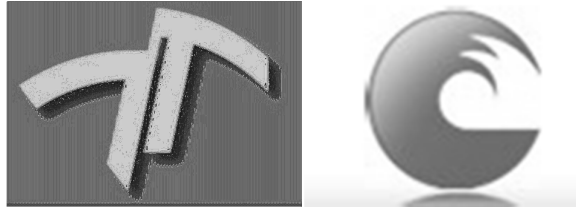


UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA
FACULTAD DE INGENIERÍA



DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA EN MATERIALES

“Fatiga y Fractura de Aceros Austeníticos Metaestables”

Presentado por: David Fernando Martelo Guarín

TESIS PRESENTADA PARA OPTAR POR EL GRADO ACADÉMICO DE DOCTOR
EN CIENCIA DE MATERIALES

Mar del Plata

DIRECTOR: Mirco Daniel Chapetti

FECHA DE PRESENTACIÓN “Septiembre de 2013”



RINFI es desarrollado por la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

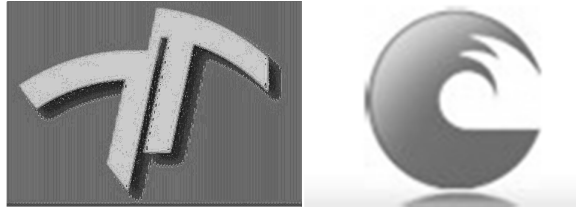
Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución- NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

UNIVERSIDAD NACIONAL DE MAR DEL PLATA
FACULTAD DE INGENIERÍA



DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA EN MATERIALES

“Fatiga y Fractura de Aceros Austeníticos Metaestables”

Presentado por: David Fernando Martelo Guarín

TESIS PRESENTADA PARA OPTAR POR EL GRADO ACADÉMICO DE DOCTOR
EN CIENCIA DE MATERIALES

Mar del Plata

DIRECTOR: Mirco Daniel Chapetti

FECHA DE PRESENTACIÓN “Septiembre de 2013”

Resumen

En esta tesis se investiga el comportamiento de fisuras propagadas por fatiga en el régimen de alto número de ciclos en una aleación de acero inoxidable austenítico metaestable AISI 301LN. Este tipo de aceros se caracteriza por sufrir una transformación martensítica cuando el material es sometido a tensión y/o deformación. A esta transformación se le ha atribuido la excelente relación resistencia-ductilidad que ha sido observada en este tipo de aceros. Según la bibliografía documentada dicha transformación martensítica le otorga, también, a estas aleaciones metaestables una superior resistencia a la propagación de fisuras cuando se las compara con aleaciones no metaestables.

Los ensayos de propagación de fisuras por fatiga para el estudio se realizaron teniendo en cuenta los lineamientos generales establecidos por la norma ASTM E647 – 08⁰¹, que indican que, para evaluar la velocidad de crecimiento de fisuras en la región de Paris se requiere de la realización de ensayos a carga constante, mientras que para la evaluación del rango del factor de intensidad de tensiones umbral ΔK_{th} , se requiere la realización de ensayos controlados de caída de carga con el avance de la fisura. Las probetas utilizadas en los ensayos fueron acondicionadas especialmente para hacer mediciones del efecto del cierre prematuro de las fisuras, la cuantificación de la altura de la estela de transformación martensítica alrededor de la punta de la fisura, y el revelamiento de los perfiles de propagación.

La evaluación de la influencia de diferentes factores sobre la velocidad de propagación se hizo de manera sistemática, realizando ensayos a diferentes valores de relación de carga, tanto en la región de Paris como en la región del umbral, evaluando la influencia de la microestructura por medio de ensayos del material en estado recocido y predeformado, y analizando la influencia de la transformación martensítica por medio de ensayos a diferentes temperaturas.

