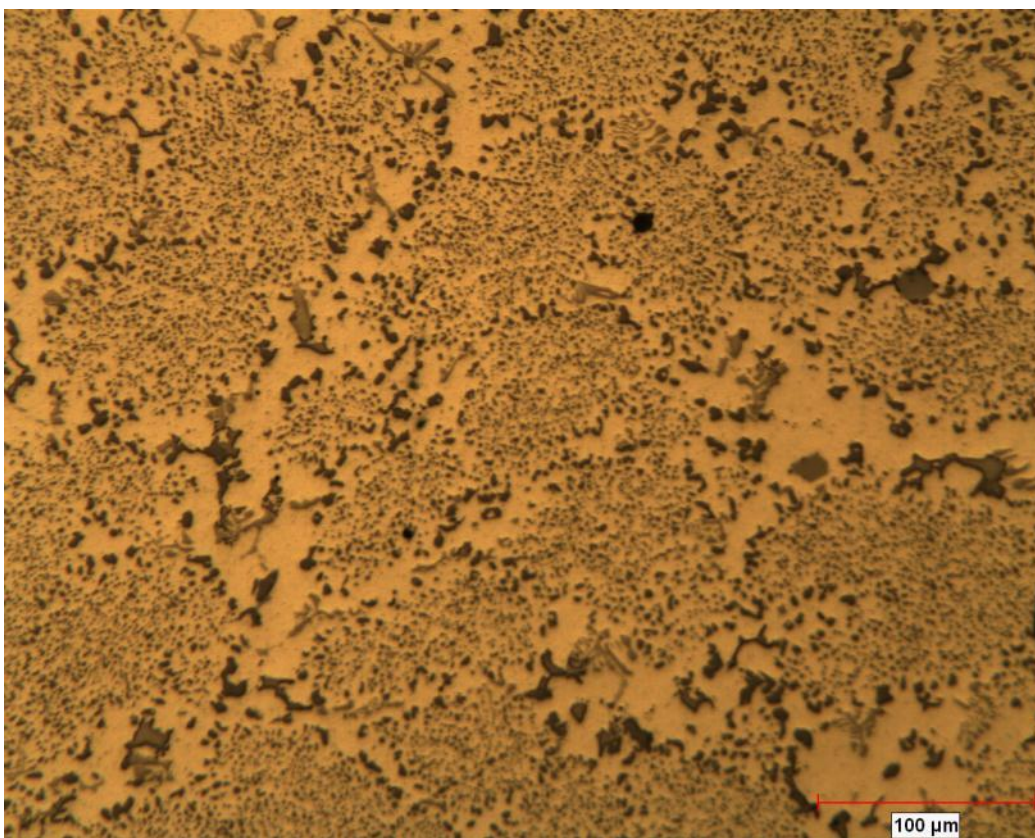
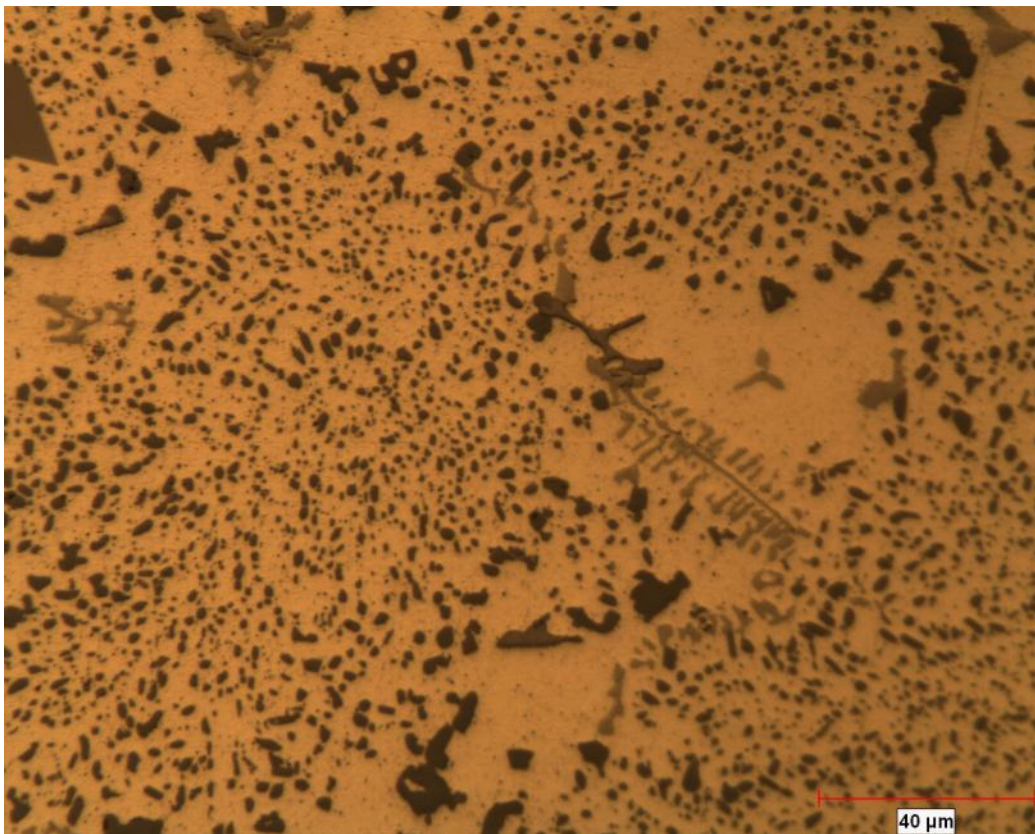


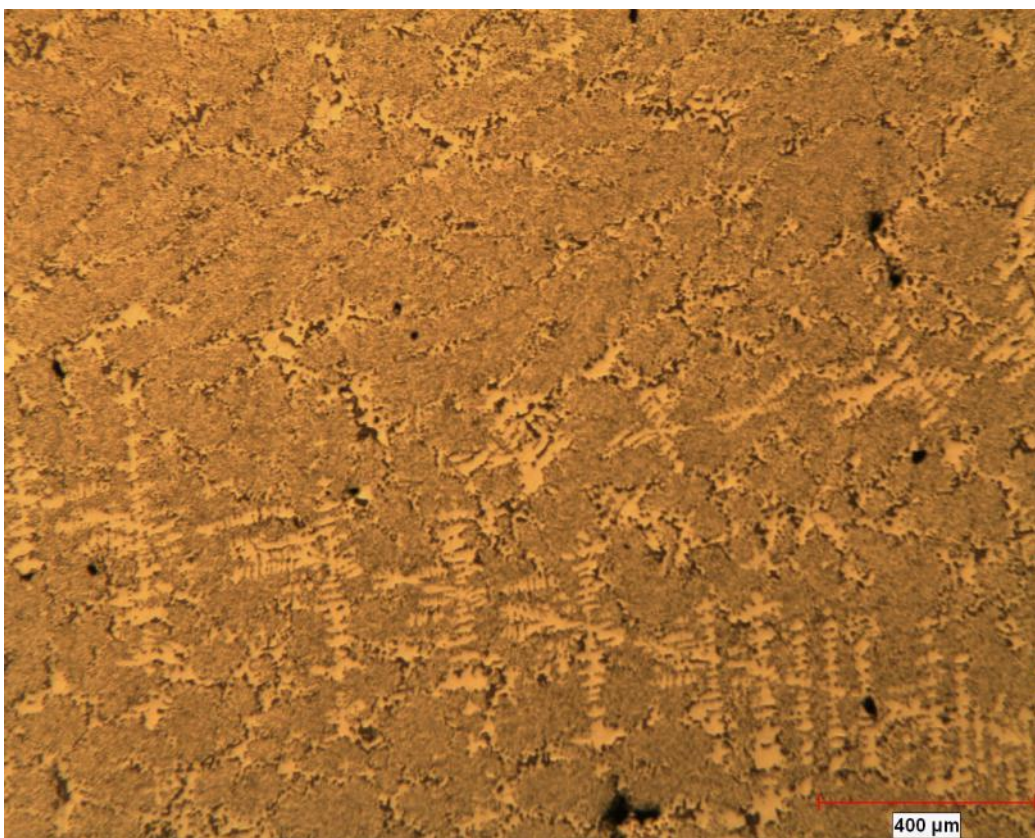
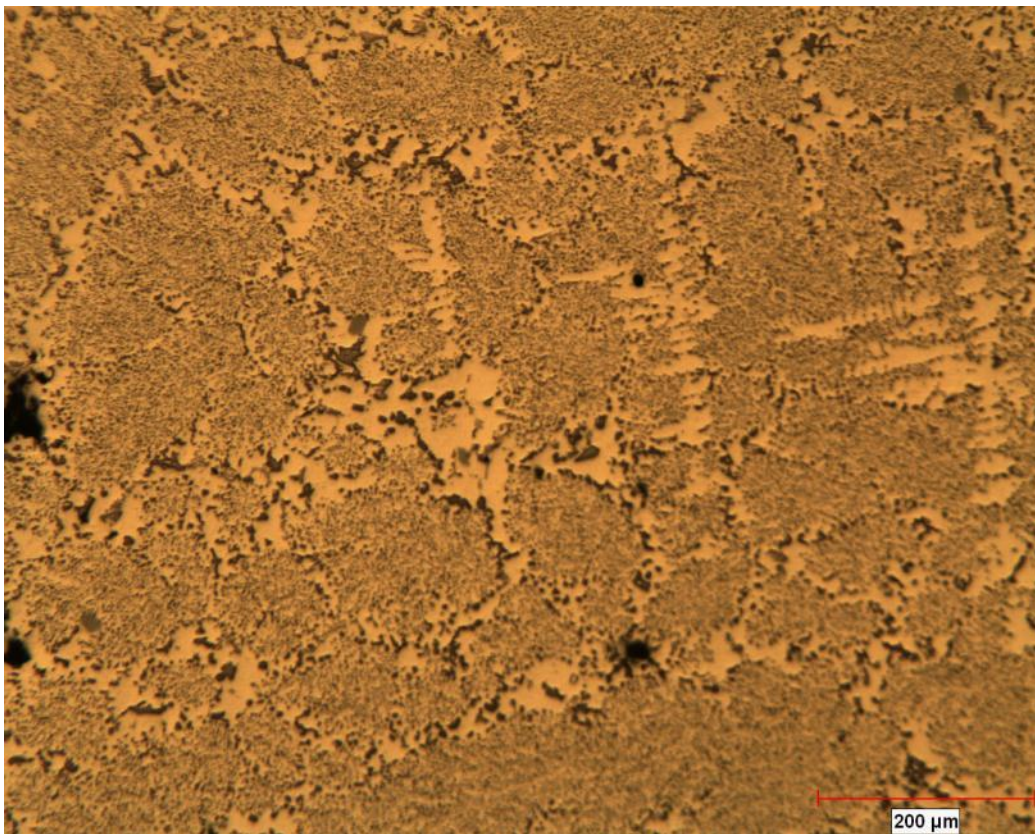


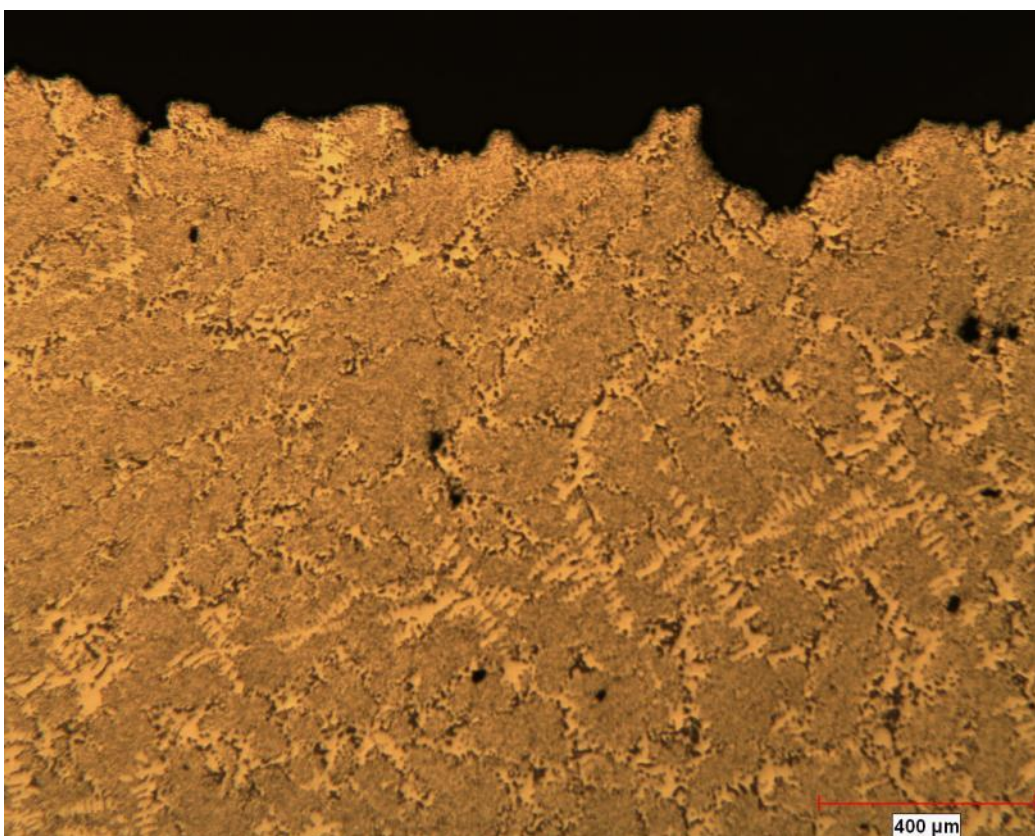
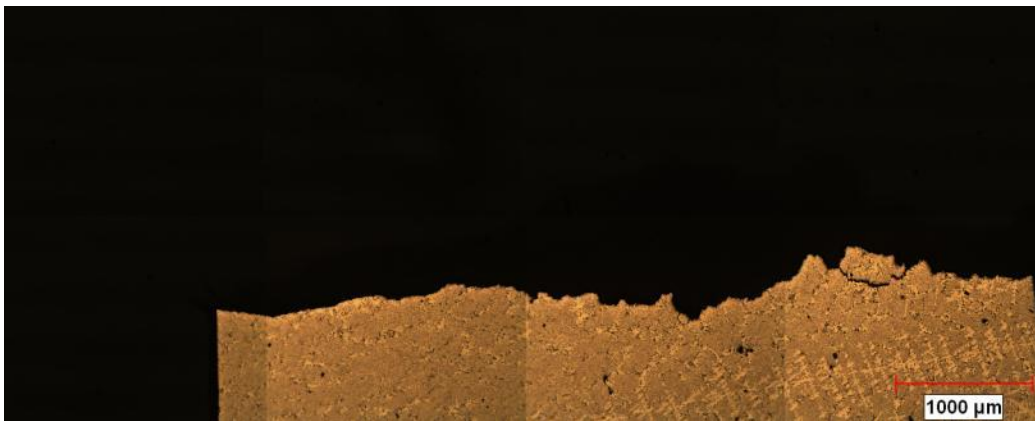


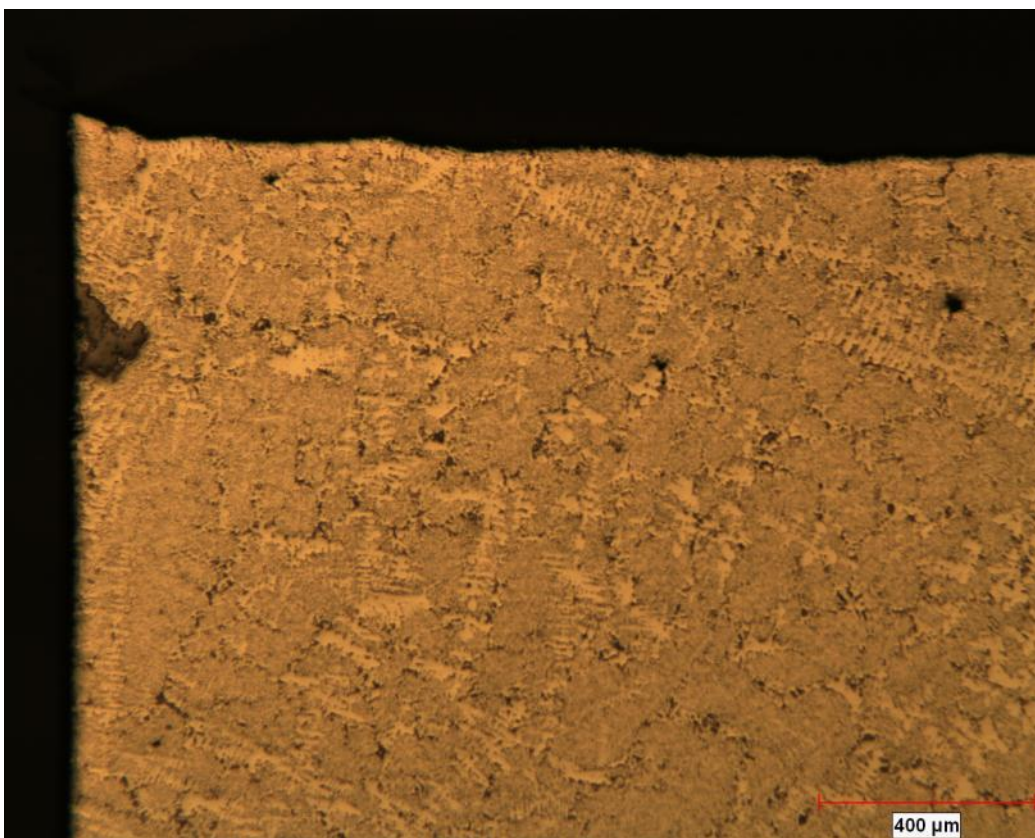
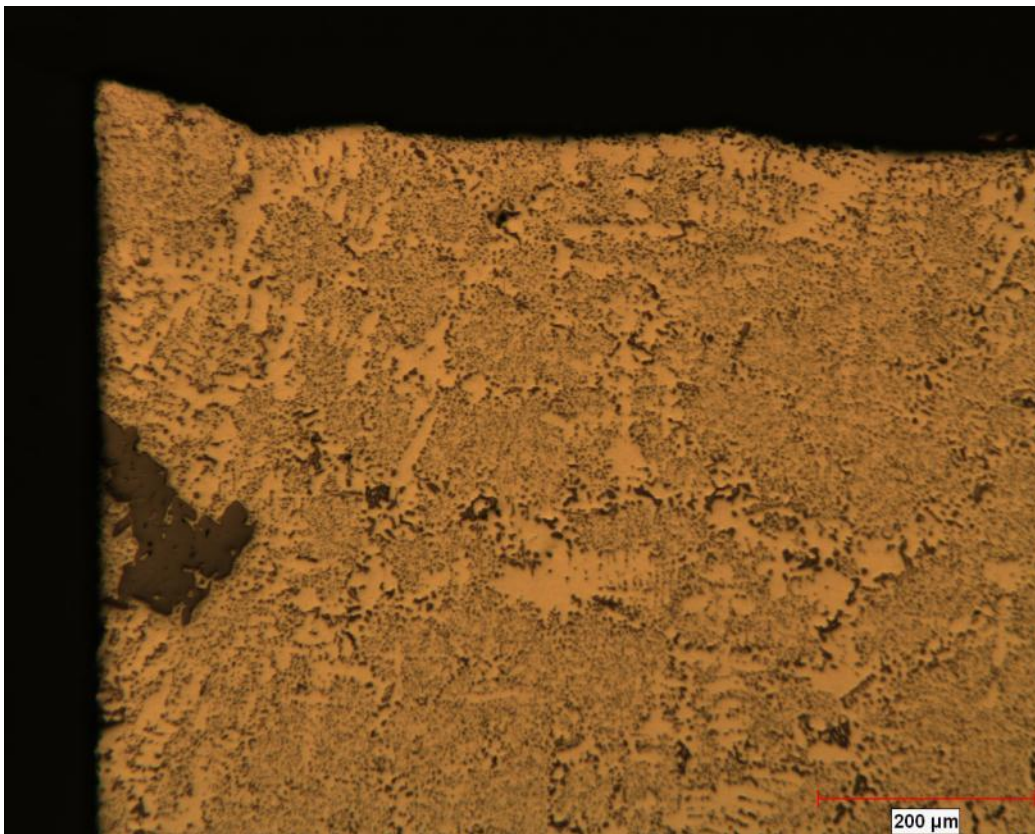


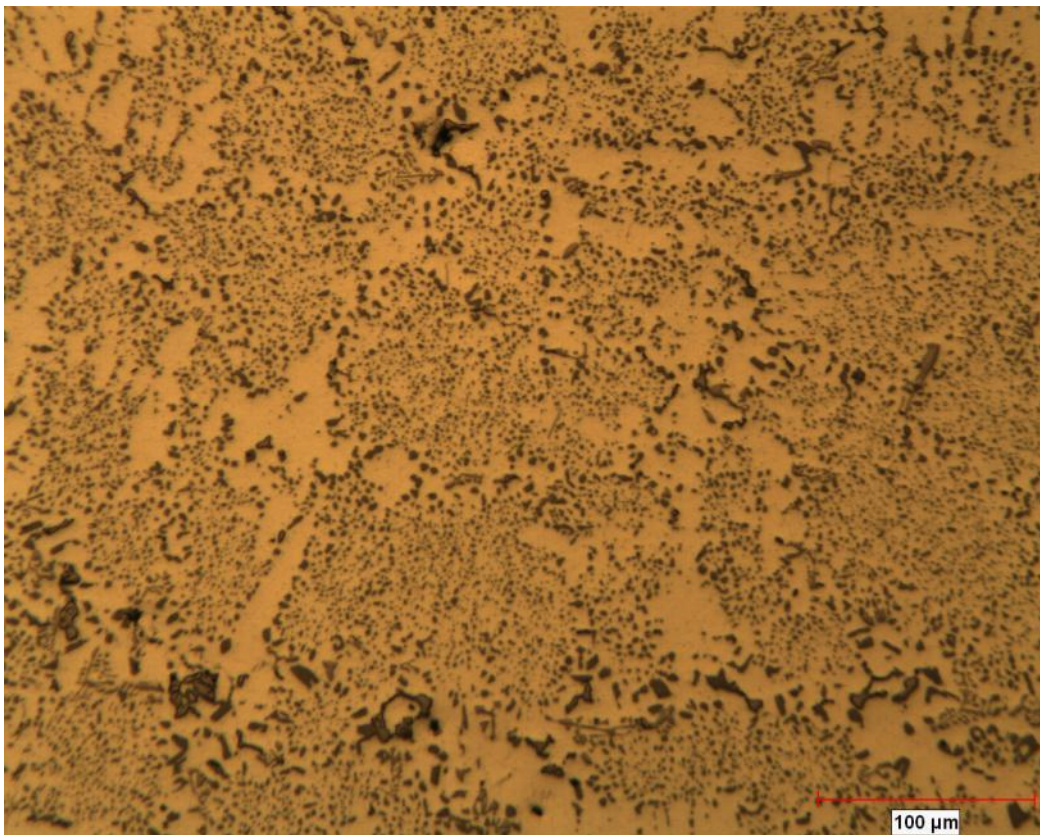
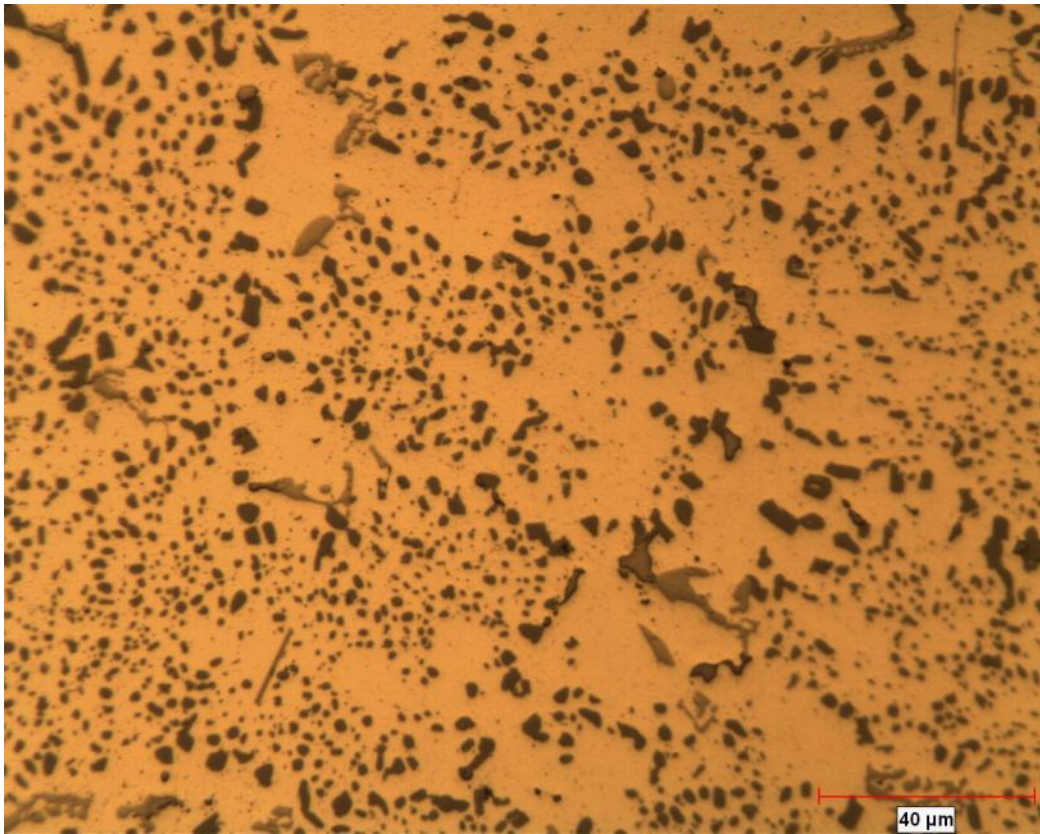