Los resultados de los diferentes ensayos fueron evaluados en términos de diferentes fuerzas impulsoras como el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK , el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo ΔK_{eff} , según su propuesta original, y según la propuesta modificada por el efecto Donald y por el modelo de dos parámetros de Kujawski. También se evaluaron las diferentes hipótesis encontradas en la bibliografía para explicar el incremento en la resistencia a la fatiga debido a la transformación martensítica y se propuso una modificación a la propuesta de funciones de peso usada por R. McMeeking *et al.* para tener en cuenta el efecto de la transformación martensítica, basadas en las observaciones experimentales de este trabajo.

Finalmente, se propone un modelo que sirva para estimar la velocidad de propagación de fisuras por fatiga ante diferentes relaciones de carga y microestructura. El modelo propuesto tiene como característica principal que la fuerza impulsora que domina el avance de la fisura está conformada por parámetros intrínsecos al proceso de daño por fatiga, como el valor máximo del factor de intensidad de tensiones K_{max} y el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK .

Contenido

1. Introducción	7
2. Descripción del Material Estudiado. AISI 301LN	10
2.1. Introducción.....	10
2.2. Características químicas y microestructurales del material	10
2.3. Características mecánicas del material	13
3. Revisión bibliográfica del estado actual del conocimiento en fatiga y fractura de aceros austeníticos metaestables.....	16
3.1. Introducción.....	16
3.2. Influencia de algunos factores sobre la velocidad de propagación de fisuras en AAM.....	20
3.2.1. Efecto de la temperatura.....	20
3.2.2. Efecto de diferentes atmósferas.....	21
3.2.3. Efecto de la relación de carga R.....	22
3.2.4. Efecto del rango de tensiones $\Delta\sigma$ sobre la velocidad de propagación para un dado ΔK y R	23
3.3. Algunas hipótesis para explicar el efecto de la transformación martensítica sobre la velocidad de propagación de fisuras en aceros austeníticos metaestables	24
3.3.1. Influencia de la transformación martensítica en el campo de tensiones en la punta de la fisura	24
3.3.2. Influencia en la da/dN del endurecimiento por deformación	27
3.3.3. Influencia de la existencia de una microestructura dual phase en la punta de la fisura	29
3.3.4. Influencia de la transformación martensítica en la desviación del camino de la fisura y en la velocidad de propagación	31
4. Investigación Experimental. Descripción de Resultados.	33
4.1. Introducción.....	33
4.2. Procedimiento experimental	33
4.2.1. Mecanización de las probetas, electropulido y pegado del Krak gage® (procedimiento pre-ensayo)	33
4.2.2. Ensayos de fatiga.....	34
4.2.3. Metalografía, indentación y análisis de las superficies de fractura (procedimiento post-ensayo).....	36
4.3. Ensayos de propagación de fisuras por fatiga y determinación de la velocidad de crecimiento, da/dN	36
4.4. Resultados de los ensayos usando el rango del factor de intensidad de tensiones.....	42
4.4.1. Región intermedia del crecimiento de fisuras por fatiga (región de Paris)	42