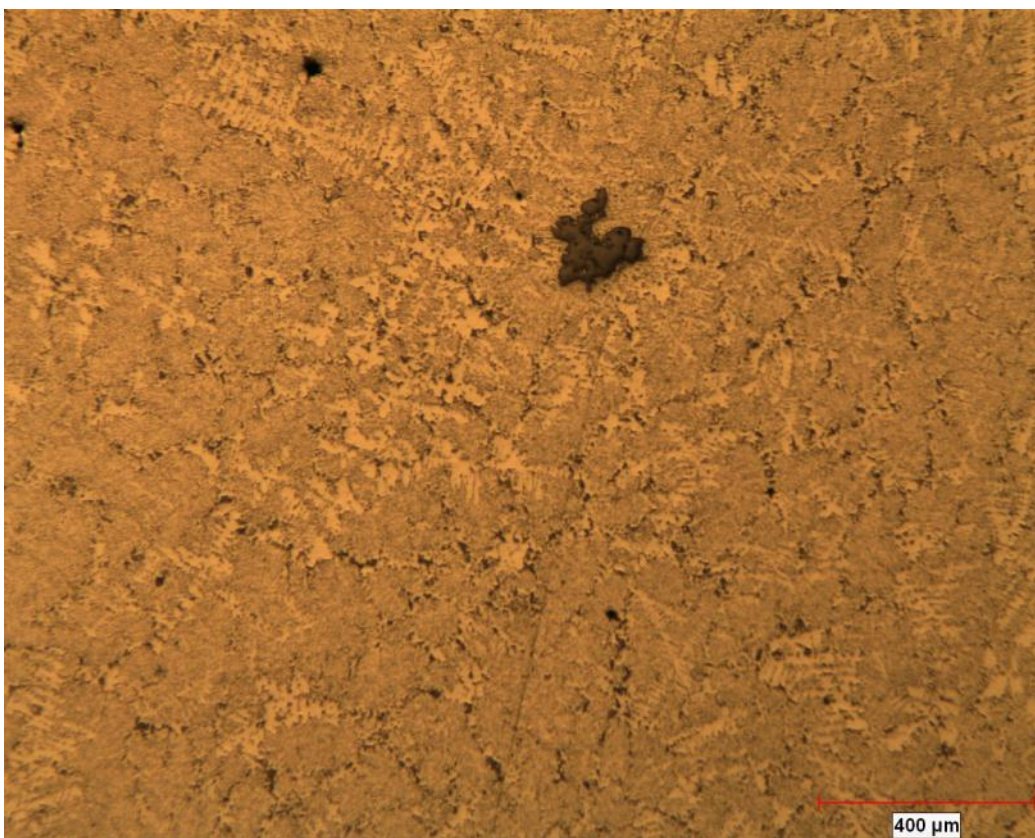
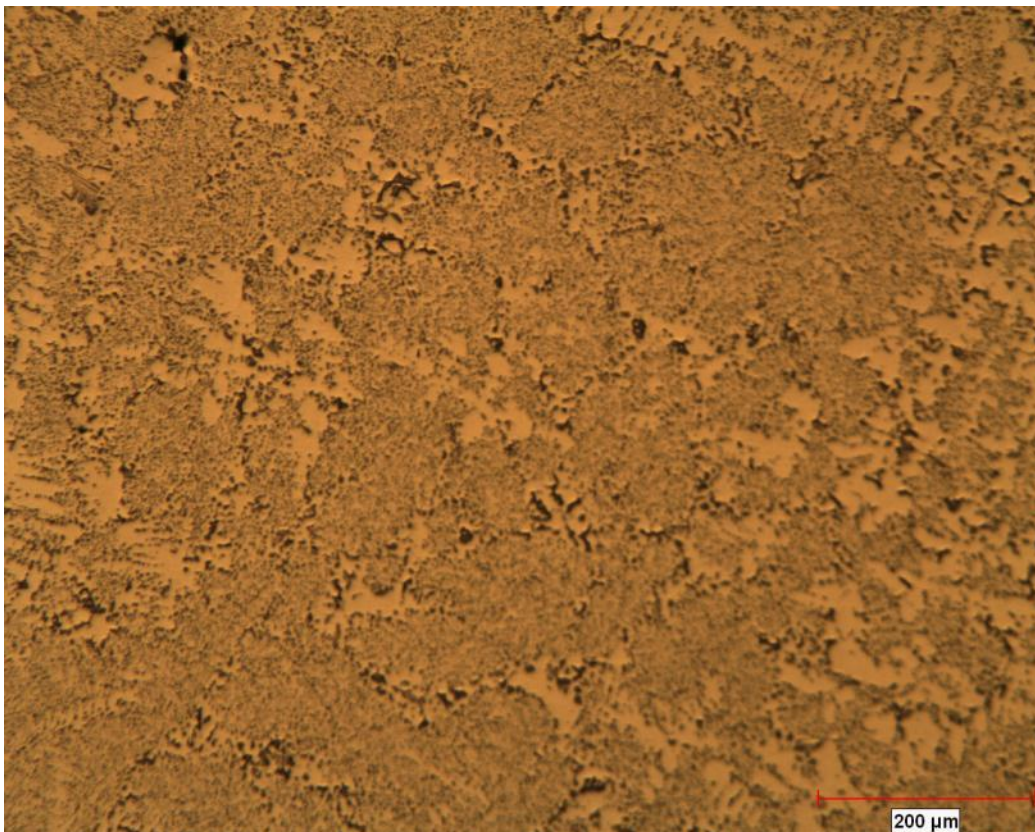


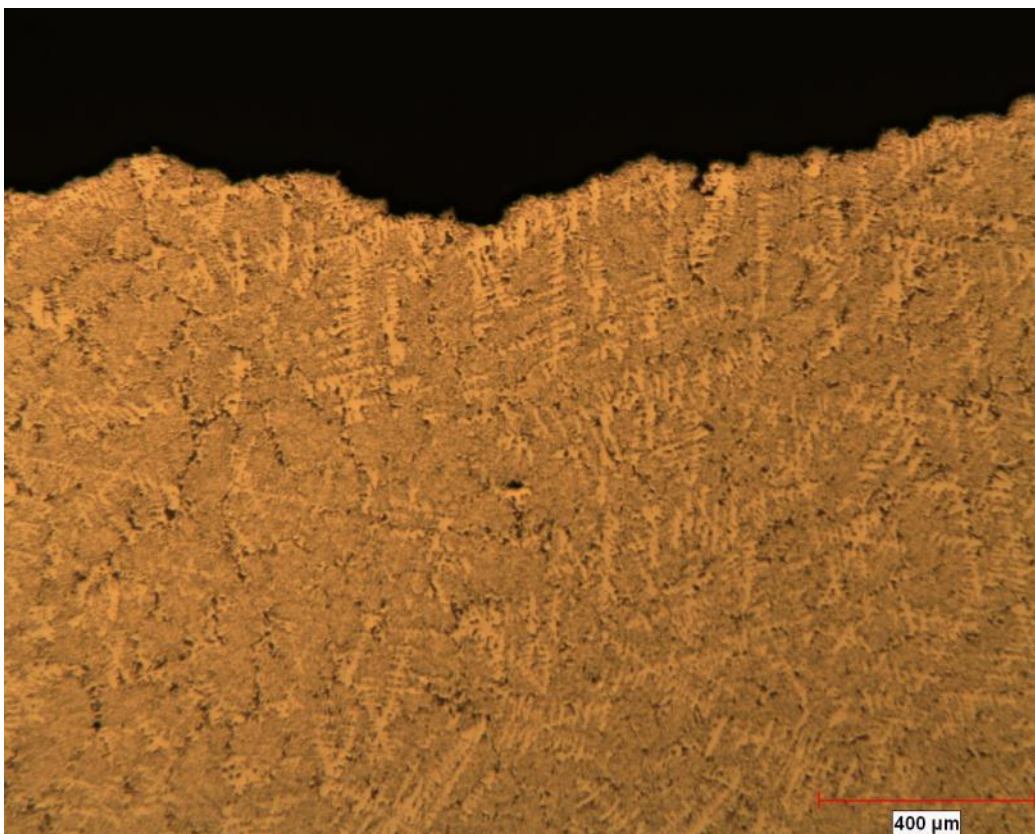
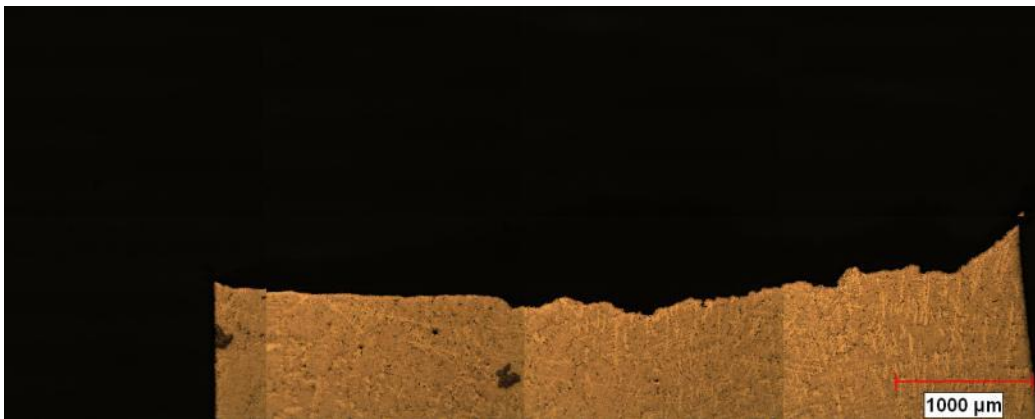


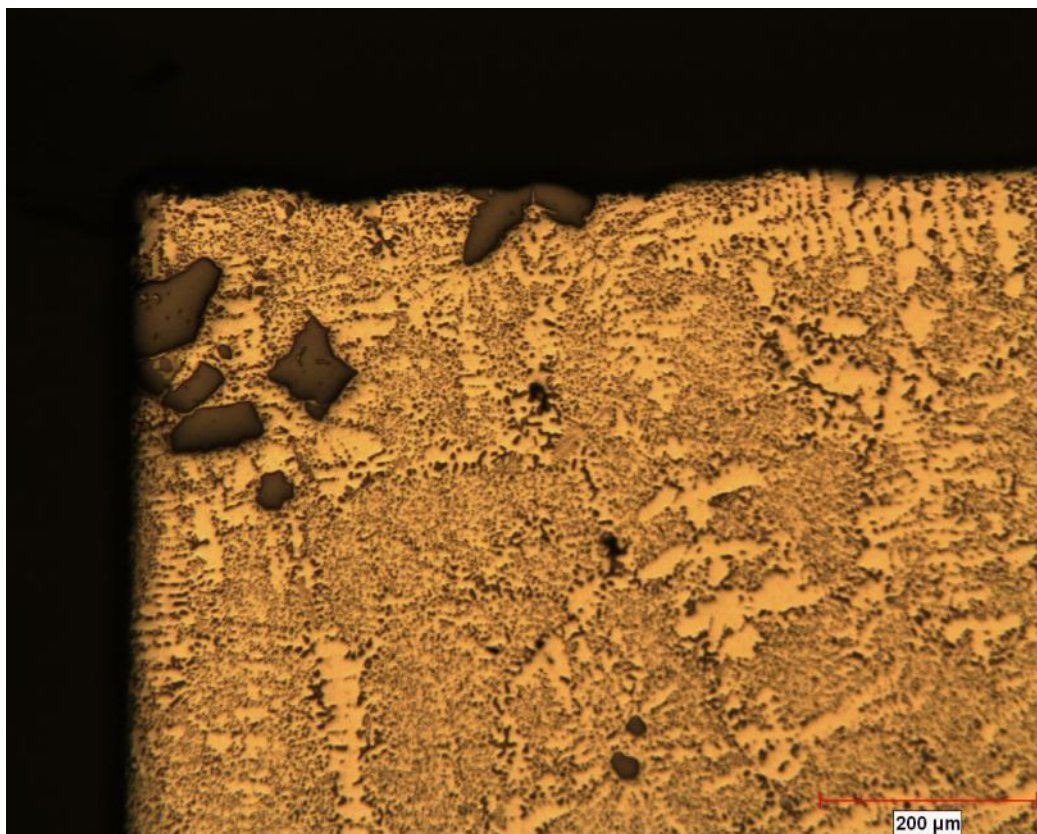




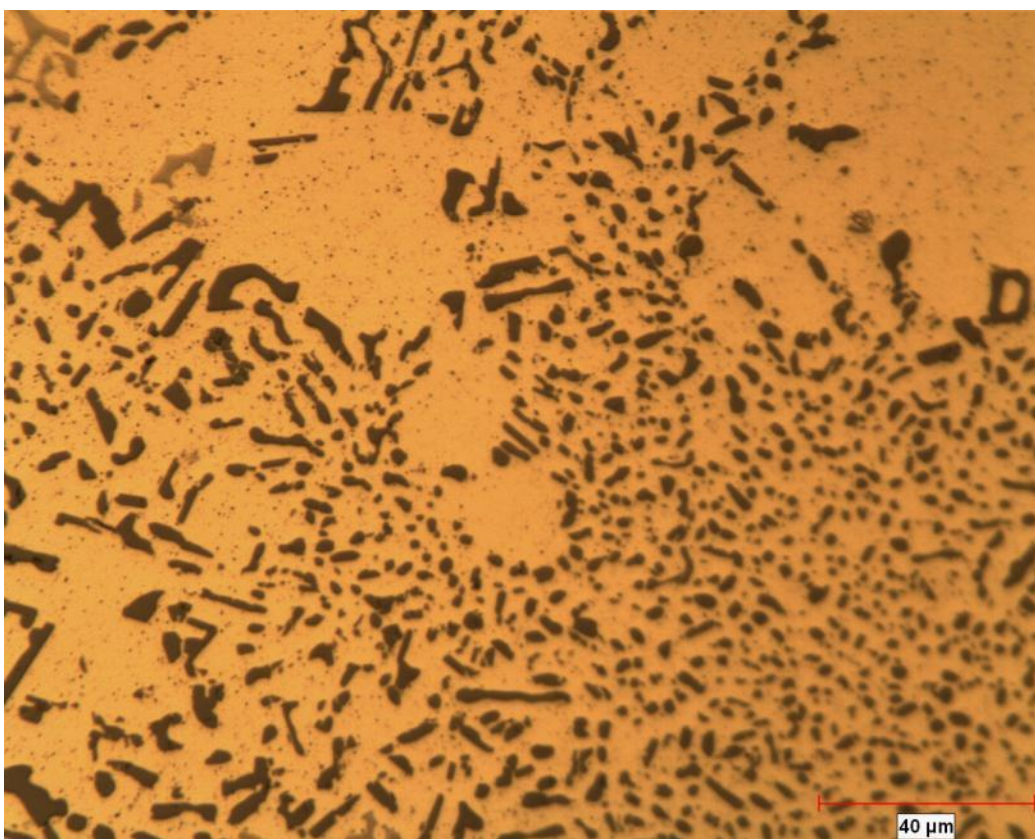
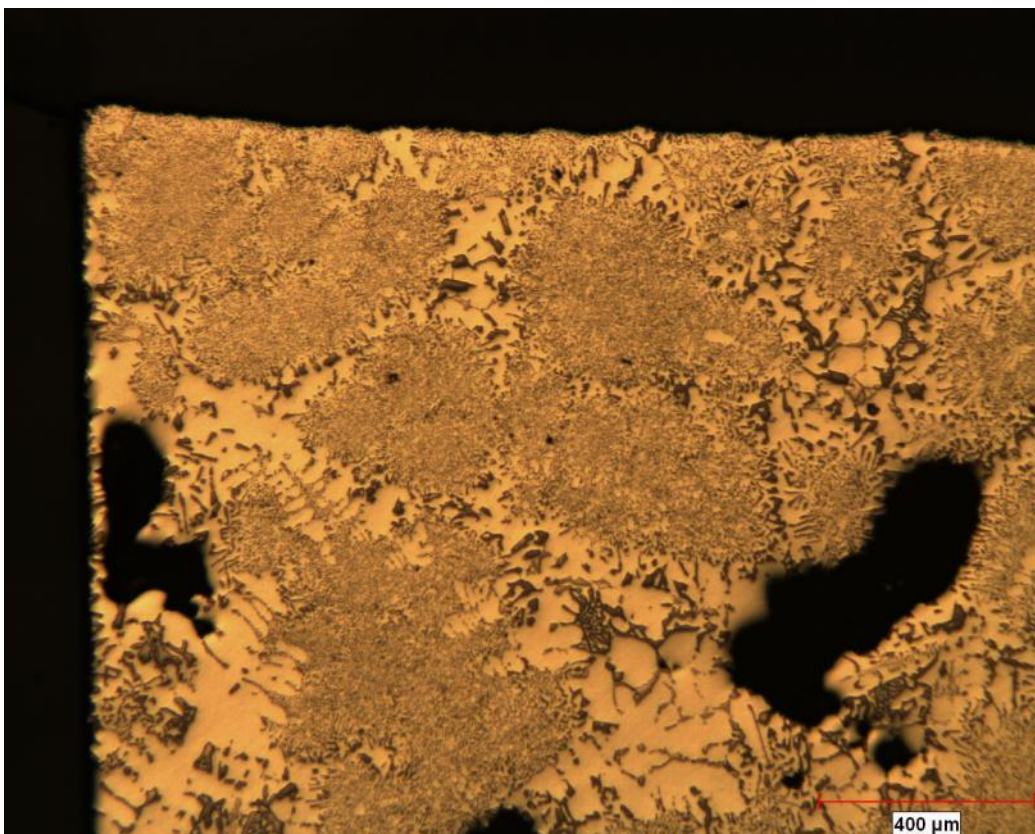


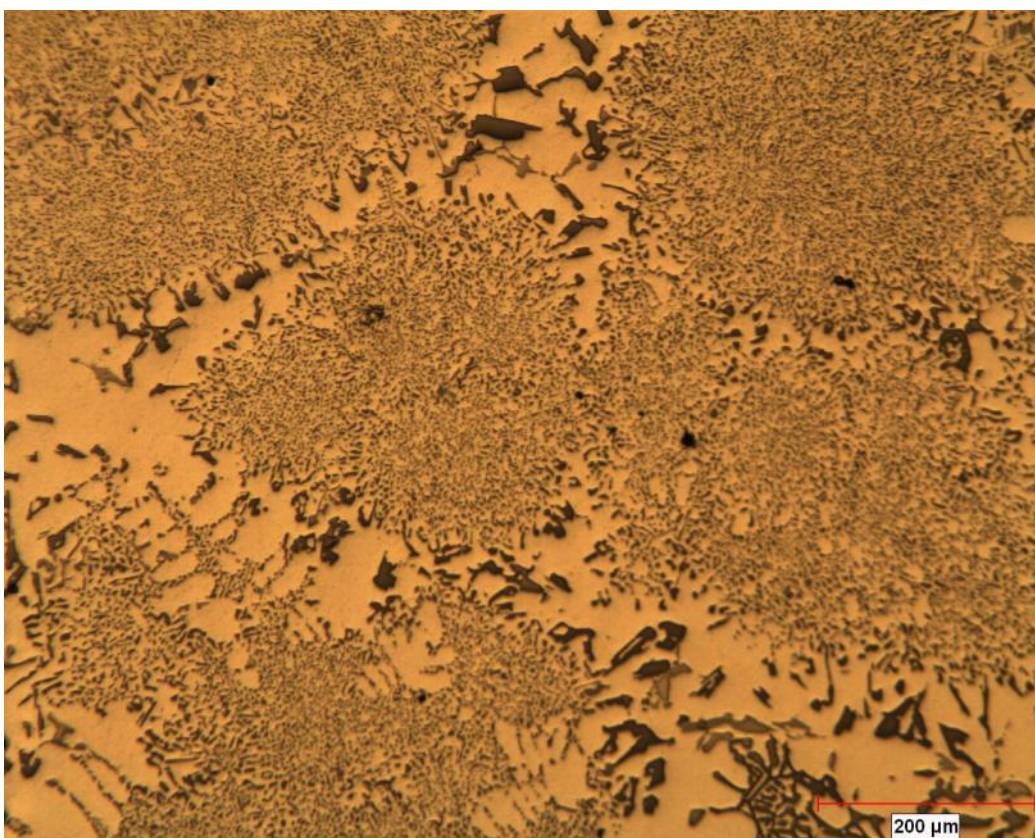
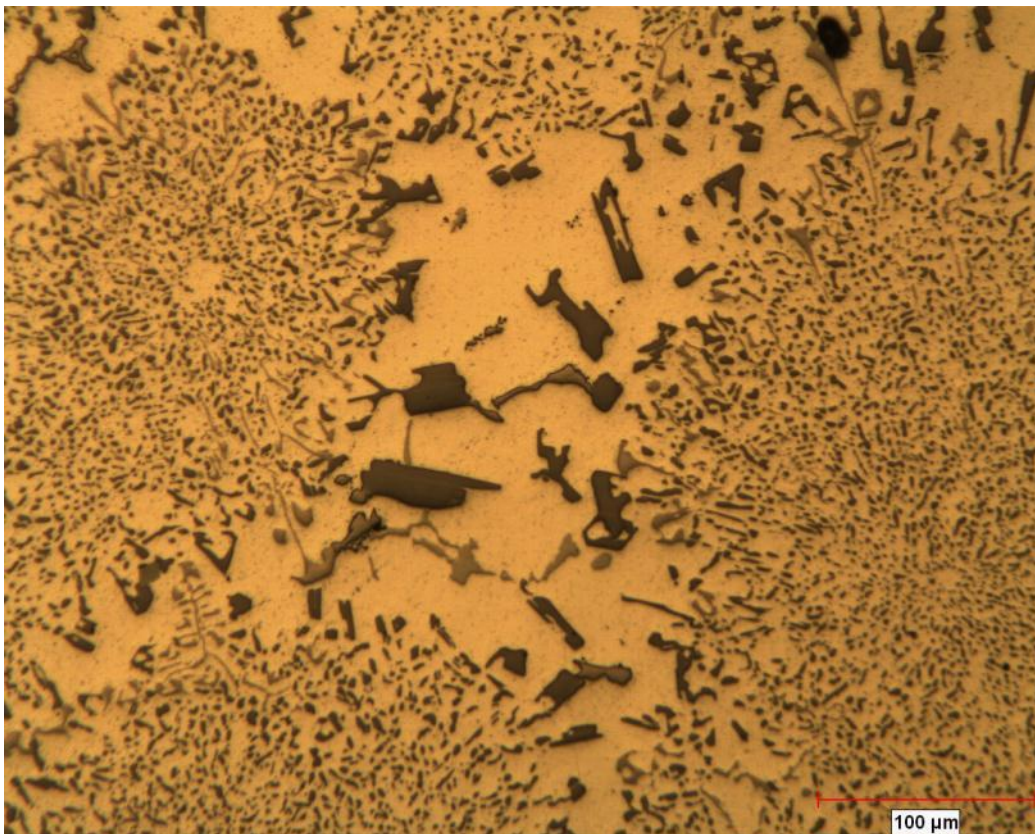


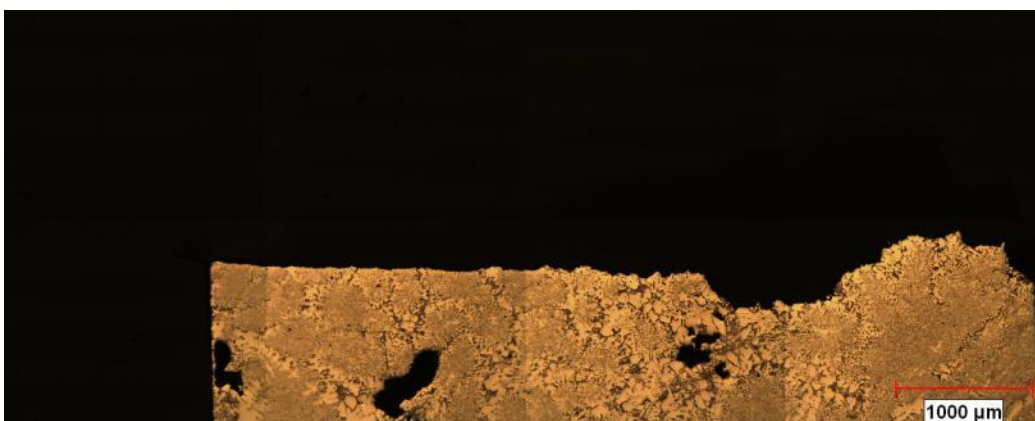
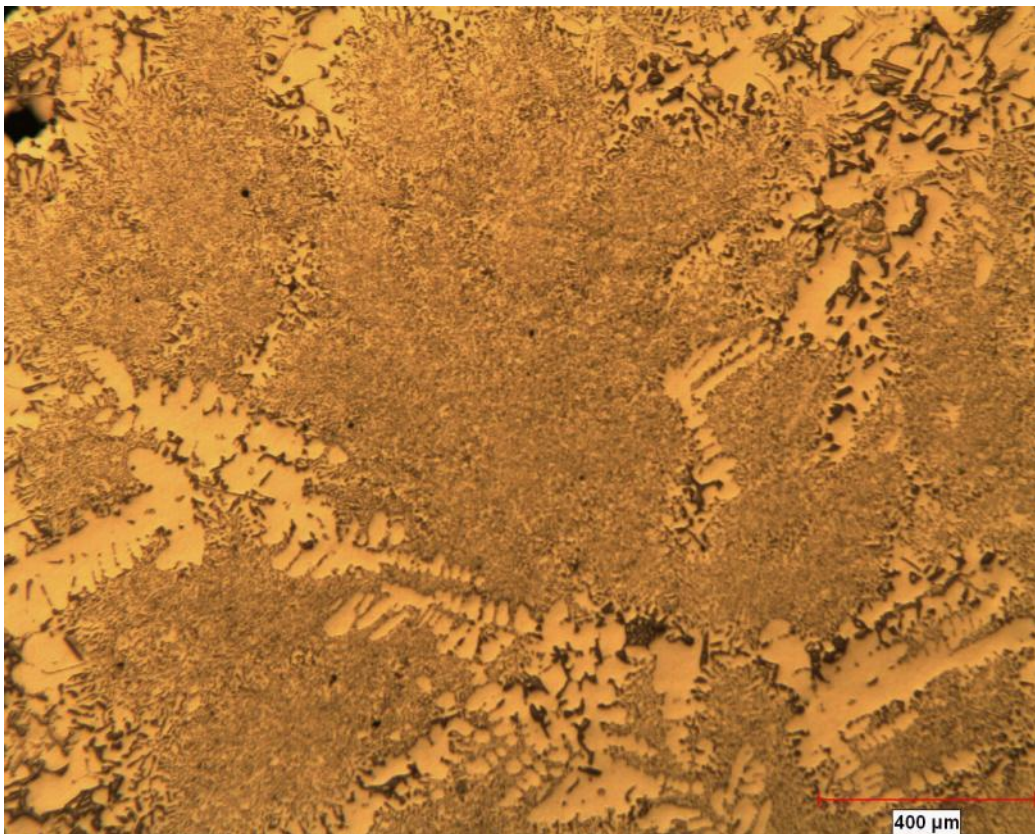


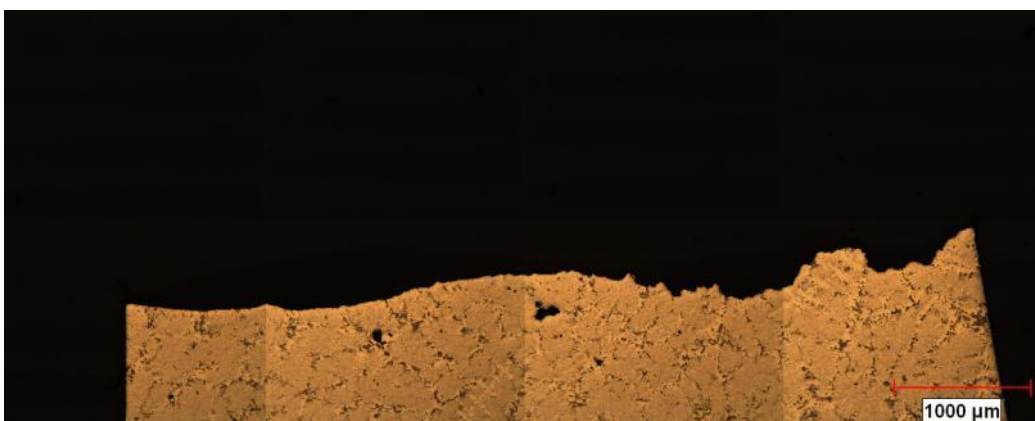
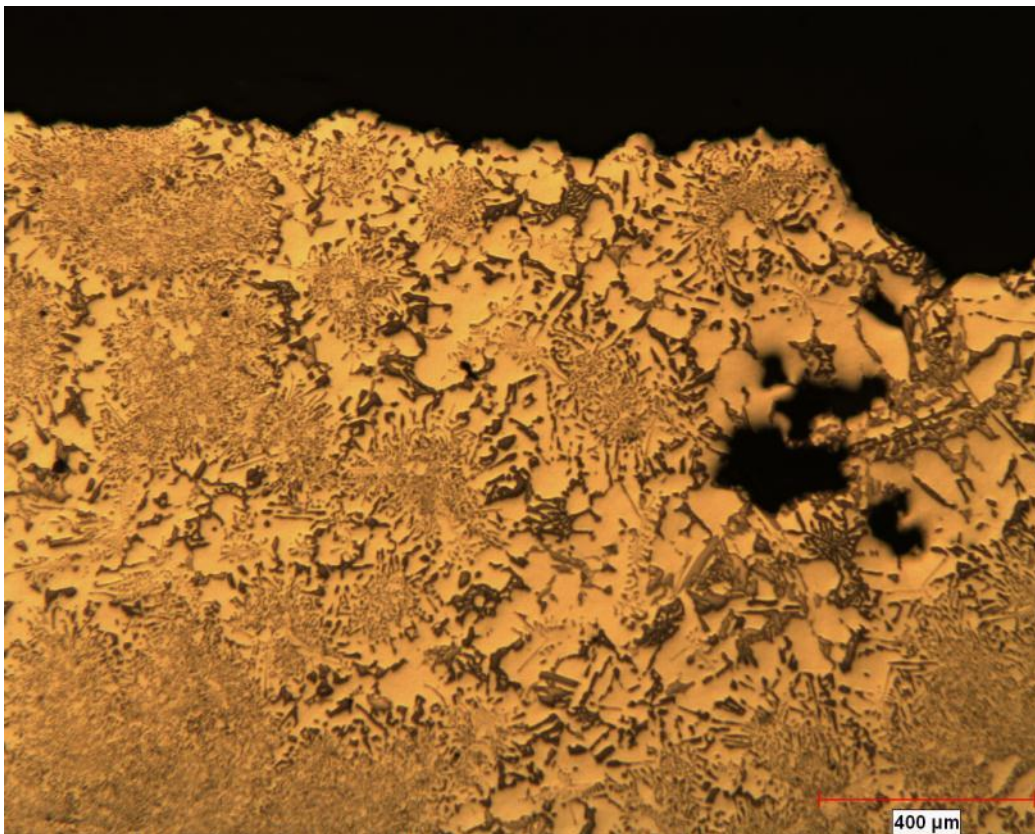


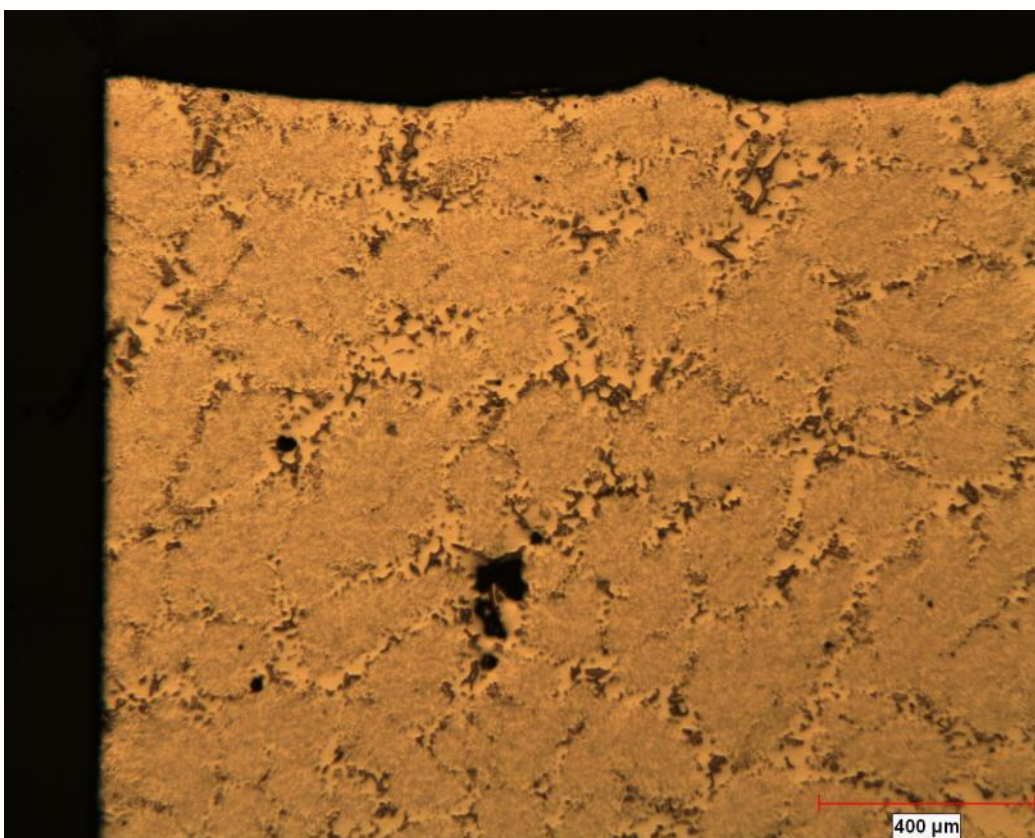
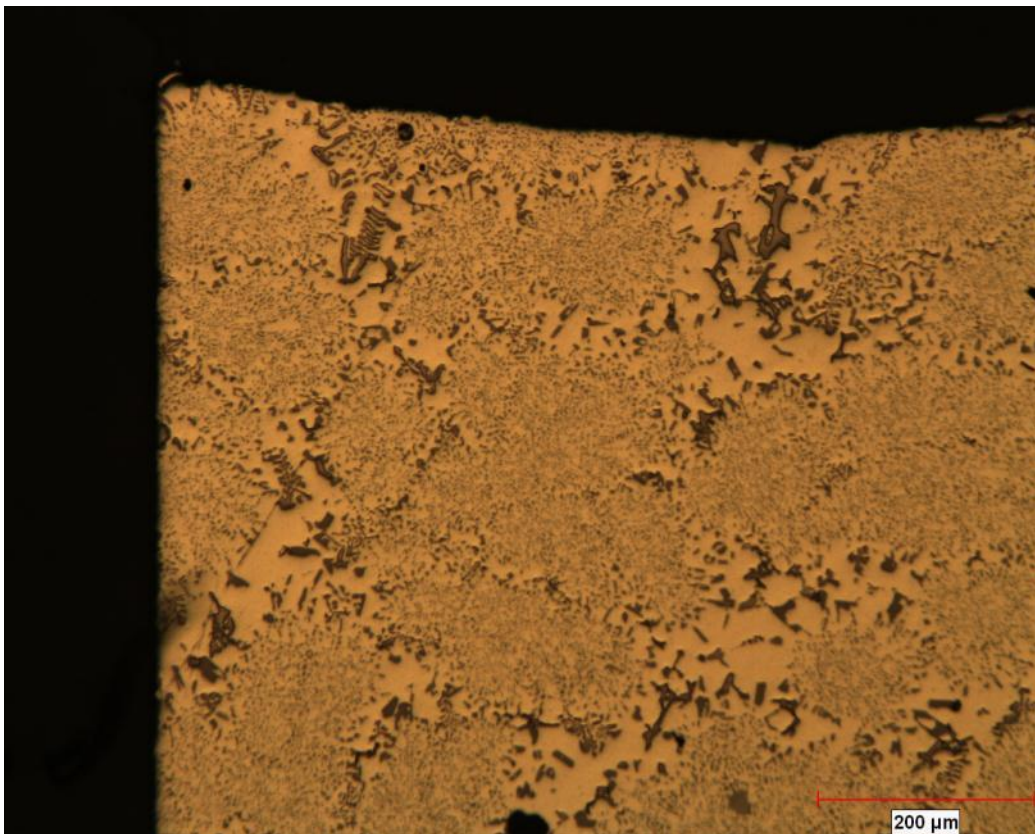
Metalografías muestras Nivel 2

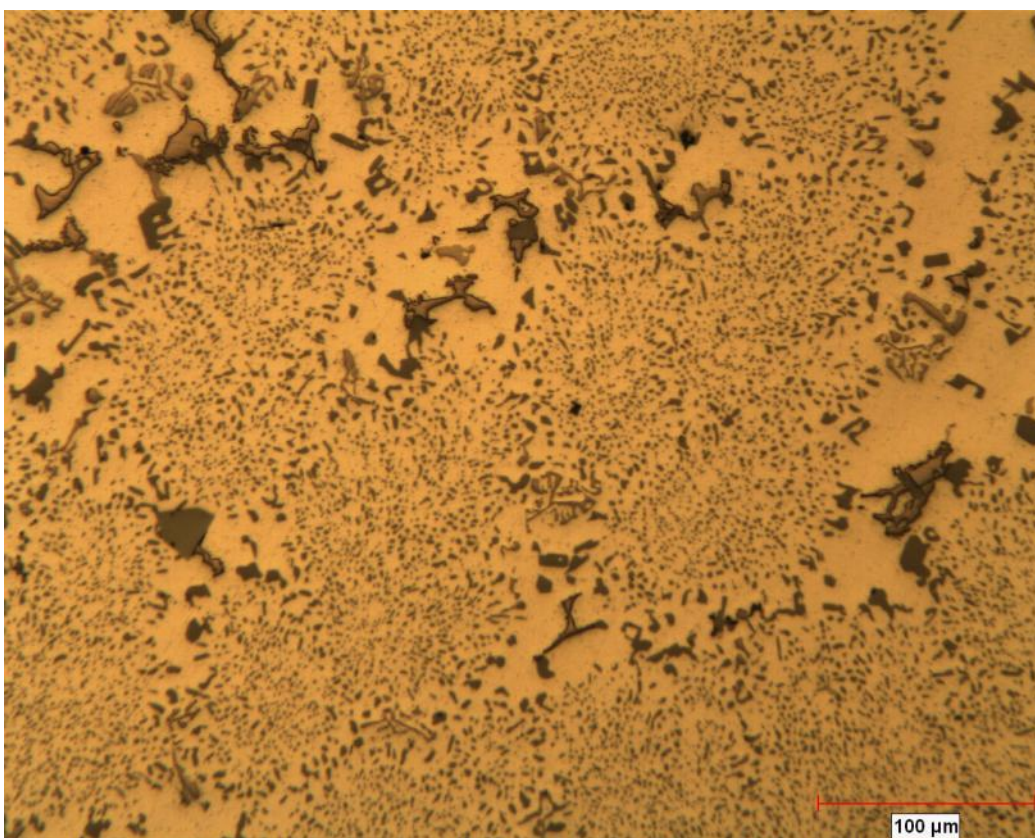
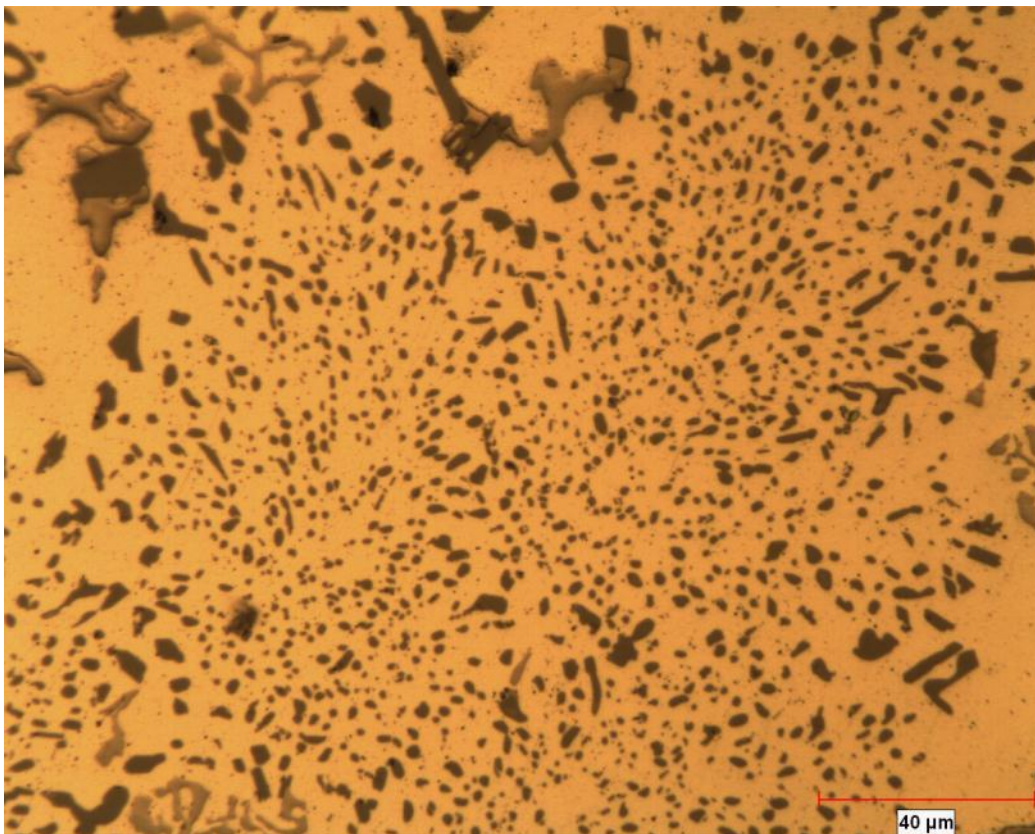