4.4.2.	Crecimiento de fisuras por fatiga en la región cercana al umbral de propagación ΔK_{th}	46
4.5.	Resultados de los ensayos en función del factor de intensidad de tensiones efectivo, ΔK_{eff}	49
4.5.1.	Región intermedia del crecimiento de fisuras por fatiga. Optimización de la medición del cierre prematura de las fisuras.	49
4.5.2.	Resultados del análisis del ΔK_{eff} como fuerza impulsora para la propagación de fisuras en la región de Paris	51
4.5.3.	Crecimiento de fisuras por fatiga en la región cercana al umbral de propagación	54
4.6.	Evaluación del crecimiento de fisuras por fatiga usando el concepto de cierre prematuro parcial, $\Delta K_{eff2/\pi}$	58
4.6.1.	Crecimiento de fisuras por fatiga en la región de Paris usando el concepto de cierre prematuro parcial. Material recocado	59
4.6.2.	Evaluación del crecimiento de fisuras por fatiga en la región cercana al umbral usando el ΔK efectivo y el concepto de cierre prematuro parcial	60
4.7.	Resultados de los ensayos en función de modelos de 2 parámetros	62
4.7.1.	Velocidad de propagación de fisuras en la región de Paris usando los conceptos del doble parámetro de Kujawski.....	62
4.7.2.	Velocidad de Propagación de Fisuras usando los conceptos del doble parámetro de Kujawski para ensayos realizados en la región cercana al umbral de propagación.....	64
5.	Descripción de las interacciones entre microestructura y el avance de fisuras por fatiga en aceros austeníticos metaestables.	65
5.1.	Caracterización del perfil de rugosidad de las fisuras en AAM recocado	66
5.1.1.	Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en ensayos realizados a bajas relaciones de carga.....	67
5.1.2.	Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en ensayos realizados a valores medios de relación de carga.....	71
5.1.3.	Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en ensayos realizados a altas relaciones de carga.....	76
5.2.	Caracterización del perfil de rugosidad de las fisuras por fatiga en AAM predeformados (40%)	79
5.2.1.	Descripción morfológica de la propagación de fisuras en AAM predeformados en la región de Paris.....	79
5.2.2.	Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en AAM pre-deformados en la región del umbral.....	81
5.3.	Caracterización del perfil de rugosidad de las fisuras en AAM recocado a temperatura de 80°C	83
5.4.	Análisis de las superficies de fractura	85

5.5.	Consideraciones generales del perfil de rugosidad, del modo de fractura y de la evolución de la cantidad de martensita transformada por deformación en fisuras propagadas por fatiga en AAM	90
6.	Discusión y Análisis Complementarios	94
6.1.	Evaluación y análisis de las variables fractomecánicas que controlan el crecimiento de fisuras por fatiga en AAM	94
6.1.1.	Análisis de resultados en la región de Paris para AAM en estado recocido	96
6.1.2.	Análisis de resultados en la región cercana al umbral de propagación de fisuras en AAM en estado recocido	97
6.1.3.	Análisis de resultados en la región de Paris para AAM en chapas predeformadas	101
6.1.4.	Análisis de los resultados en la región cercana al umbral de propagación de fisuras para AAM pre-deformado	101
6.2.	Cuantificación de las tensiones generadas por la transformación martensítica	104
6.2.1.	Consideraciones generales de los modelos que se han usado para tener en cuenta el efecto del incremento en la resistencia a la fractura debido a la transformación martensítica	104
6.2.2.	Calculo del factor de intensidad de tensiones de acuerdo a las observaciones experimentales realizadas	107
7.	Avance en la Propuesta de un modelo para estimar la Velocidad de Propagación de Fisuras por Fatiga en AAM	112
7.1.	Premisas iniciales	112
7.2.	Propuesta realizada para estimar la velocidad de propagación en AAM	113
8.	Conclusiones	122
A.	Conceptos básicos de la Mecánica de Fractura lineal elástica	125
A.1.	Conceptos relacionados al estudio del daño por fatiga	129
A.1.1.	Mecanismo de crecimiento de fisuras en la región de bajos valores de ΔK	129
A.1.2.	Propagación por Fatiga de Fisuras Pequeñas	131
A.1.3.	Mecanismo de crecimiento de fisuras en la región de Paris	133
A.1.4.	Cierre Prematuro	134
A.1.5.	Velocidad de propagación de fisuras usando los 2 umbrales de fisuras largas (A.K. Vasudevan y K. Sadananda)	135
A.2.	Revisión bibliográfica de los modelos de predicción de fisuras por fatiga	137
A.2.1.	Modelos de predicción de tiempo estimado de vida a fatiga	138
A.2.2.	Modelos de Predicción bajo relación de carga constante	138
A.2.3.	Modelos de predicción para carga variable	139
A.2.4.	Efecto de la relación de carga	140
A.2.5.	Picos de carga y descarga en ensayos realizados a relación de carga constante	142