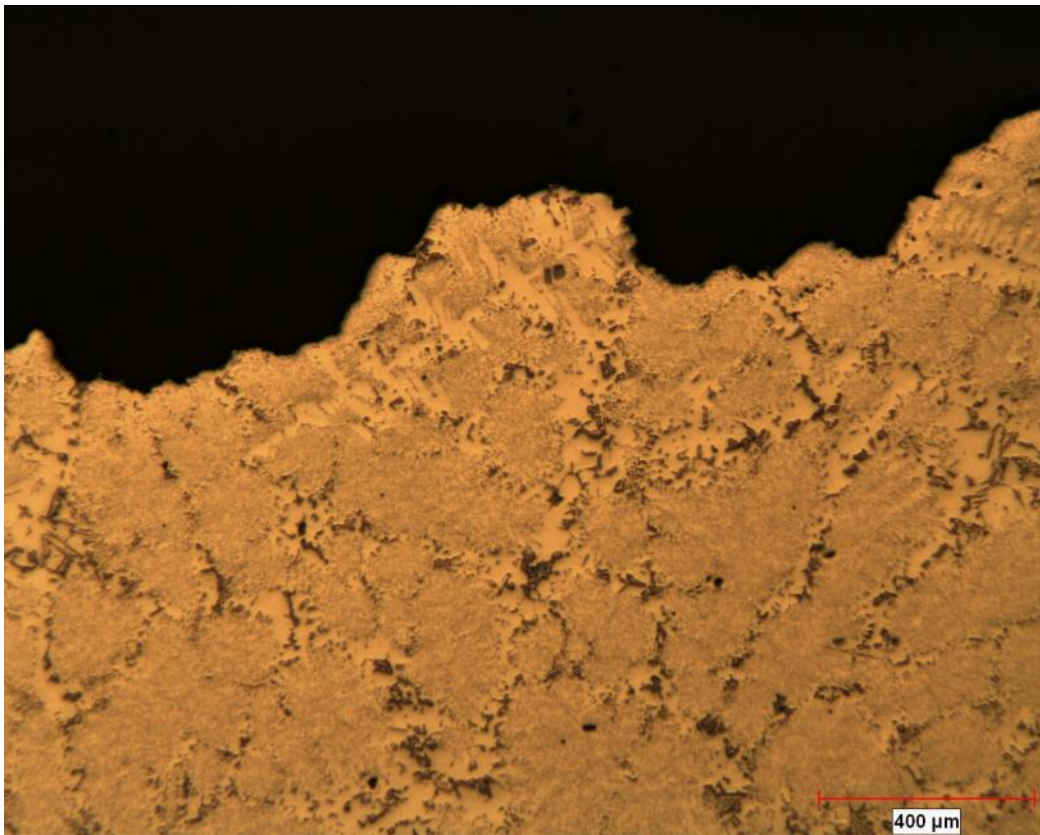
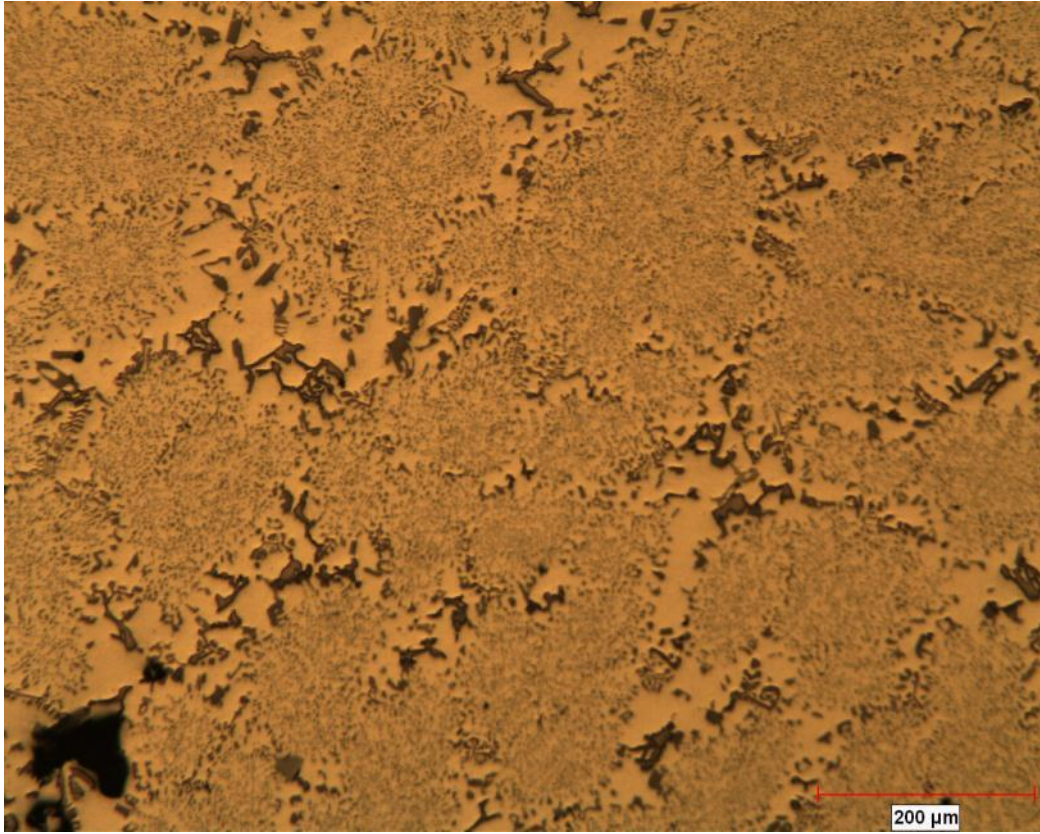


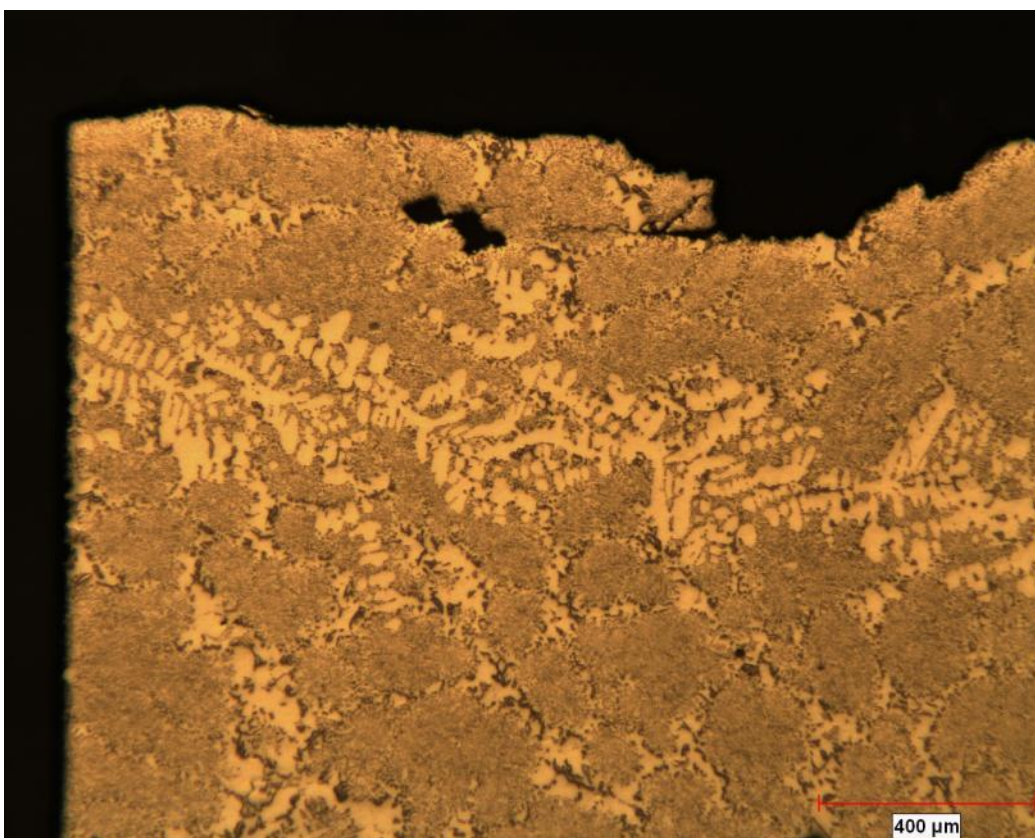
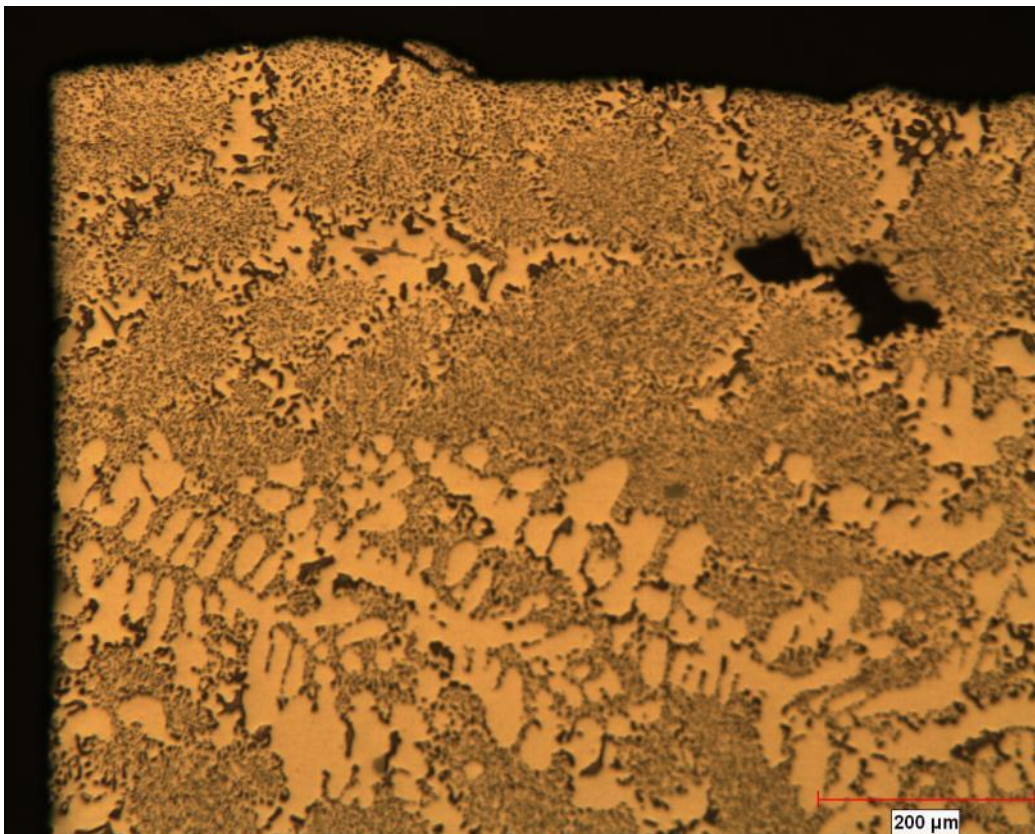


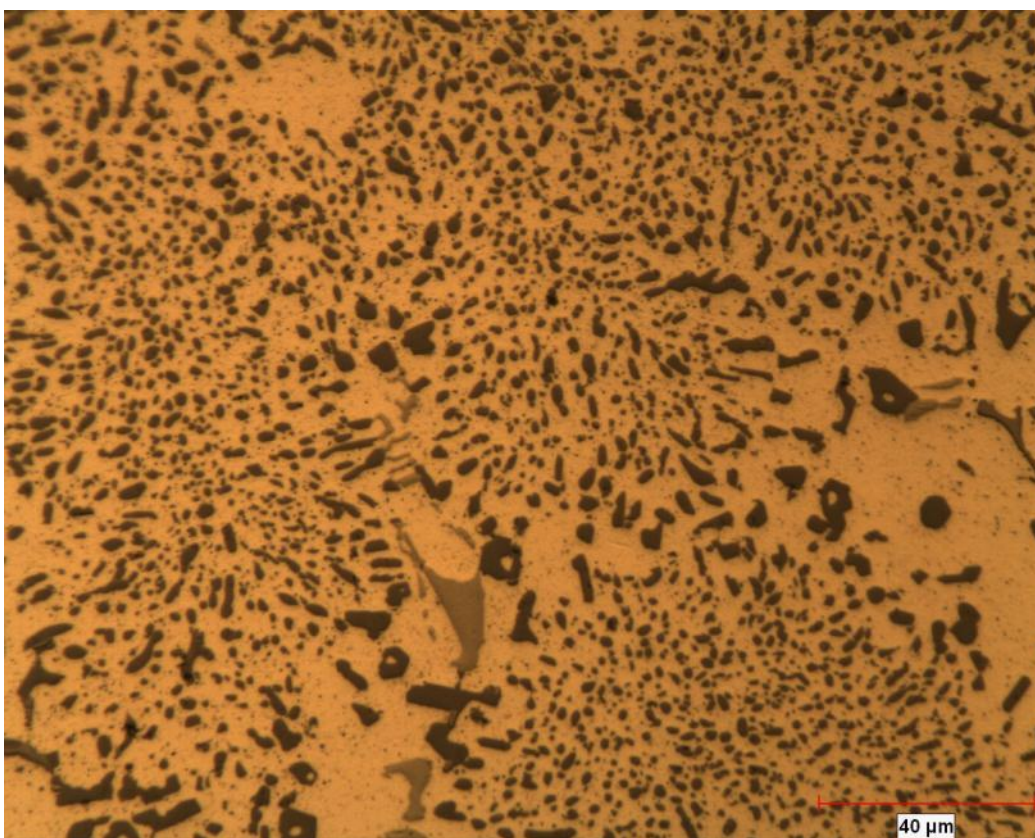
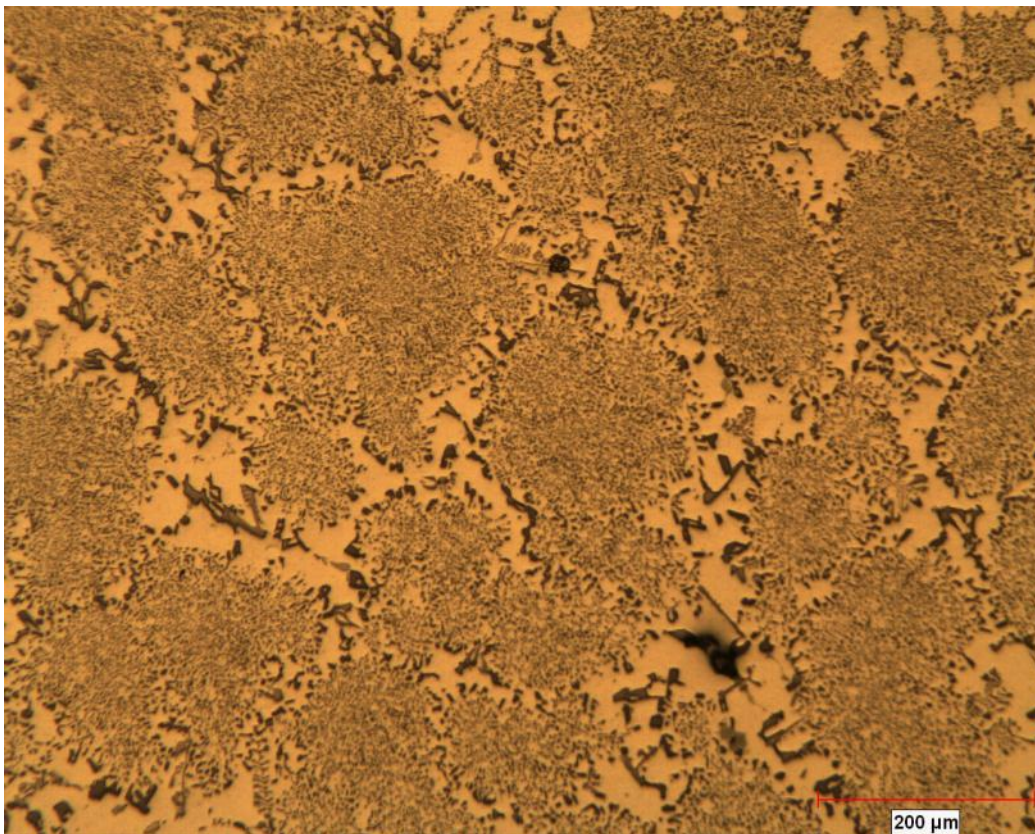


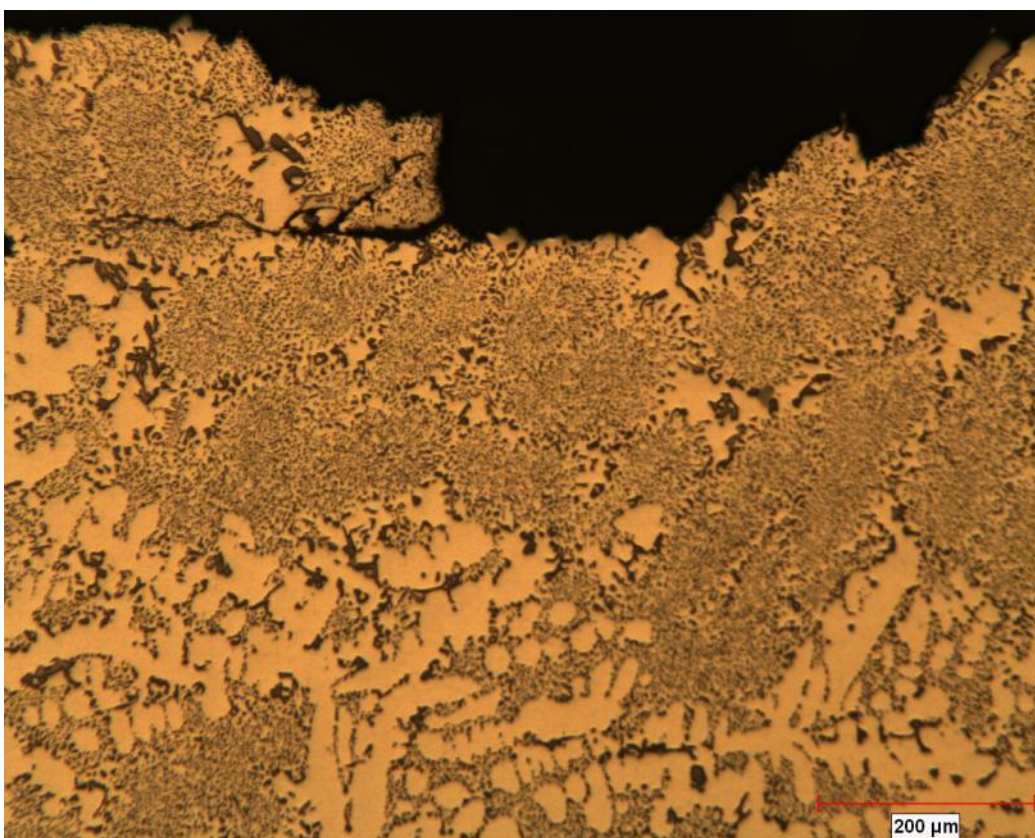
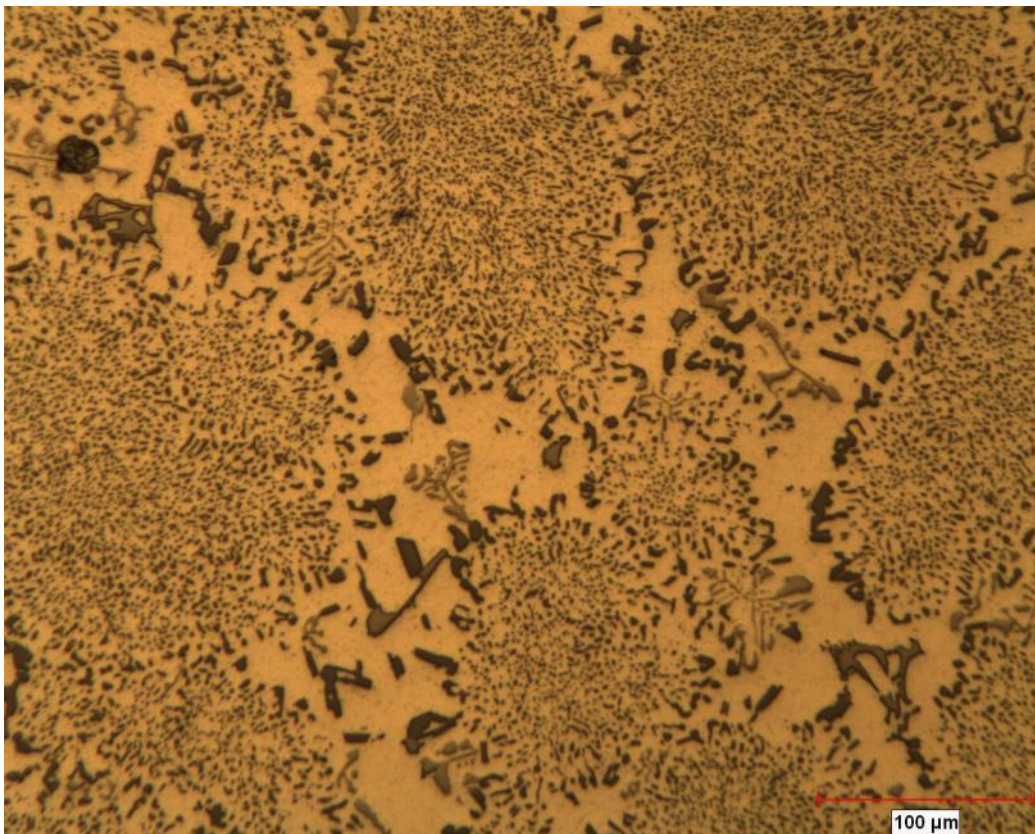


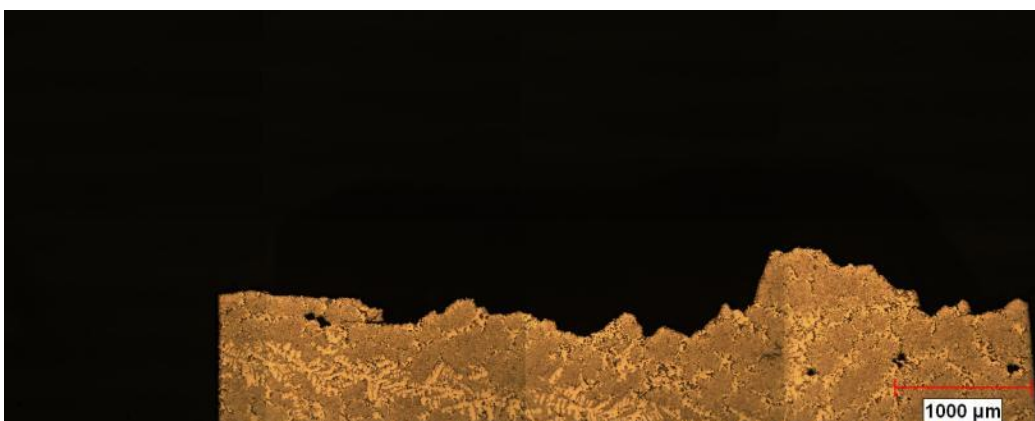
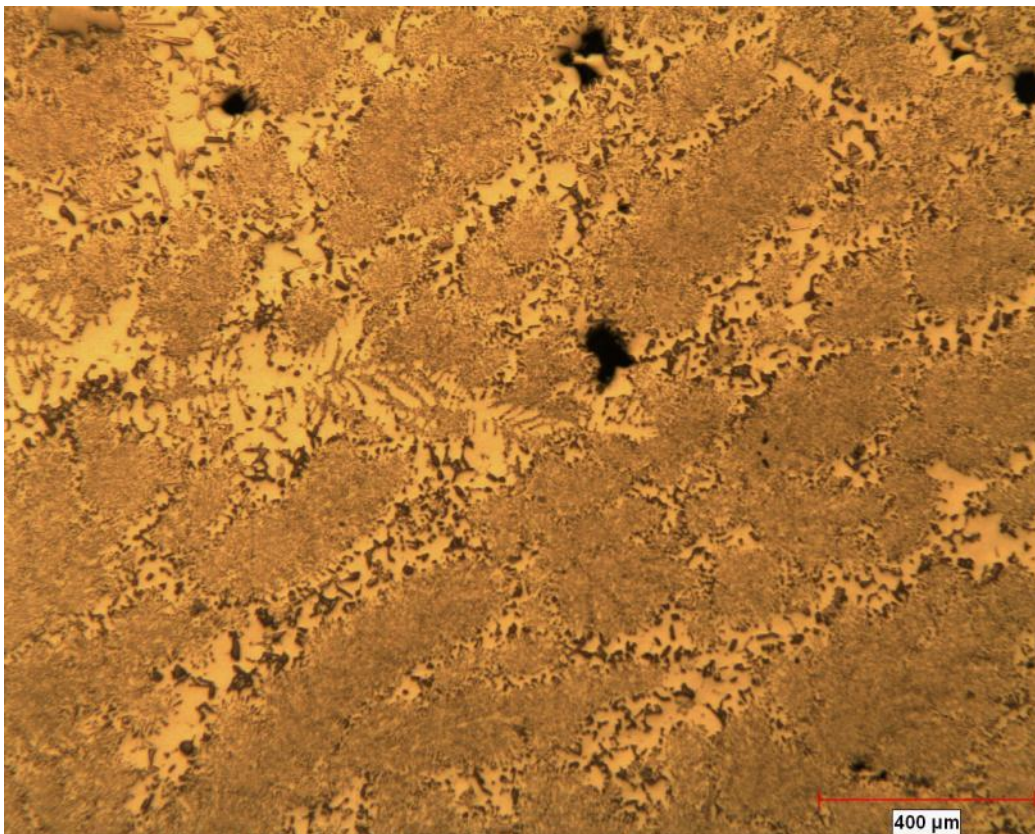