B.	Transformación Martensítica	144
B.1	Introducción.....	144
B.2	Introducción a la teoría termodinámica de la nucleación de la martensita.....	149
B.3	Transformación martensítica inducida por tensión y/o deformación	149
B.4	Transformación martensítica inducida por deformación	152
C.	Medición del Cierre Prematuro	154
B.1	Introducción.....	154
C. 2.	Medición del cierre prematuro de la fisura a partir de mediciones de Compliance	154
C. 3.	Reducción de Ruido y Promedio de datos.....	156
C. 4.	Criterio para selección de datos.....	162
C. 5.	Resultados finales	162
D.	Calculo del Factor de Intensidad de tensiones para la Probeta Tipo SENT ensayada	164
C.1	Introducción.....	164
D. 2.	La integral J	164
D. 3.	Consideraciones generales del modelo por elementos finitos	165
D. 4.	Metodología para la determinación del Factor de intensidad de tensiones	167
E.	Configuración General de los Ensayos	169
D.1	Introducción.....	169
E. 2.	Sistema de medición de la longitud de la fisura	170
E. 3.	Detalles del Software para la automatización de los ensayos.....	172
F.	Electro-pulido del Acero Inoxidable Austenítico Metaestable AISI301LN	174
F.1	Introducción.....	174
F. 2.	Mecanismos del pulido electrolítico	174
F. 3.	Factores de Operación del electro-pulido	175
F. 4.	Montaje de Herramienta de Electro-pulido	176
F. 5.	Relación entre corriente y voltaje	177
F. 6.	Resultados alcanzados por el electro-pulido.....	179
	Bibliografía	182

Capítulo I

Introducción

Se ha convertido en uno de los principales intereses de la Unión Europea mejorar la competitividad de la industria local siendo uno de los objetivos que las empresas automotrices desarrollen vehículos con mayor eficiencia y menor consumo de combustibles fósiles [1]. Este planteo ha hecho que las empresas automovilísticas opten por diseñar vehículos más ligeros, lo que requiere el desarrollo por parte de los fabricantes de aceros de nuevas aleaciones con alta resistencia mecánica y buena ductilidad, entre las que se incluyen los aceros austeníticos metaestables (AAM)[2].

Al día de hoy los aceros inoxidable austeníticos son los aceros más usados en la industria, dentro de la gama de los aceros inoxidable. Estos aceros son escogidos por su buena resistencia a la corrosión, su buena soldabilidad y sus buenas propiedades mecánicas [3]. Dentro de la gama de los AAM se pueden encontrar a los aceros inoxidable austeníticos metaestables (AIAM). Los AIAM tienen un excelente relación resistencia a la rotura versus deformabilidad comparada con otras aleaciones de aceros estructurales, aluminios y aceros inoxidable austeníticos estables (ver **Figura 1.1**). Esta cualidad de los AIAM ha sido el motivo por el cual estas aleaciones han sido pensada reemplazar componentes usados en partes estructurales llevando a reducciones en sus espesores, o en componentes diseñados para absorber gran cantidad de energía durante un choque [4].