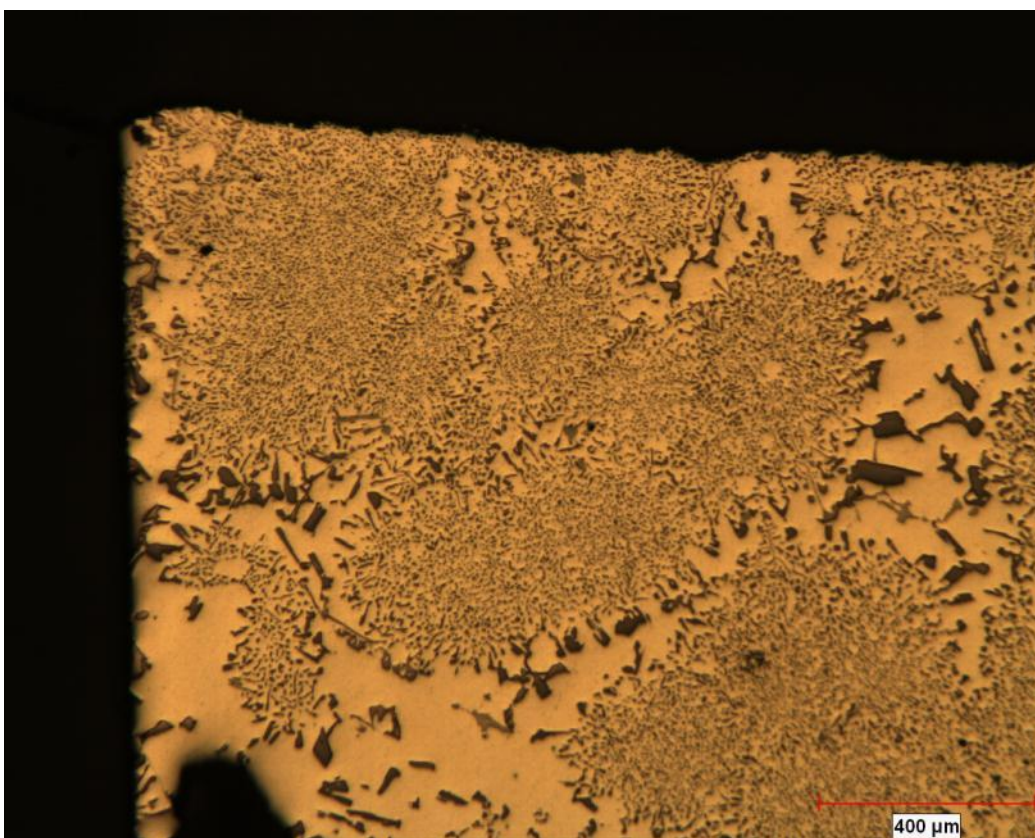
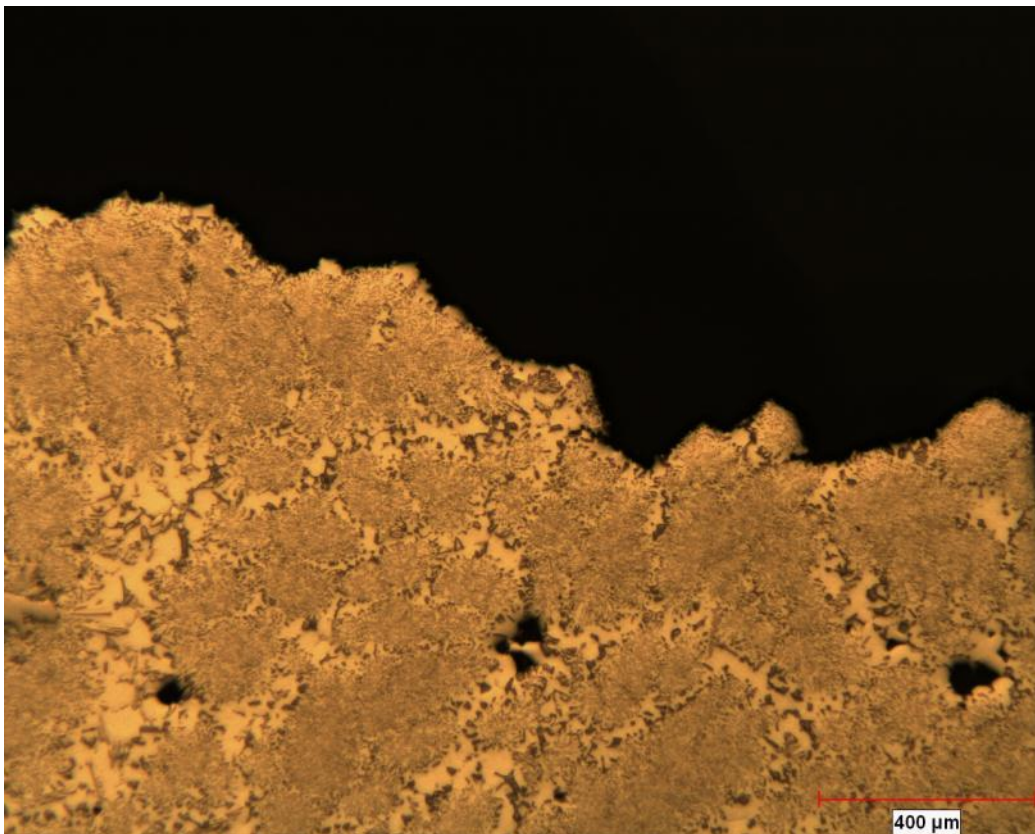




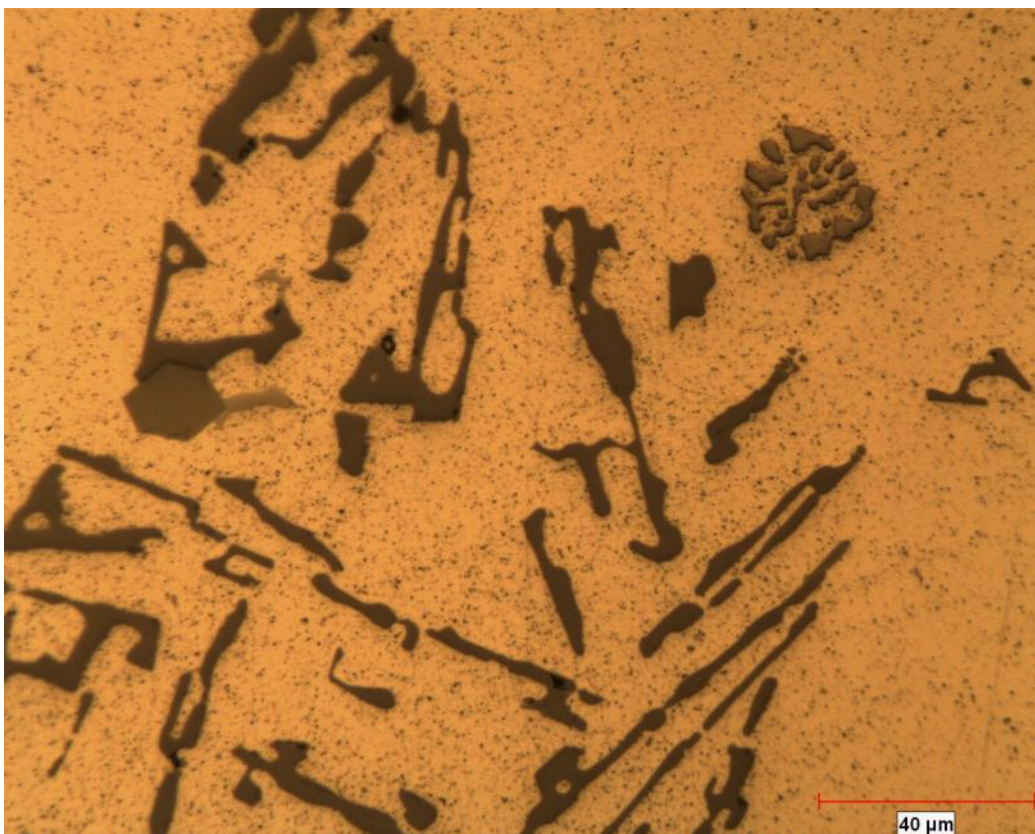


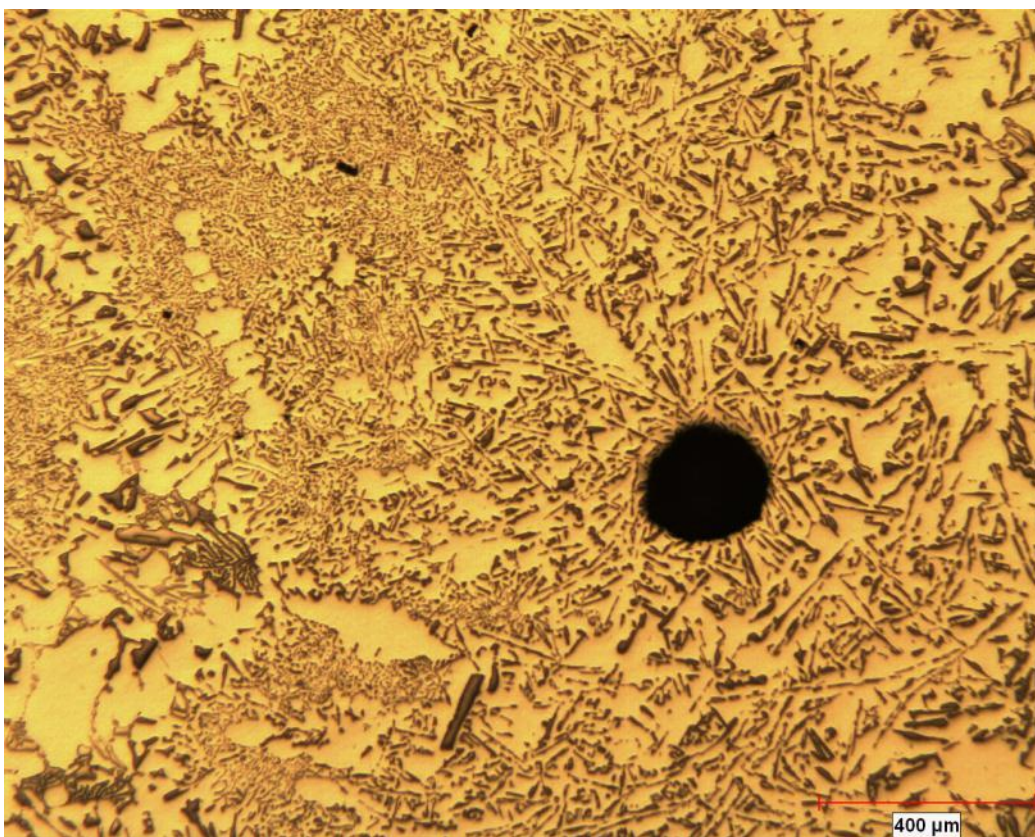
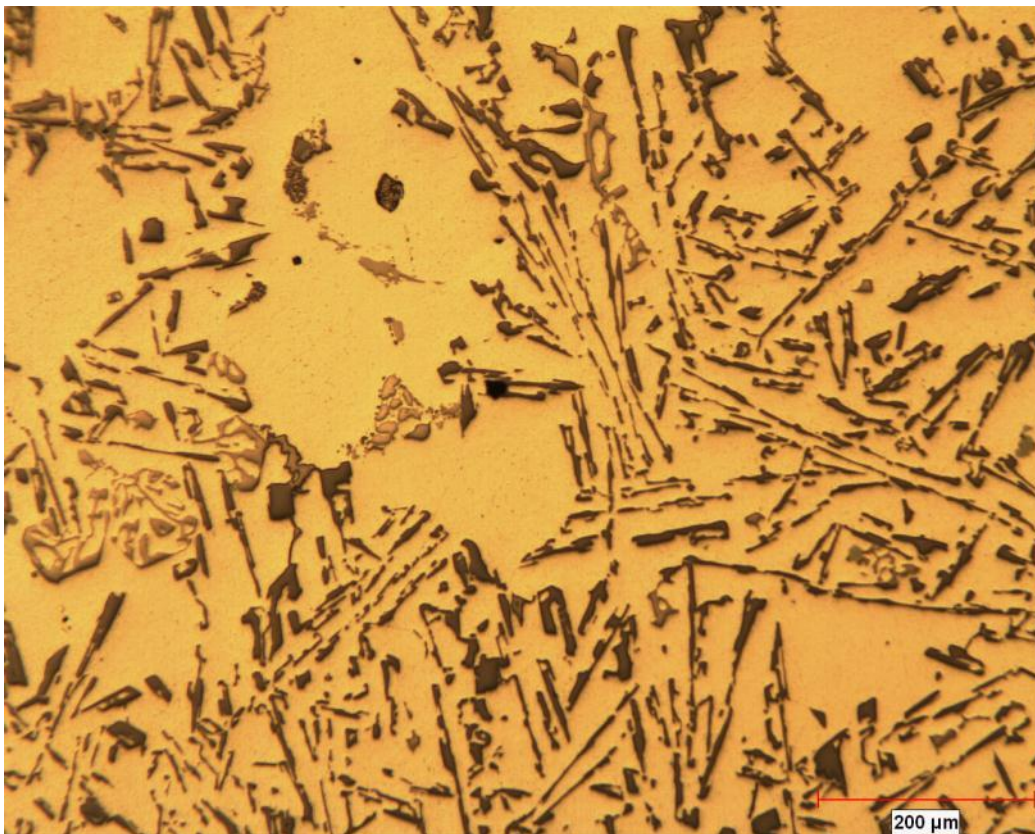


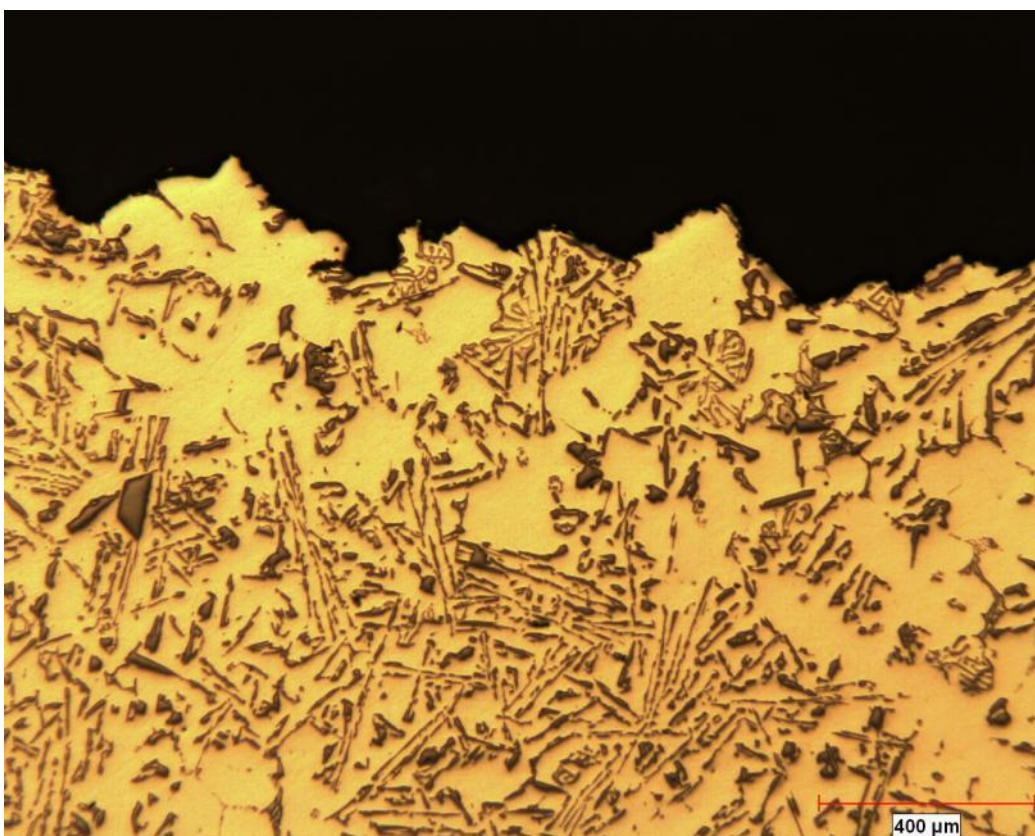
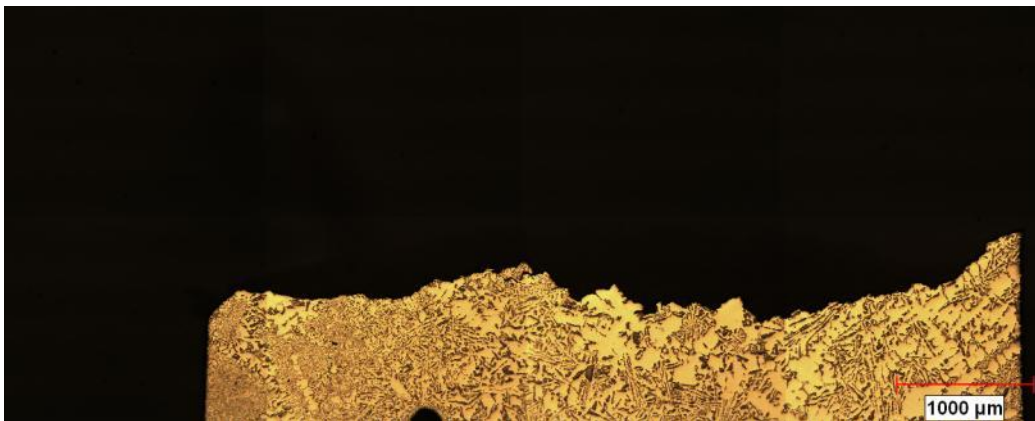


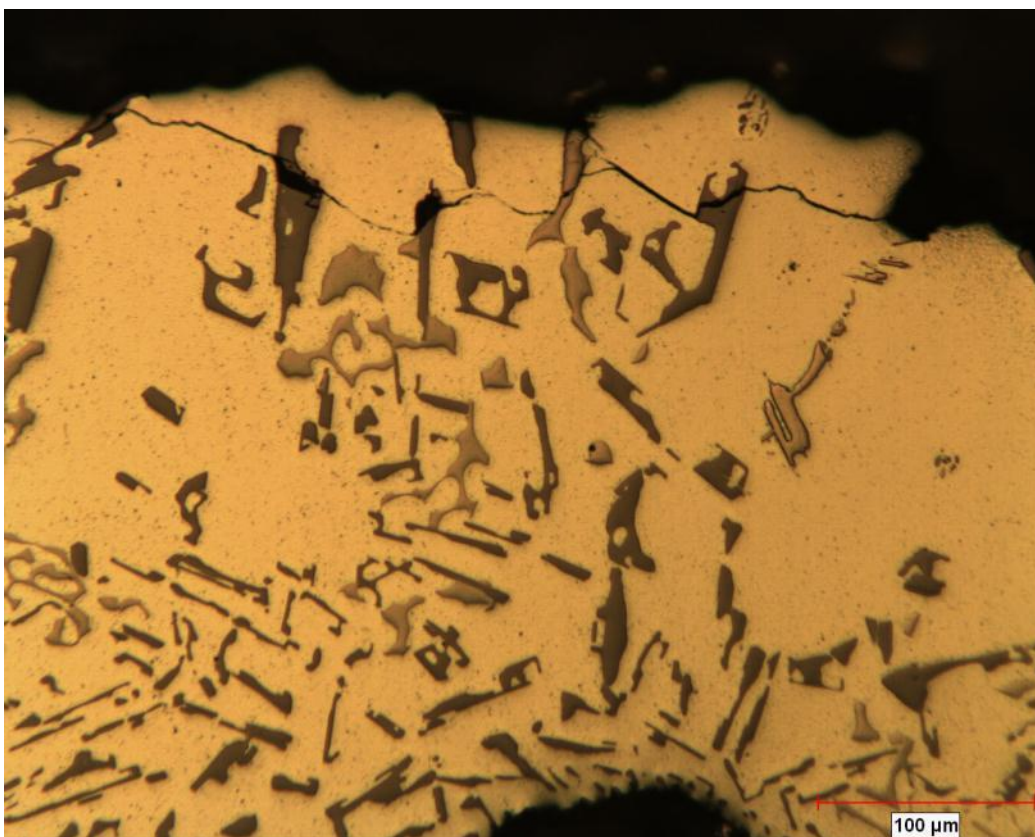
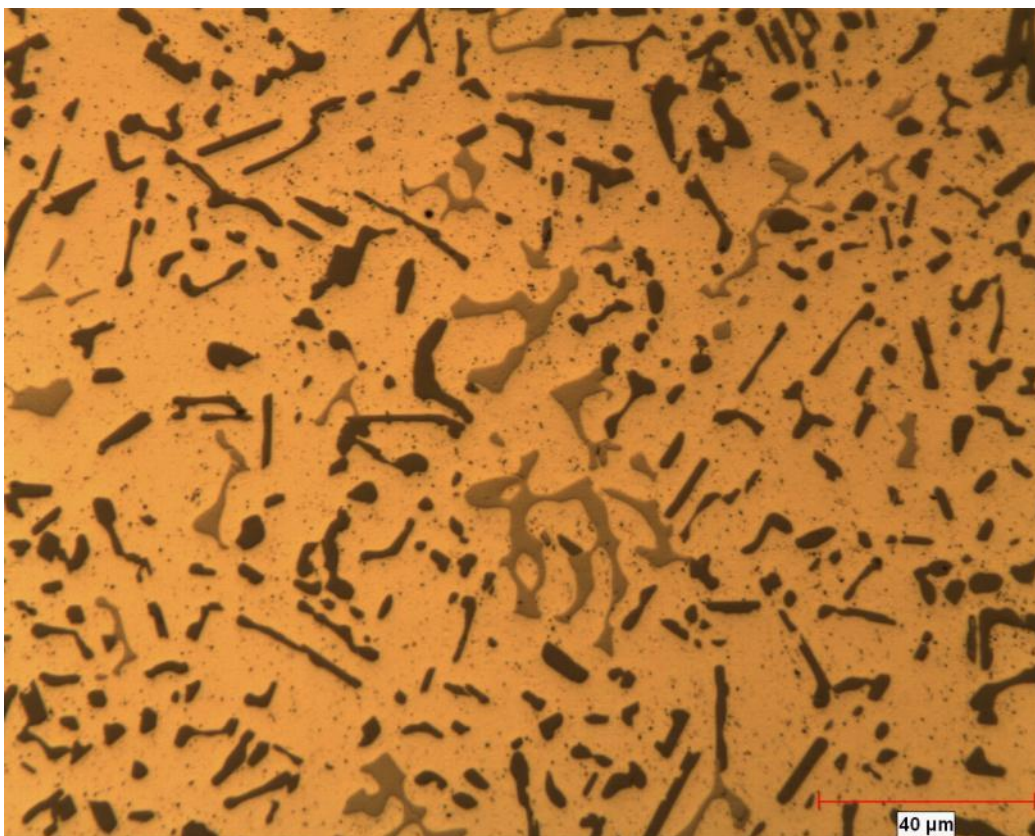