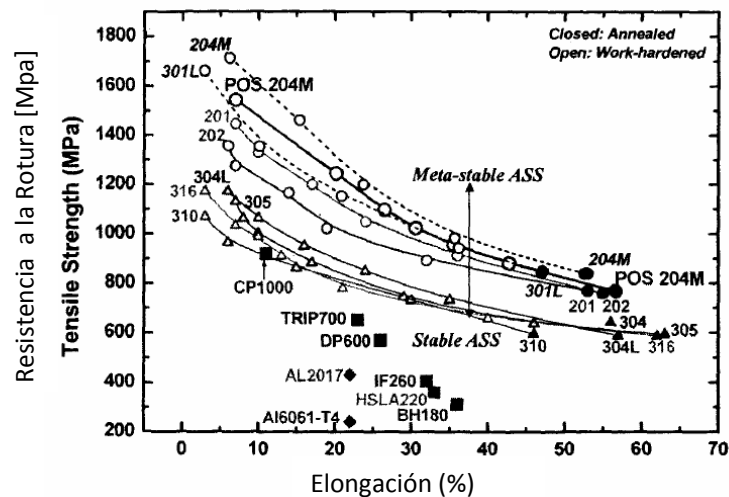


Figura 1.1. Deformación versus resistencia a la rotura para varios aceros inoxidable austeníticos estables y metaestables, comparado con otras aleaciones de aluminios y aceros al carbono usados en la industria automotriz [4].

Para poder fabricar adecuadamente componentes basados en AIAM y que tengan un buen desempeño durante la etapa de servicio, se requiere de un adecuado conocimiento del comportamiento constitutivo de este material y de los mecanismos que dominan sus modos de falla.

Durante la etapa de servicio de los componentes estructurales de los automóviles se puede considerar que uno de los principales modos de falla es por fatiga. De hecho la fatiga representa el 80% de las fallas en aleaciones de aluminio [5]. Para poder considerar estrategias de diseño ante daño por carga cíclica es necesario asumir alguna de las siguientes 2 hipótesis: el material es homogéneo y libre defectos, o el material es homogéneo, con al menos alguna pequeña fisura inicial. En cualquiera de los casos, es de sustancial importancia poder predecir el comportamiento a fatiga de las fisuras resultantes de la nucleación de daño y que dan lugar a la falla final.

Debido a que los componentes ingenieriles generalmente contienen defectos iniciales (ya sea por las uniones soldadas, por su manufactura o maquinado, o porque se generan defectos por corrosión o impacto durante su uso), es muy apropiado diseñar componentes usando herramientas de la mecánica de fractura que tengan en cuenta estos defectos. Además de esto, si se le suma el hecho de que el material de esta investigación se piensa usar en componentes de pared delgada, por lo que en este trabajo se considerara esta situación. En componentes de pared delgada un criterio de diseño adecuado para evitar la falla catastrófica ha sido la admisión de fisuras prolongadas que propaguen establemente antes de la fractura total [6], el diseño debe tener en cuenta la existencia de dichas fisuras y por lo tanto la herramienta adecuada es la teoría de la mecánica de fractura.

Por otro lado, todas las excelentes propiedades que se la han atribuido a los aceros austeníticos metaestables están relacionadas con la transformación martensítica que éstos sufren durante el proceso de deformación plástica. La martensita es una fase dura y frágil en comparación con la austenita y los conocimientos básicos de la mecánica de materiales sugerirían que ante la presencia de esta fase, la resistencia a la propagación de fisuras por fatiga de este material se vería disminuida [7]. Sin embargo, la transformación martensítica que este material sufre durante el avance de la fisura ha revelado un mecanismo especial de aumento de la resistencia a la propagación de fisuras en este material.

El objetivo general de este trabajo es lograr avanzar en el conocimiento de los mecanismos que actúan en el proceso de crecimiento subcrítico de fisuras largas por fatiga. Se incluyen aquí los efectos de la transformación martensítica. Se pretende avanzar también en la formulación de modelos que permitan estimar la vida remanente de componentes hechos de aceros austeníticos metaestables con fisuras que propaguen por fatiga.

En el **Capítulo 2** se describe al material estudiado. En el **Capítulo 3** se presenta una revisión bibliográfica sobre el comportamiento a fatiga de aceros inoxidables austeníticos metaestables. En el **Capítulo 4** se describen las tareas realizadas y se presentan los resultados obtenidos. En el **Capítulo 5** se describe el material estudiado, se analizan los resultados y se investiga sobre las interacciones entre la microestructura, la transformación martensítica y el avance de fisuras por fatiga. En el **Capítulo 6** se realizan algunos análisis e investigaciones adicionales, y en el **Capítulo 7** se avanza en una propuesta integral intentando describir de forma biunívoca la relación entre la fuerza impulsora aplicada y la velocidad de propagación de fisura, contemplando la influencia de la relación de carga (K_{min}/K_{max}) en todo el rango de propagación. Finalmente en el **Capítulo 8** se presentan las conclusiones derivadas del trabajo y se proponen trabajos complementarios futuros.