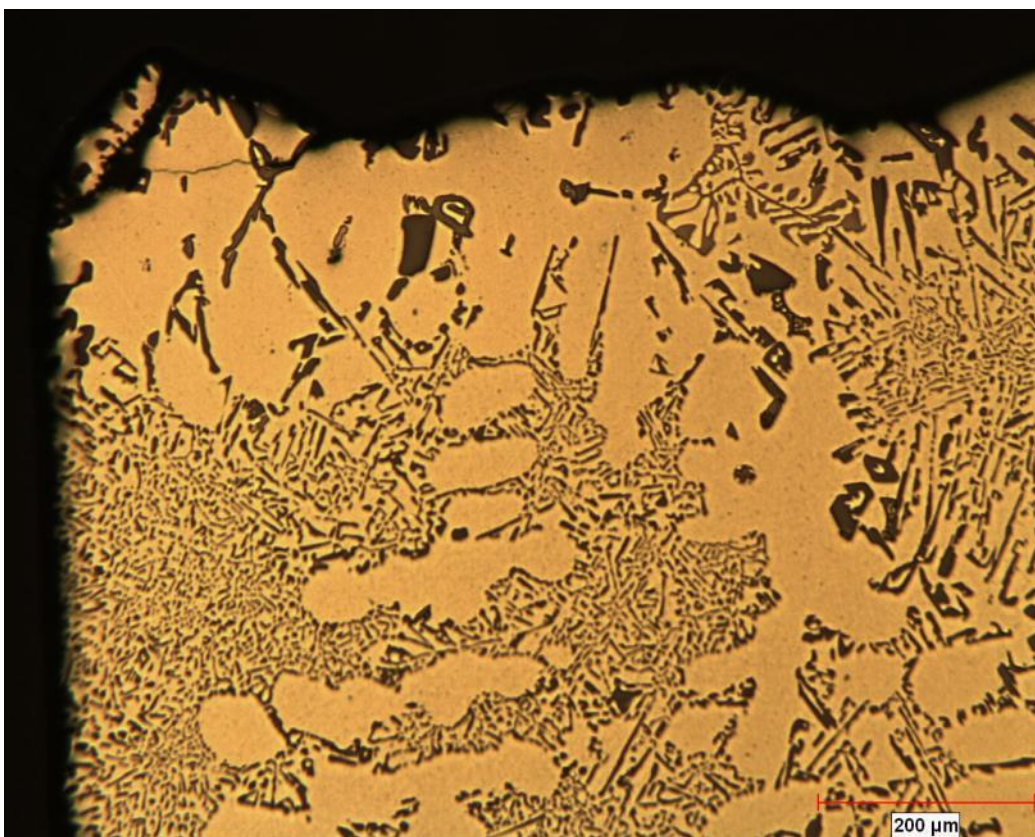
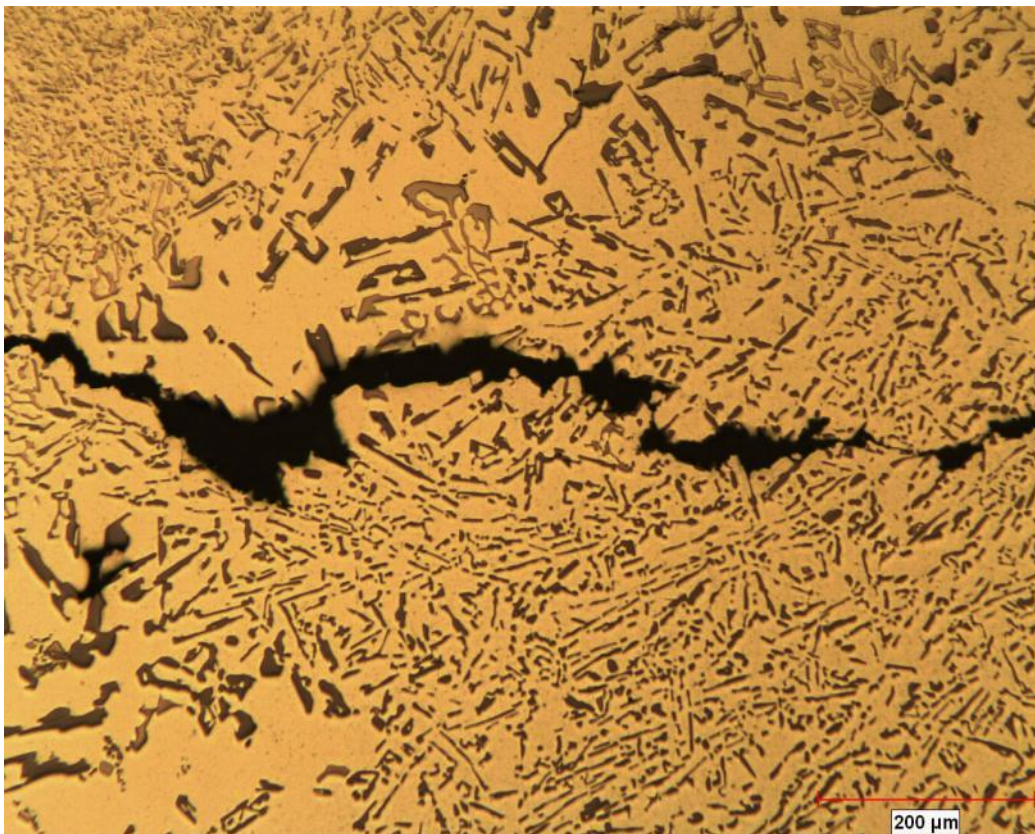
Metalografías muestras Nivel 3

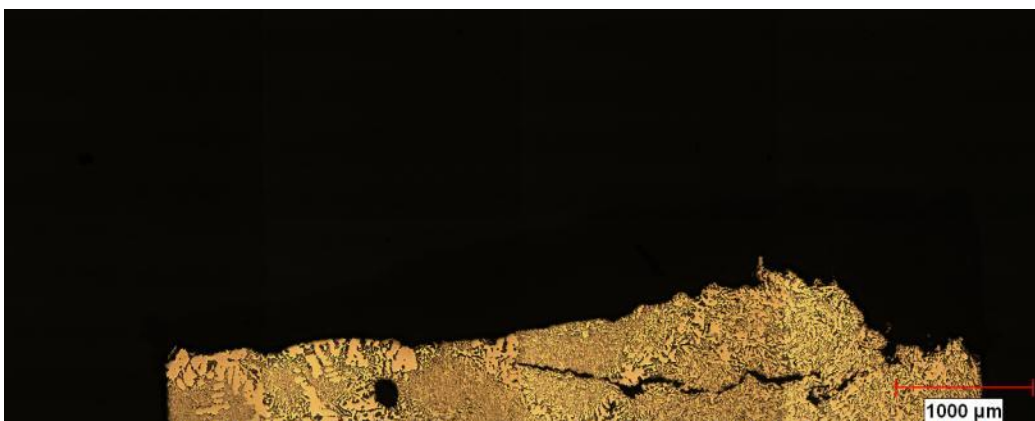
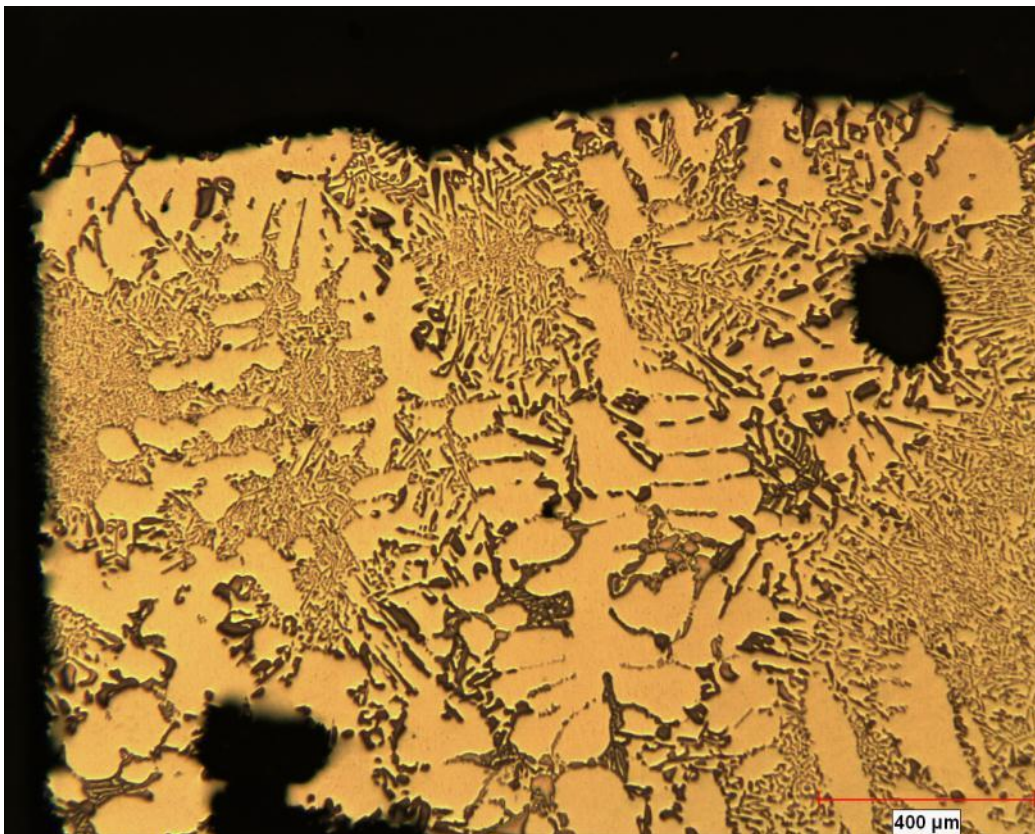


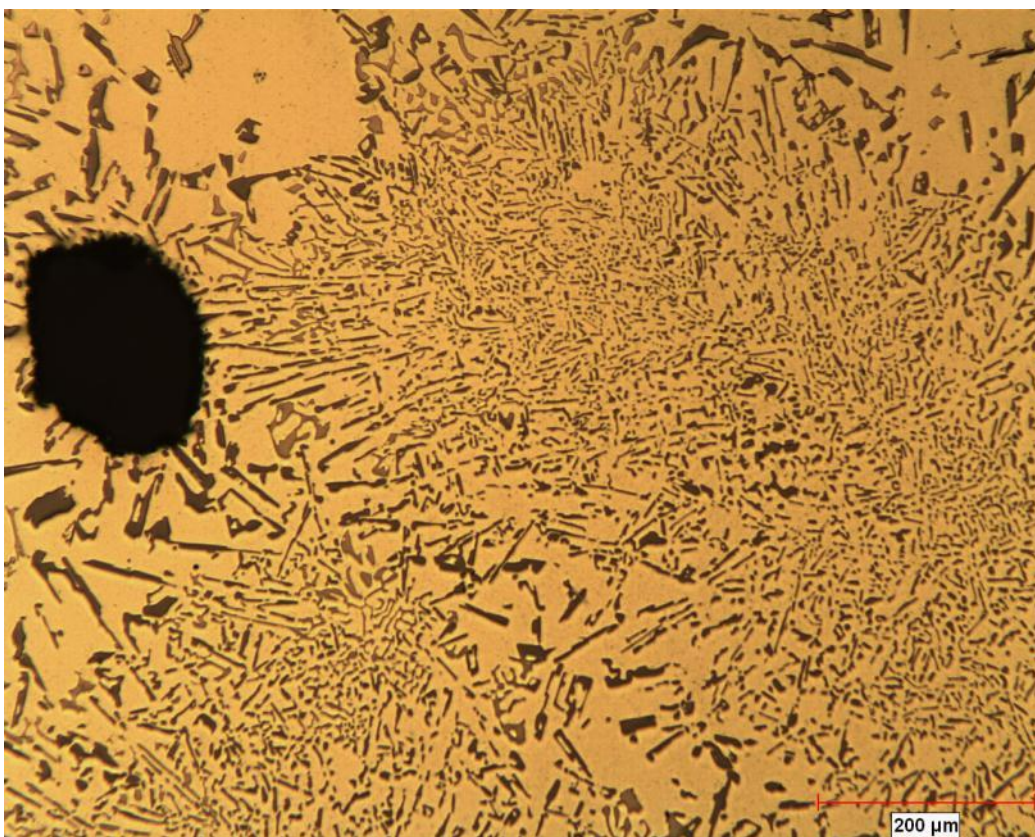
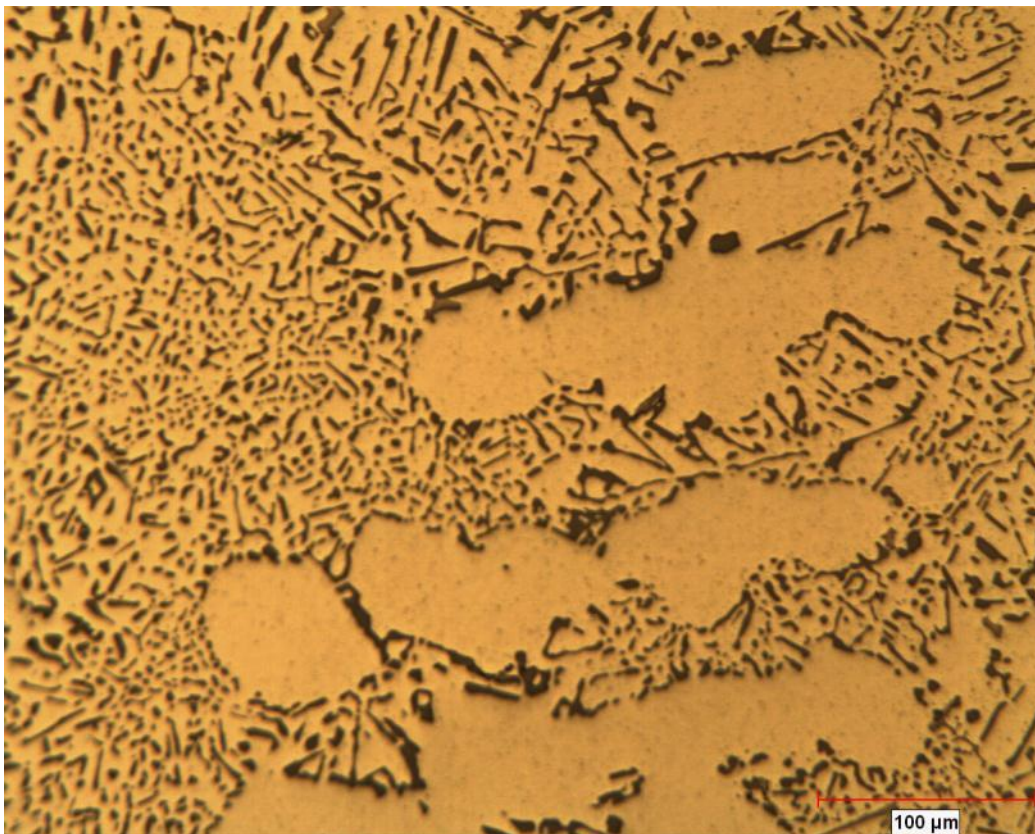


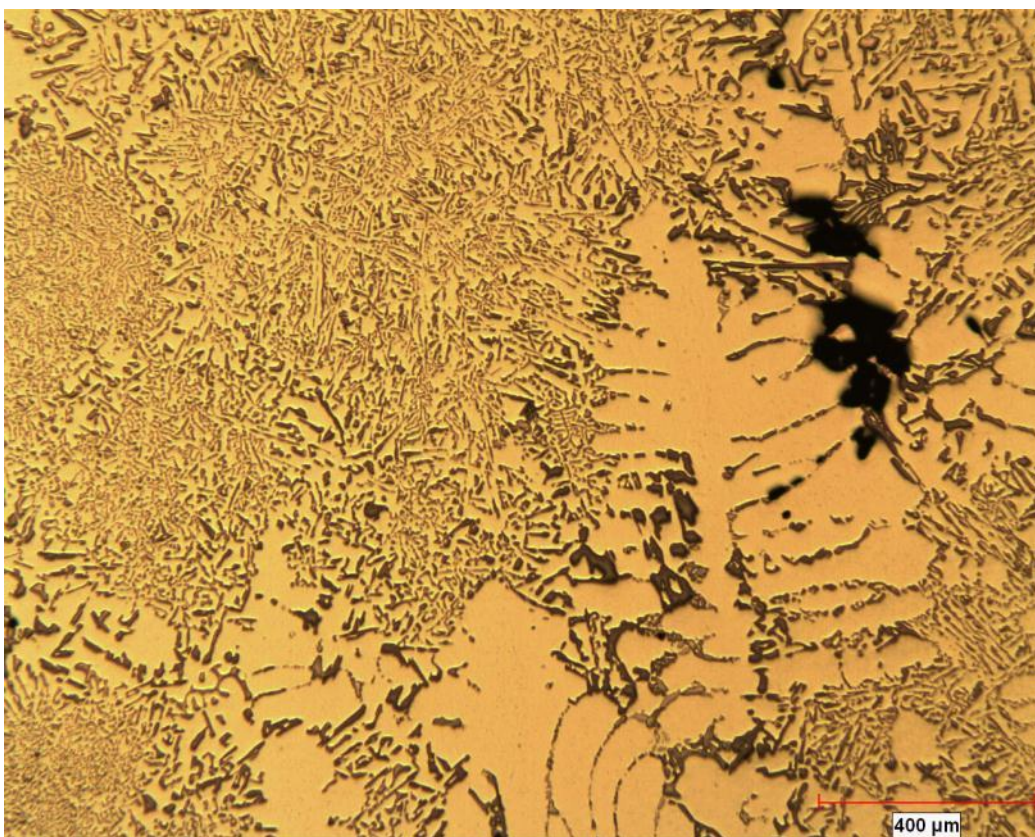
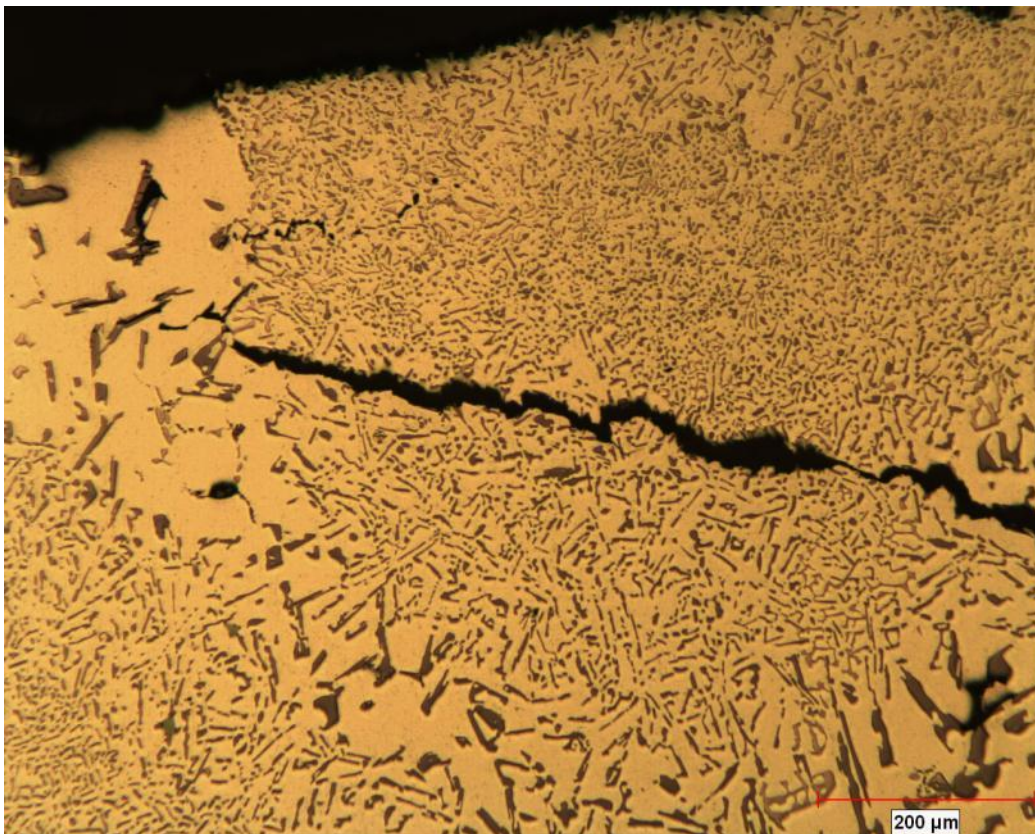


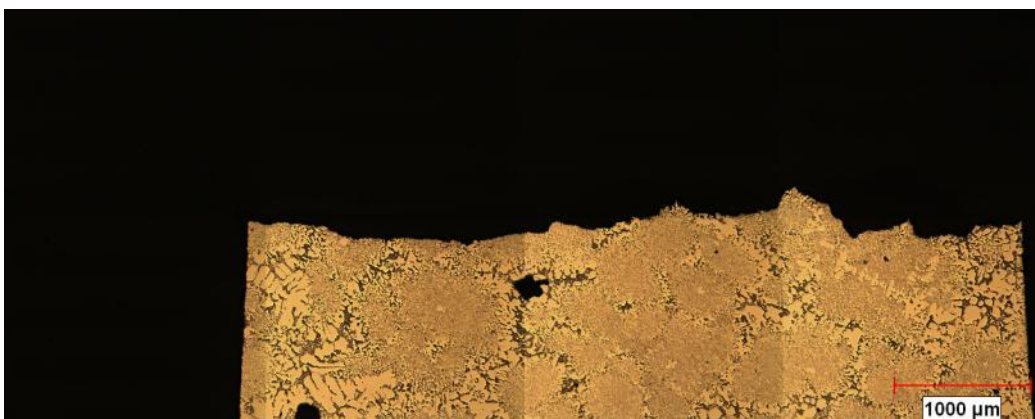
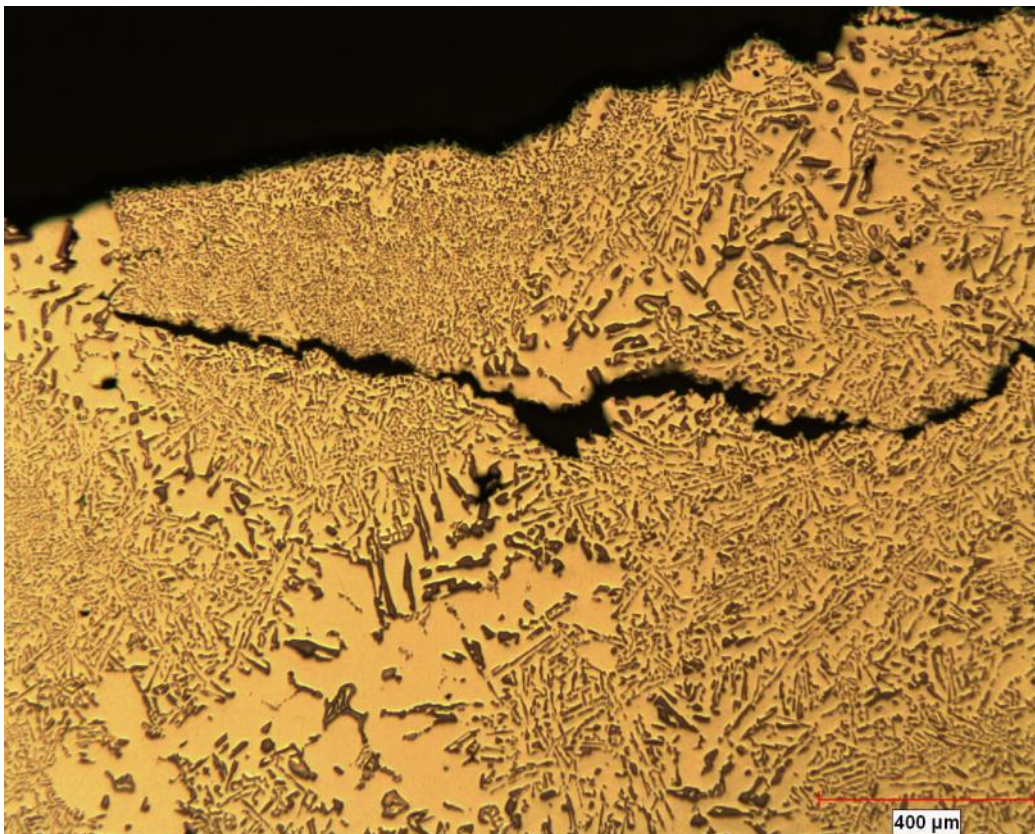


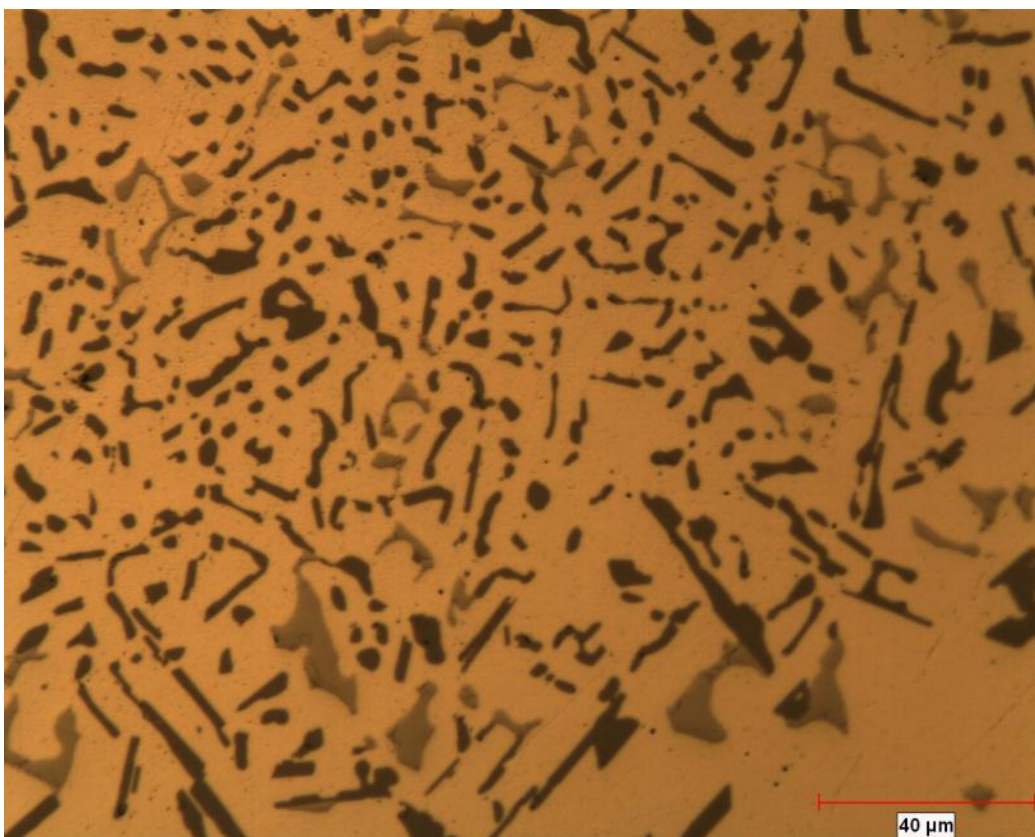
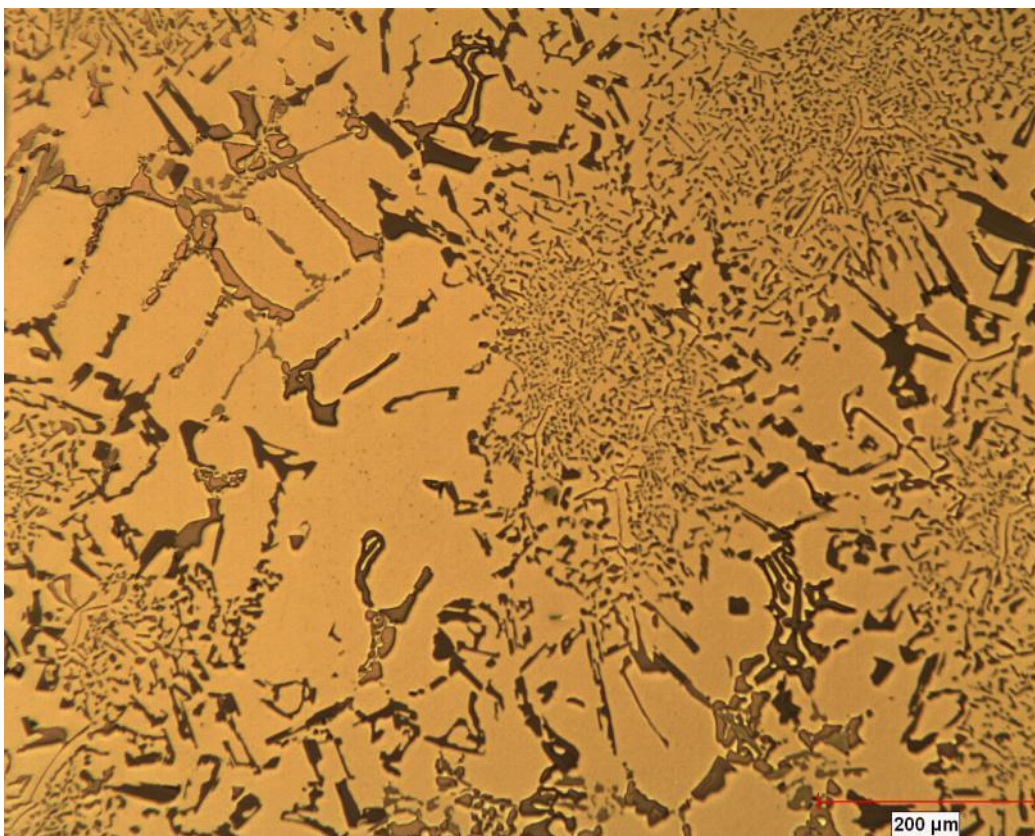


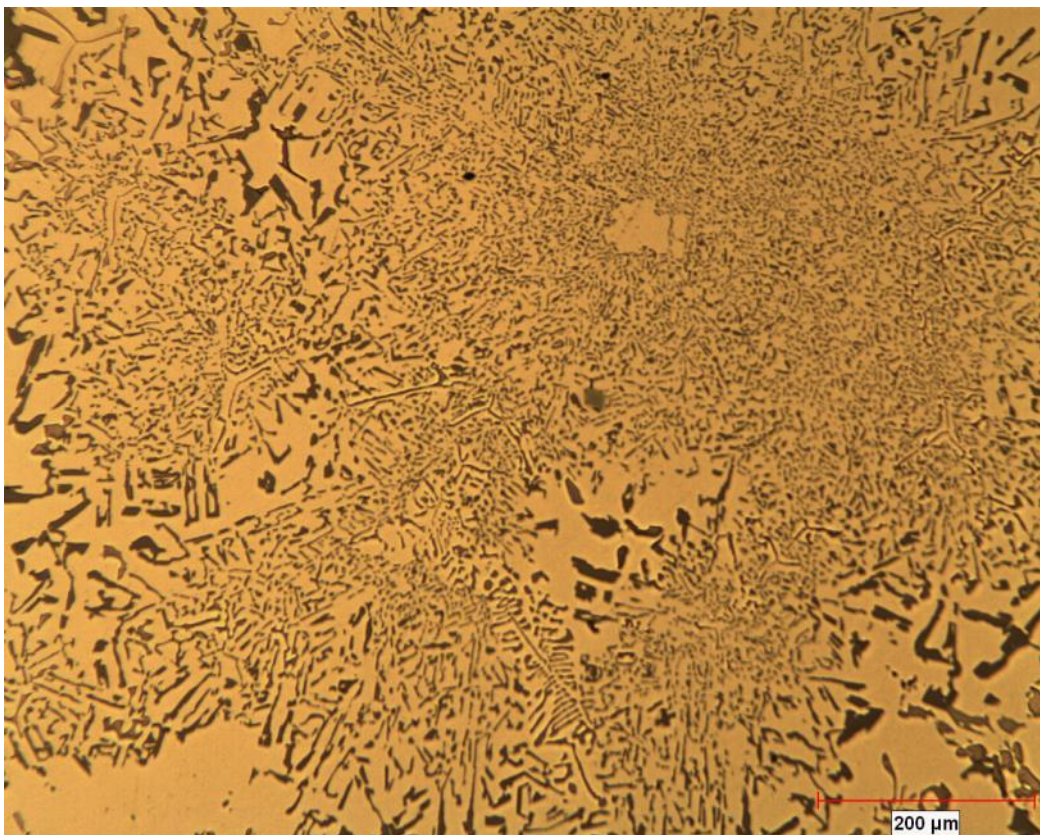
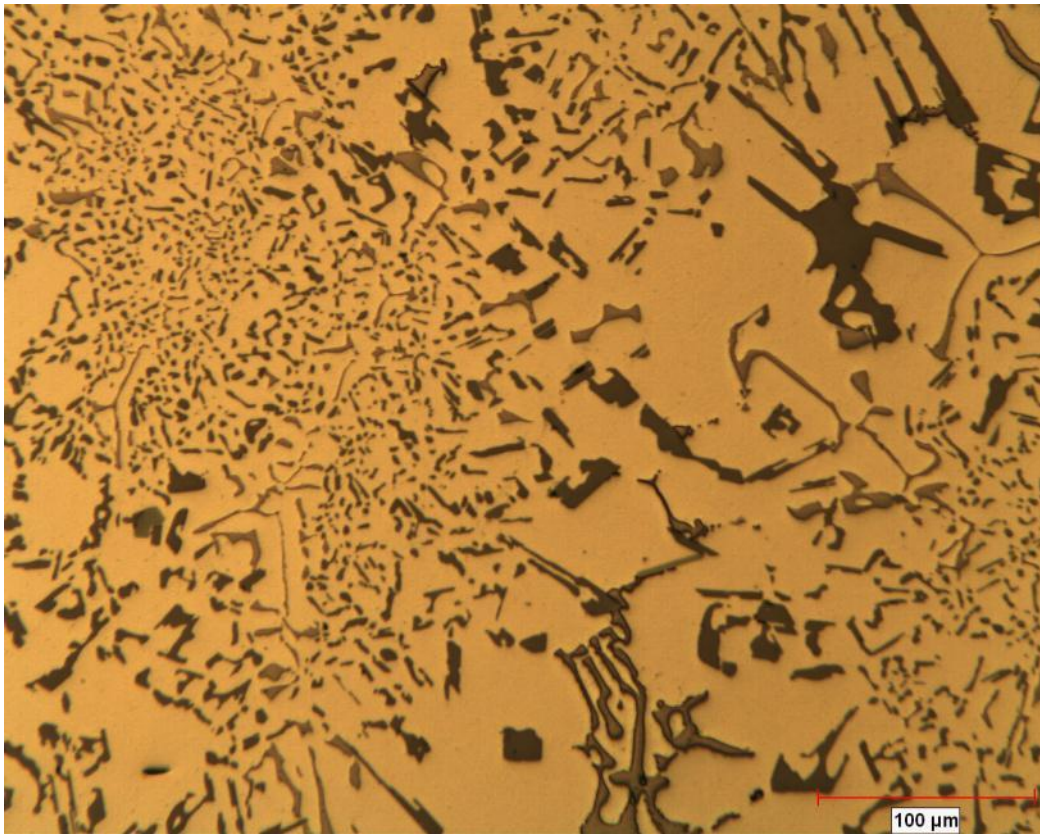


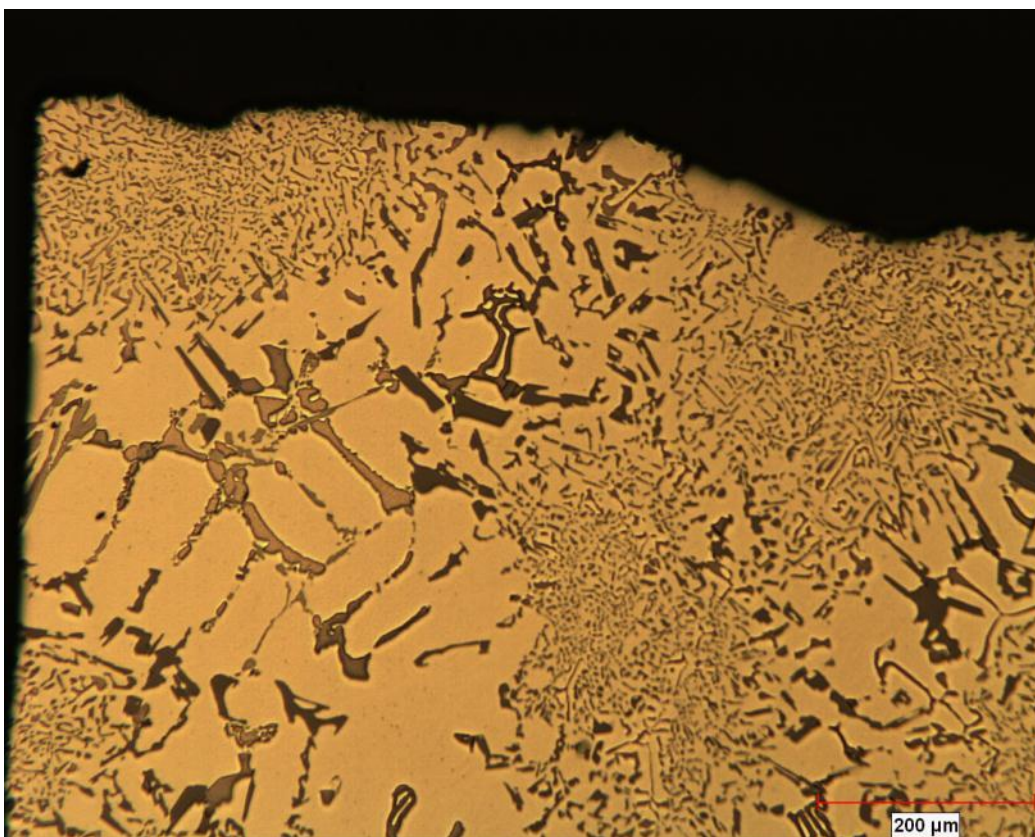
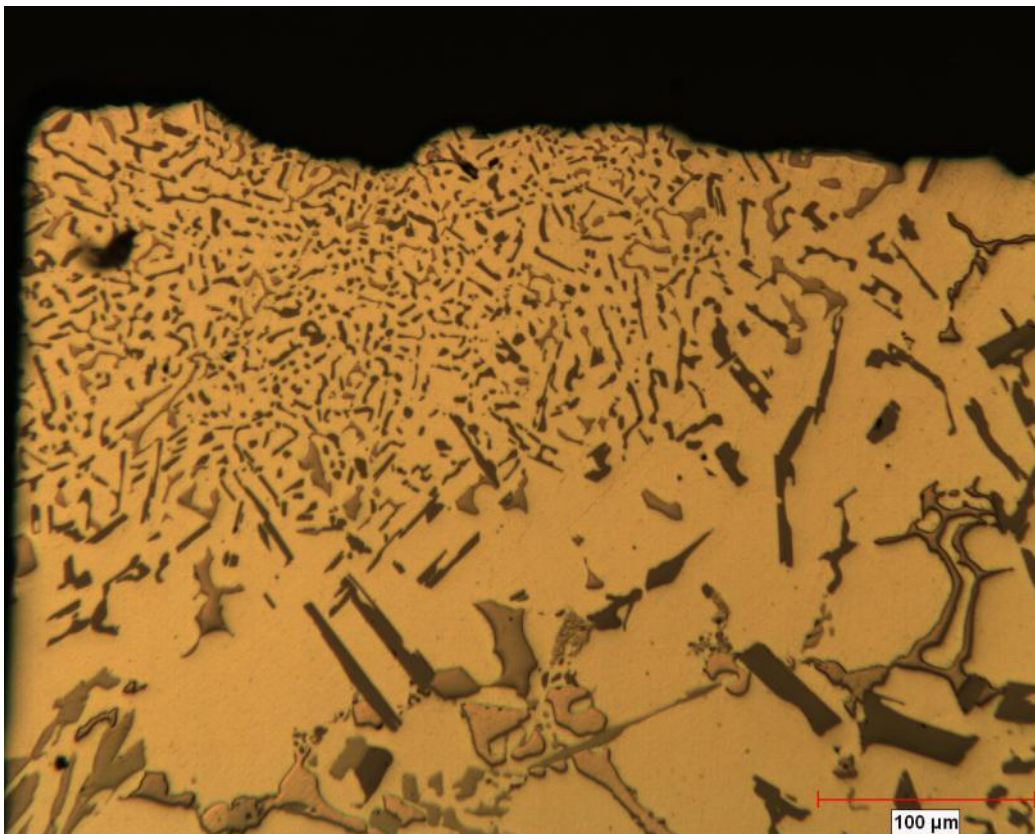


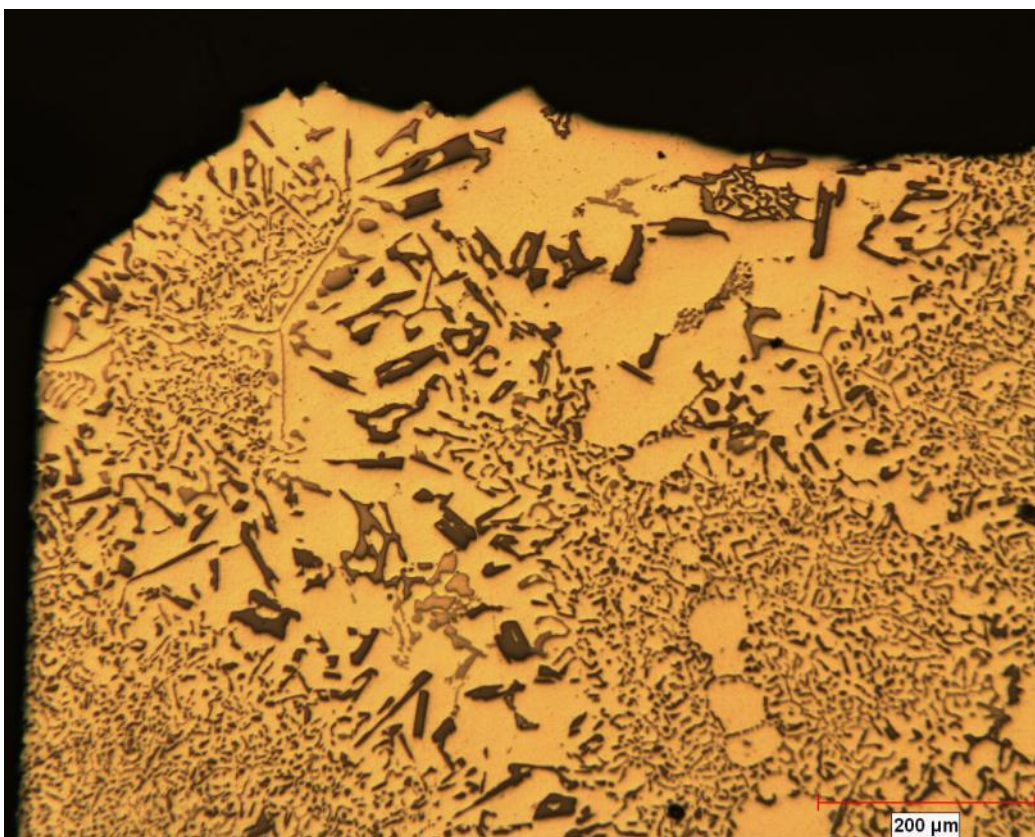
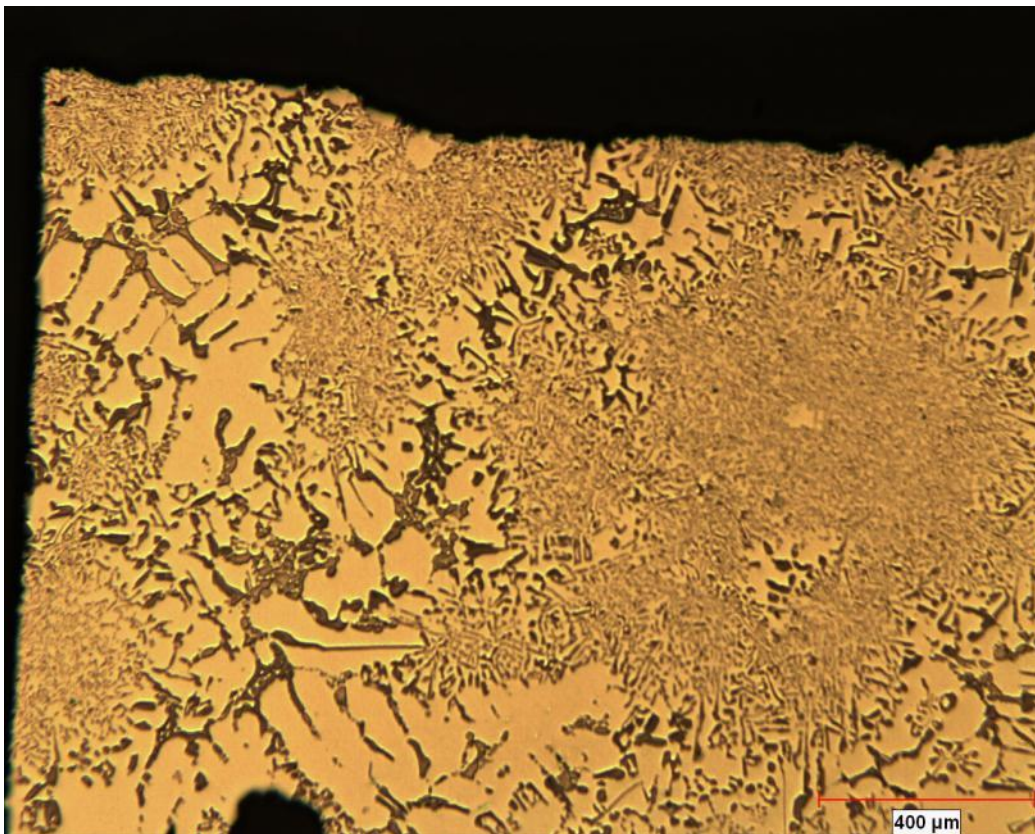