Se agregan además los **Anexos A, B, C, D, E y F** en los cuales se detallan, conceptos básicos de la teoría de mecánica de fractura lineal-elástica, la transformación martensítica, la medición del cierre prematura de las fisuras (técnicas, implementación, optimización, etc.), análisis de la configuración

de ensayo utilizada y propuesta de una nueva solución para la cuantificación del factor de intensidad de tensiones aplicado a la fisura estudiada, la configuración general de ensayo y detalles del monitoreo de las variables de ensayo y su adquisición, la implementación y optimización de las técnicas de pulido electrolítico utilizadas.

Capítulo II

2. Descripción del Material Estudiado. AISI 301LN

2.1. Introducción

Los AIAM, y los AAM, son aceros que tienen como una de sus principales características la transformación de la fase metaestable austenita γ a la fase martensita α' debido a la imposición de un esfuerzo mecánico. Esta transformación martensítica $\gamma \rightarrow \alpha'$ causa un considerable aumento en el endurecimiento por deformación del material, el cual puede ser atribuido al incremento en la densidad de dislocaciones, y al fortalecimiento compuesto debido al aumento de la fracción volumétrica de fase martensita [8]. Resultaría muy extenso explicar en detalle los mecanismos de endurecimiento de este material, y en este sentido se recomienda leer las tesis doctorales de A. Beese [9] y J.Talonen [10].

En esta sección se introducirá el acero AISI 301LN utilizado en este trabajo y se dará una breve introducción al comportamiento mecánico de este material ante solicitaciones cuasi-estáticas. Se mostrará además cómo influye en este comportamiento mecánico la transformación martensítica que experimenta durante el proceso de deformación.

2.2. Características químicas y microestructurales del material

El acero usado en este estudio es un acero inoxidable austenítico metaestable AISI 301LN según denominación de la American Iron & Steel Institute (AISI). Esta denominación indica su bajo contenido de carbono (L low carbon) y la aparición de nitrógeno en su composición química (N Nitrogen). El acero fue provisto por la Empresa OCAS NV, Arcelor-Mittal R&D Industry Gent (Bélgica) en forma de chapas de 1 mm y 1.5 mm de espesor, y con dos procesos de fabricación diferentes: un grupo de chapas en estado recocido (libre de pre-deformaciones), y otro grupo con un laminado en frío con un pre-deformado equivalente a aproximadamente un 40%.

La composición química de este material fue determinada por espectrometría de emisión por chispa, excepto para el contenido Nitrógeno que fue provisto por el grupo español que ha colaborado con nosotros. La composición química se muestra en la **Tabla 2.1**, y su microestructura es mostrada en la **Figura 2.1**. Para revelar la microestructura del material, éste fue preparado según el procedimiento mostrado en el **anexo F**. La fase austenita fue revelada por electro-ataque químico en un electrolito de ácido nítrico al 65% a 1.2 V y un tiempo de 10 segundos. La fase martensita fue revelada en una disolución de Beraha (50 ml de agua H₂O, 10 ml de ácido clorhídrico HCl y 0.15 g de metabisulfito de potasio K₂S₂O₅).

Tabla 2.1. Composición química de las chapas de AISI 301LN usadas en este trabajo.