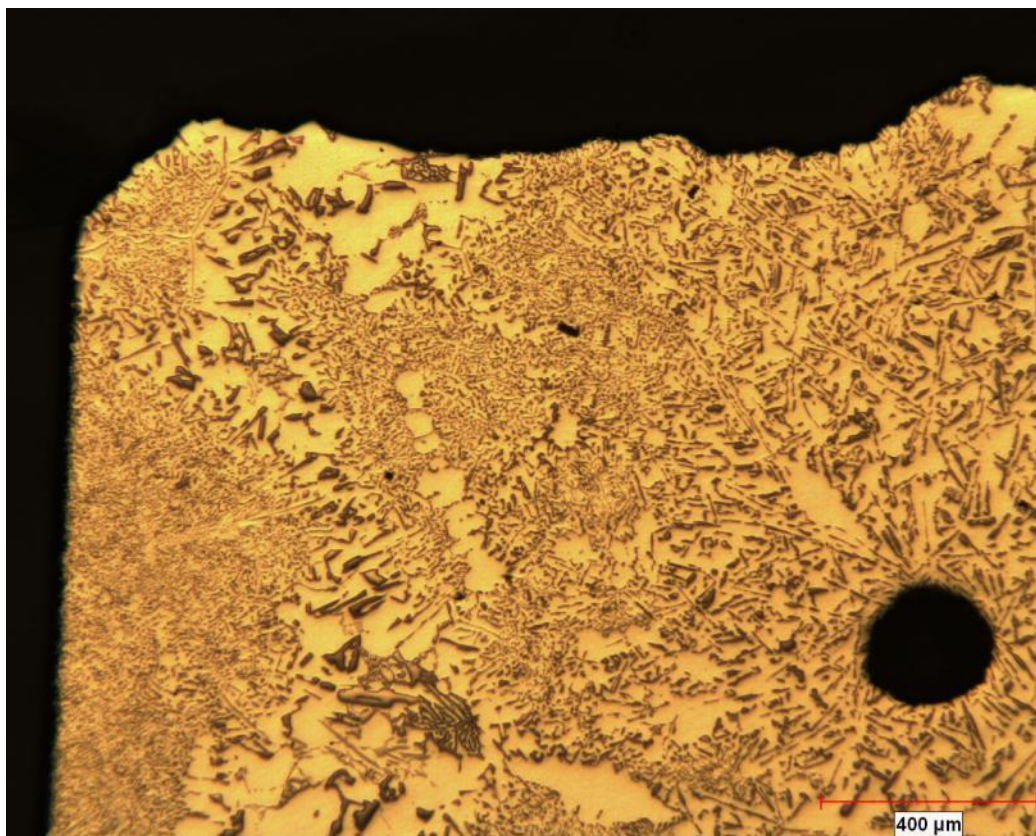












Apéndice D. Análisis Fractográfico

Calculo de Kmax para Probetas selectas del Nivel 1

	Probeta	Stress (MPa)	Cycles	$A_f (\mu\text{m}^2)$	$A_n (\mu\text{m}^2)$	$L_{na} (\mu\text{m})$	$L_{pa} (\mu\text{m})$	$L_{pn} (\mu\text{m})$	U_{pn}	Kmax
FALLAS	W5P1	85	461,430	8,812,350.00	68,831.95	2,048.23	2,969.29	467.90	SS	1.35
	W2P3	85	522,033					244.41		1.71
	W3P3	85	564,911	8,338,975.00	10,880.75	2,030.02	2,913.13	204.36	S	1.06
	W2P4	80	1,152,405	9,310,775.00	21,777.69	2,175.01	3,079.11	257.75	S	1.15
	W4P4	90	815,316	9,660,055.40	19,230.37	2,275.66	3,104.82	254.56	S	1.05
	W2P1	85	1,830,985					265.73		1.19
	W6P3	75	1,782,968	10,483,500.00	60,134.72	2,390.13	3,299.67	512.25	S	1.55
	W6P1	75	2,616,192	9,440,350.00	16,634.57	2,240.94	3,111.59	240.70	SS	0.90
	W1P2	100	652,324	7,215,425.00	56,135.53	1,850.43	2,780.72	234.24	SS	1.92
	W5P4	80	462,850	8,430,850.00	11,742.24	2,025.15	2,918.82	187.96	SS	0.84
PASA	W1P1	110	486,244	5,848,825.00	33,727.75	1,636.30	2,451.30	383.12	S	1.92
	W4P1	106	1,078,645	10,624,750.00	14,140.50	2,505.14		184.68	S	1.33
	W3P2	106	76,739	7,422,600.00	13,159.03	1,892.65		213.24	SS	1.01
	W1P4	106	270,233	9,266,950.00	17,151.11	2,116.00		258.66	S	1.40
	W5P2	106	639,492	8,955,775.00	24,654.75	2,466.23		309.50	SS	1.18
	W6P4	106	225,435	9,241,625.00	49,736.36	2,313.00		585.43	S	1.83

Calculo de Kmax para Probetas selectas del Nivel 2

	Probeta	Stress (MPa)	Cycles	$A_f (\mu\text{m}^2)$	$A_n (\mu\text{m}^2)$	$L_{na} (\mu\text{m})$	$L_{pa} (\mu\text{m})$	$L_{pn} (\mu\text{m})$	U_{pn}	Kmax
FALLAS	W6P7	60	2,204,675	11,347,300.00	103,218.75	2,930.26	3,455.46	511.71	S	1.24
	W2P13	50	1,417,950	12,112,576.18	603,933.73	2,604.79	3,591.12	858.91	SS	1.61
	W3P9	80	733,467	8,129,196.68	221,202.37	2,040.44	2,905.49	1,042.09	SS	2.00
	W2P8	55	2,833,512	12,812,382.27	89,109.88	2,590.78	3,620.79	291.84	S	1.09
	W6P8	55	5,535,355	9,937,749.91	85,116.36	2,902.01	3,407.18	424.12	S	1.08
	W5P11	55	2,949,500	11,169,833.80	29,496.00	2,470.04	3,398.69	288.09	SS	0.83
	W3P12	60	1,563,492	10,798,425.00	132,533.06	2,330.01	3,369.12	784.45	SS	1.32
	W2P12	55	824,307	13,728,116.34	149,983.43	3,090.03	3,834.86	646.93	SS	1.25
	W3P10	70	633,333	10,420,275.00	86,999.31	2,340.90	3,278.80	373.36	SS	1.39
	W5P13	55	1,421,952	18,603,500.00	121,389.33	3,755.07	4,250.77	478.98	S	1.18
	W5P8	50	5,246,935	12,871,900.00	33,897.76	2,860.25	3,646.70	345.19	S	0.78
	W2P10	55	1,710,220	8,126,975.00	91,537.04	2,395.52	2,900.90	460.11	S	1.10
	W5P9	71	300,533	13,195,650.00	143,285.12	2,967.00		687.87	SS	1.59
FALLAS	W2P9	71	330,930	11,692,500.00	106,066.12	2,730.02		520.92	S	1.47
	W5P10	71	480,985	10,018,875.00	588,824.00	2,370.43		1,079.78	S	2.26
	W6P9	71	432,485	12,764,907.41	206,205.00	2,779.58		665.02	S	1.74
	W2P11	71	489,386	11,436,450.62	141,629.00	2,400.03		618.21	S	1.58
	W5P12	71	874,137	12,745,802.47	81,224.49	2,925.12		387.31	S	1.38

Clave:

$A_f (\mu\text{m}^2)$	Area de fractura
$A_n (\mu\text{m}^2)$	Area de poro nucleante
$L_{na} (\mu\text{m})$	Longitud normal de avance
$L_{pa} (\mu\text{m})$	Longitud Promedio de avance
$L_{pn} (\mu\text{m})$	Longitud de poro nucleante
U_{pn}	Ubicación de poro nucleante

Calculo de Kmax para Probetas selectas del Nivel 3

	Probeta	Stress (MPa)	Cycles	A _f (μm ²)	A _n (μm ²)	L _{na} (μm)	L _{pa} (μm)	L _{pn} (μm)	U _{pn}	Kmax
FALLAS	W6P19	70	757,362	8,063,000.00	343,477.55	2,098.03	2,852.94	1,110.70	SS	1.95
	W6P21	80	456,110	12,569,050.00	165,601.56	2,910.37	3,526.67	805.51	S	1.86
	W2P23	50	9,680,485	13,317,725.00	194,257.14	2,267.82	3,513.37	771.31	S	1.21
	W6P23	40	9,505,457	19,966,025.00	100,642.66	3,990.00	4,489.57	473.34	S	0.82
	W5P19	55	3,913,648	9,462,600.00	71,881.25	2,242.88	3,069.10	726.86	SS	1.04
	W5P18	50	3,828,781	14,197,675.00	360,694.74	3,130.40	3,785.19	638.72	SS	1.41
	W2P19	50	1,191,092	5,107,700.00	216,668.00	1,645.37	2,267.89	880.92	SS	1.24
	W3P24	55	1,277,520	7,303,950.00	166,162.00	1,871.26	2,784.48	704.04	S	1.28
	W3P22	55	2,164,585	6,120,100.00	151,687.65	2,044.68	2,522.53	491.64	S, SS	1.25
	W1P23	55	633,219	5,918,925.00	274,690.30	2,065.01	2,660.64	615.53	S	1.45
	W6P18	50	1,576,340	6,824,450.00	175,037.12	1,756.42	2,593.46	376.00	S	1.18
	W5P22	50	3,921,876	12,878,050.00	61,033.80	2,819.44	3,541.99	453.74	S	0.91
	W2P22	55	2,032,863	5,712,575.00	659,333.00	1,723.84	2,281.73	887.97	SS	1.81
	W6P20	60	905,427	7,803,825.00	917,700.00	2,162.70	2,763.82	1,521.50	SS	2.14
	RUNOUTS	W2P18	59	2,701,461	11,652,530.86	288,382.22	2,714.64		884.00	S
W3P19		66	695,274	15,482,407.41	43,122.45	3,771.18		395.65	S	1.1
W5P20		66	399,938	18,002,006.17	205,994.67	4,032.20		1,028.05	S	1.62
W2P20		58	1,737,797	13,681,635.80	132,691.84	3,013.82		641.36	S	1.27
W5P23		59	1,316,035	13,198,025.00	130,695.86	2,989.65		464.00	S	1.3
W3P21		59	-	20,593,302.47	131,121.88	4,376.57		599.28	S	1.29
W2P21		65	924,040	9,361,574.07	324,122.31	2,118.77		1,022.52	SS	1.78
W2P24		58	1,238,949	11,027,777.78	365,336.73	2,600.69		1,077.57	S	1.64
W6P25		53	956,343	7,885,061.73	463,352.78	3,925.71		1,285.13	SS	1.58
W3P20		56	661,228	14,958,055.56	228,325.26	3,919.25		920.99	S	1.42
W1P18		57	1,905,454	6,334,938.27	125,139.10	1,644.59		499.76	SS	1.23
W5P21		59	555,192	13,742,006.17	135,588.92	3,663.37		598.80	SS	1.31
W5P24		59	2,899,848	11,139,259.26	81,759.18	2,650.09		507.13	SS	1.16

Clave:

A _f (μm ²)	Area de fractura
A _n (μm ²)	Area de poro nucleante
L _{na} (μm)	Longitud normal de avance
L _{pa} (μm)	Longitud Promedio de avance
L _{pn} (μm)	Longitud de poro nucleante
U _{pn}	Ubicación de poro nucleante

$$K_{IC} = 1.12 \cdot 3 \sigma_{max} \sqrt{\pi a_c}$$

	N (Ciclos)	σ_a (MPa)	A (mm)	K_{IC} (MPa*m ^{0.5})
Nivel I	461,430.00	85	2.048	33.29
	564,911.00	85	2.03	32.35
	1,152,405.00	80	2.175	33.13
	273,468.00	90	1.645	28.15
	815,316.00	90	2.276	38.84
	400,846.00	85	2.125	28.77
	1,782,968.00	75	2.39	34.71
	2,616,192.00	75	2.241	31.74
	652,324.00	100	1.85	34.4
	462,850.00	80	2.025	30.55
	486,244.00	110	1.636	33.41
Nivel II	2,204,675.00	60	2.93	32.31
	1,417,950.00	50	2.605	26.59
	733,467.00	80	2.04	30.21
	2,833,512.00	55	2.591	30.49
	5,535,355.00	55	2.902	27.21
	2,949,500.00	55	2.47	26.91
	1,563,492.00	60	2.33	27.91
	824,307.00	55	3.09	35.4
	633,333.00	70	2.341	31.94
	5,246,935.00	50	2.86	29.24
	1,710,220.00	55	2.396	22.5
Nivel III	757,362.00	70	2.098	26.71
	9,680,485.00	50	2.268	26.81
	3,913,648.00	55	2.243	23.32
	3,828,781.00	50	3.13	33.47
	1,191,092.00	50	1.645	14.74
	1,277,520.00	55	1.871	19.11
	2,164,585.00	55	2.045	18.9
	633,219.00	55	2.065	18.83
	1,576,340.00	50	1.756	16.45
	3,921,876.00	50	2.819	29.04
	2,032,863.00	55	1.724	17.04
905,427.00	60	2.163	22.95	

Lista de Tablas

Tabla 4.1 Composición química de la aleación utilizada. Todos los elementos en % en peso.	74
Tabla 4.2 Total de probetas obtenidas	75
Tabla 5.1. Cálculo de la vida promedio de fatiga por medio del método GMN7152 para las muestras del Nivel 1.	95
Tabla 5.2. Cálculo de la vida promedio de fatiga por medio del método GMN7152 para las muestras del Nivel 2.	95
Tabla 5.3. Cálculo de la vida promedio de fatiga por medio del método GMN7152 para las muestras del Nivel 3.	96
Tabla 5.4. Mediciones de porosidad promedio en área de fractura para muestras de los 3 niveles de velocidad de solidificación.	97
Tabla 6.1. Valores de límite de fatiga para los tres niveles de velocidad de solidificación por métodos GMN7152 y S-N.	120
Tabla 6.2. Rangos de amplitud de esfuerzos en función del tamaño máximo de poro necesarios para nuclear grietas de fatiga.	124

Lista de Figuras

Figura 2.1 Relación de esfuerzos en función del tiempo en un ensayo de fatiga.	13
Figura 2.2 Posibles razones de carga generadas por la fluctuación de esfuerzo	15
Figura 2.3 Curva S-N para una placa de aleación de aluminio 2219-T851 en la dirección longitudinal en función de diferentes razones de esfuerzo.	15
Figura 2.4 Efecto de la razón de carga sobre el límite de fatiga.	16
Figura 2.5 Gráfica de fatiga a bajo ciclo con diferente modo de control.	18
Figura 2.6 Comportamiento del ciclo de un material sometido a fatiga con control de deformación.	19
Figura 2.7 Formación de una intrusión en la superficie de un material debido a las bandas de deslizamiento en fatiga.	20
Figura 2.8 Razón de propagación de grieta. Da/dN vs intervalo de intensidad de esfuerzo.	21
Figura 2.9 Esquemático sobre la propagación de grietas en etapas I y II	23
Figura 2.10 Factores que resultan en cerradura de grietas.	25
Figura 2.11 Diferencia entre grietas pequeñas y cortas en relación a las características microestructurales de un material.	26
Figura 2.12 Umbral de esfuerzo para propagación de grietas pequeñas.	27
Figura 3.1 Diagrama de fases Aluminio – Silicio y microestructuras típicas de una aleación vaciada a diferente composición de silicio. El punto eutéctico se ubica alrededor del 12 % de Si	31
Figura 3.2 Variación de la modificación del eutéctico en una aleación aluminio - silicio de totalmente no modificada (A) hasta completamente modificada (F). Estructuras en condición de vaciado.	33
Figura 3.3 Variación del esfuerzo último y la elongación en función del tamaño de celda dendrítica.2	34
Figura 3.4 Microestructuras resultantes en una aleación aluminio con 5% de silicio solidificada a partir de tres diferentes procesos, figura izquierda, moldeo en verde, figura	34

centro, molde permanente y figura derecha vaciado por inyección	
Figura 3.5. Variación del poro máximo medido metalográficamente en una aleación A356 a un dado contenido de hidrógeno.30	39
Figura 3.6. Variación del esfuerzo último con la porosidad en la fractura A es la línea de la regresión y B es la resistencia esperada debido a la reducción de carga	42
Figura 3.7 Vida en fatiga para las condiciones de temperatura ambiente, arriba y a 150° C, abajo.	46
Figura 3.8. Dimensiones de los sitios de iniciación en fatiga axial, a) longitud y b) área.18	48
Figura 3.9 Vida de fatiga en función del factor de intensidad de esfuerzos.21	49
Figura 3.10 Vida de fatiga en función del tipo de defecto de iniciación y su longitud.	51
Figura 3.11 Vida de fatiga en función del tamaño del poro para dos condiciones de esfuerzo y espaciamento dendrítico.48	53
Figura 3.12a Gráficas de propagación de grietas para grietas grandes y pequeñas, para EDS grueso.	57
Figura 3.12b. Gráficas de propagación de grietas para grietas grandes y pequeñas, para EDS fino.	58
Figura 3.13 Comparación del crecimiento de grietas pequeñas para dos tratamientos térmicos, T6 y T7 a tres condiciones de EDS.53	59
Figura 3.14 Predicción de curva S-N a partir de porosidad medida dentro de los especímenes sometidos a fatiga.45	61
Figura 4.1 Molde tipo cuña (E) y horno fusor de 250 kg (B) utilizados en el presente estudio para la obtención de muestras. El molde incorpora el uso de una templadera de hierro gris (C) para generar el gradiente térmico requerido. El seccionado de la pieza se lleva a cabo de acuerdo al mapa mostrado en (F).	72
Figura 4.2 Selección de muestras de la pieza cuña y sus dimensiones.	73
Figura 4.3 Geometría de la probeta seleccionada para ensayos de tensión de acuerdo a norma ASTM B-557.	74
Figura 4.4 Geometría de la probeta seleccionada para ensayos de fatiga a alto ciclo de acuerdo a norma ASTM E-466	75
Figura 4.5 Máquina universal electromecánica utilizada en este estudio	76
Figura 4.6 Máquina universal servohidráulica MTS 810® utilizada en los ensayos de fatiga	78
Figura 4.7. Paquete computacional para alineación de especímenes de fatiga	79
Figura 4.8. Arreglo de alineación para pruebas de fatiga. El instrumento consta de una probeta que tiene adherida 12 posiciones con galgas extensométricas, y un aditamento de	80

alineación

Figura 4.9 Área de medición de probetas	82
Figura 4.10 Microscopio y análisis de imagen utilizado	82
Figura 4.11. Microscopio electrónico de barrido e instrumento de microanálisis mediante dispersión de energía.	83
Figura 4.12. Medición del diámetro sobre la superficie de fractura de los especímenes fallados en fatiga.	84
Figura 4.13. Medición del área de propagación estable de fatiga y la distancia promedio del sitio de inicio hasta el comienzo de la zona de fractura final	84
Figura 4.14. Medición del sitio de inicio de la falla por fatiga	85
Figura 4.16. Diagrama de flujo de la experimentación	86
Figura 5.1. Esfuerzo de cedencia para las muestras ensayadas por nivel	89
Figura 5.2. Esfuerzo último a tensión para las muestras ensayadas por nivel	89
Figura 5.3. Elongación total para las muestras ensayadas por nivel	90
Figura 5.4. Secuencia de ensayo de la prueba de escalonamiento para las muestras del Nivel 1.	91
Figura 5.5. Secuencia de ensayo de la prueba de escalonamiento para las muestras del Nivel 2	91
Figura 5.6. Secuencia de ensayo de la prueba de escalonamiento para las muestras del Nivel 3.	92
Figura 5.7. Curva S-N, Nivel 1	92
Figura 5.8. Curva S-N, Nivel 2	93
Figura 5.9. Curva S-N, Nivel 3	93
Figura 5.10. Curvas S-N para los tres niveles ensayados	96
Figura 5.11. Tamaño de celda eutéctica para los tres niveles	98
Figura 5.12. Trayectoria de fractura muestra N1W1P1, 50X	98
Figura 5.13. Sitio de nucleación de grieta muestra N1W1P1, 50X	99
Figura 5.14. Microestructura general muestra N1W1P1, 50X	99
Figura 5.15. Microestructura general muestra N1W1P1, 100X	100
Figura 5.16. Microestructura general muestra N1W1P1, 200X	100

Figura 5.17. Microestructura general muestra N1W1P1, 500X	101
Figura 5.18. Trayectoria de fractura muestra N2W6P8, 50X	101
Figura 5.19. Sitio de nucleación de grieta muestra N2W6P8, 50X	102
Figura 5.20. Microestructura general muestra N2W6P8, 50X	102
Figura 5.21. Microestructura general muestra N2W6P8, 100X	103
Figura 5.22. Microestructura general muestra N2W6P8, 200X	103
Figura 5.23. Microestructura general muestra N2W6P8, 500X	104
Figura 5.24. Trayectoria de fractura muestra N3W3P24, 50X	104
Figura 5.25. Sitio de nucleación de grieta muestra N3W3P24, 50X	105
Figura 5.26. Microestructura general muestra N3W3P24, 50X	105
Figura 5.27. Microestructura general muestra N3W3P24, 100X	106
Figura 5.28. Microestructura general muestra N3W3P24, 200X	106
Figura 5.29. Microestructura general muestra N3W3P24, 500X	107
Figura 5.30. Mapa de EDX para Silicio muestra N3W3P24	107
Figura 5.31. Mapa de EDX para Silicio muestra N1W1P1	108
Figura 5.32. Mapa de EDX para Silicio muestra N2W5P8	108
Figura 5.33. Tenacidad a la fractura promedio para cada uno de los niveles analizados	109
Figura 5.34. Área de fractura y distancia de propagación de grietas en función de la amplitud de esfuerzo aplicado	110
Figura 5.35. Área de fractura y distancia de propagación de grietas en función de los ciclos a falla	111
Figura 5.36. Relación entre el tamaño inicial de defecto y los ciclos a falla en función de la amplitud de esfuerzo aplicado	112
Figura 5.37. Factor de intensidad de esfuerzo K_{max} para los tres niveles de velocidad de solidificación analizados	113
Figura 6.1. Relación entre las propiedades mecánicas estáticas y el tamaño de celda eutéctica promedio.	117
6.2 Relación entre las propiedades mecánicas estáticas y el límite de fatiga promedio.	118
6.3 Relación entre las propiedades mecánicas estáticas y la tenacidad a la fractura promedio	118

Figura 6.4. Curvas S-N para todos los niveles de velocidad de solidificación.	119
Figura 6.5. Relación entre la porosidad y el tamaño de celda eutéctica promedio, y el límite de fatiga.	121
Figura 6.6. Trayectoria de grieta en la muestra N1W1P1, a pesar de la presencia de un cristal de silicio primario, la grieta nuclea en un poro sub-superficial	123
Figura 6.7. Mapa de Rayos X de silicio en el cual se observa que la trayectoria de la grieta es transcelular, a través de las celdas eutécticas	124
Figura 6.8. Factor de intensidad de esfuerzo crítico para los tres niveles de velocidad de solidificación.	126

Resumen Autobiográfico

José Alejandro González Villarreal

Candidato al Título de Doctor en Ingeniería de Materiales

Tesis: “Efecto de la microestructura y las variables de solidificación sobre el comportamiento a fatiga de alto ciclo en una aleación hipereutéctica Al-Si-Cu-Ni”.

El M.C. José Alejandro González Villarreal nació en la ciudad de Monterrey, N.L. el día 18 de marzo de 1975, es hijo del Sr. Valdemar González Villarreal y de la Sra. María Cristina Villarreal Pérez. Cursó sus estudios de licenciatura en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León donde obtuvo el grado de Ingeniero Mecánico Metalúrgico en 1998.

En el año 2001 inicia sus estudios de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales trabajando en el área de transferencia de calor en componentes automotrices de aluminio obteniendo el grado en el año 2004.

El M.C. José Alejandro González Villarreal ha trabajado para la empresa Nemak S.A. desde 1997 y se ha desempeñado en las áreas de capacitación, ingeniería de procesos y actualmente es el Jefe de Investigación y Desarrollo Metalúrgico de la unidad de negocios Norte América. Ha sido catedrático de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la U.A.N.L. en el área de tratamientos térmicos y de la Universidad de Monterrey en las áreas de Diseño Industrial y Automotriz.