	Fe	Cr	Ni	Mo	C	Si	P	S	Mn	Cu	N
Recocido – 1 mm	Bal	17.86	6.42	0.24	0.015	0.471	0.031	0.007	1.495	0.173	0.094- 0.145
Recocido - 1.5 mm	Bal	17.98	6.78	0.23	0.012	0.548	0.031	0.004	1.562	0.057	0.094- 0.145
Pre-deformado – 1.5 mm	Bal	17.94	6.30	0.18	0.016	0.513	0.032	0.005	1.481	0.135	0.094- 0.145

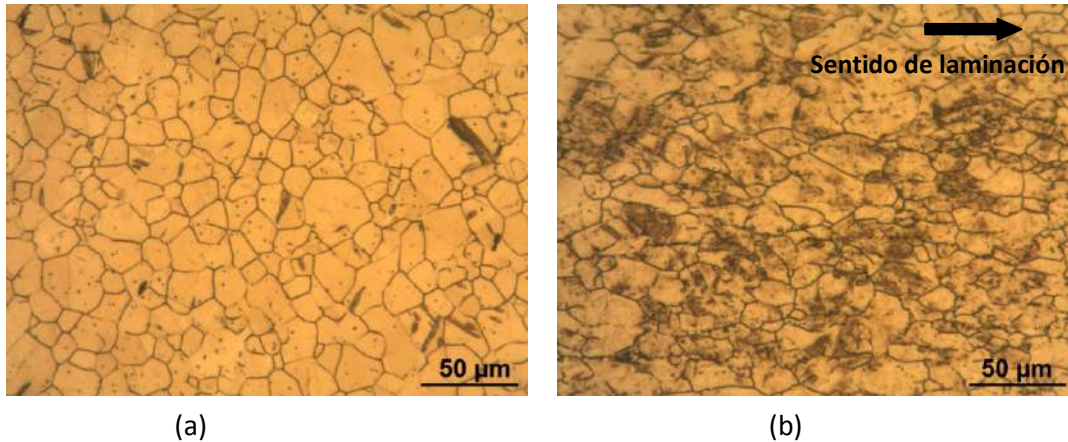


Figura 2.1. Microestructura del acero AISI 301LN (a) recocido y (b) laminado en frío.

En la **Figura 2.1(a)** se observa una estructura homogénea compuesta de granos equiaxiados con tamaño promedio de $11.8\mu\text{m}$ y en la **Figura 2.1 (b)** se muestra como el grano austenítico está orientado en el sentido de laminación de la chapas, según se indica en la misma figura.

Los aceros pertenecientes a la clase 3XX son aceros inoxidable con alto contenido de níquel que se usa como estabilizador de la fase austenita. El efecto de los diferentes elementos de aleación en las propiedades de los aceros inoxidable se puede encontrar de forma detallada en el libro de la ASTM Stainless steel [11]. A manera de introducción, se puede mencionar que el acero AISI 301LN se destaca de los aceros más conocidos de esta serie, como el AISI 304 y 316, por poseer un contenido menor de níquel. Esto le permite reducir costos. Para compensar la disminución de Ni se incluyen Mn y N que es un elemento que está llamando la atención debido a los nuevos métodos desarrollados para ser introducidos dentro de las aleaciones de aceros inoxidable [12].

La microestructura del material recocido, tal como viene de fábrica, está formada principalmente por granos austenita con algunas pocas placas de martensita [13]. Esto se pudo comprobar con estudios de difracción de rayos X realizados en esta investigación, y siendo estos resultados consecuentes con la bibliografía que indican que un acero inoxidable con esta composición química tiene una estructura prácticamente austenítica [14].

La microestructura de este material también se corresponde con la que se puede obtener con el conocido diagrama de Schaeffler (ver **Figura 2.2**), que aunque ha sido desarrollado para velocidades de enfriamiento que se pueden encontrar en uniones soldadas, en casos como éste puede brindar información muy útil y rápidamente sobre la microestructura del material. El diagrama de Schaeffler es un diagrama que muestra la influencia en la microestructura de los elementos alfa y gamma en la formación de la estructura de los diversos tipos de aceros inoxidable.

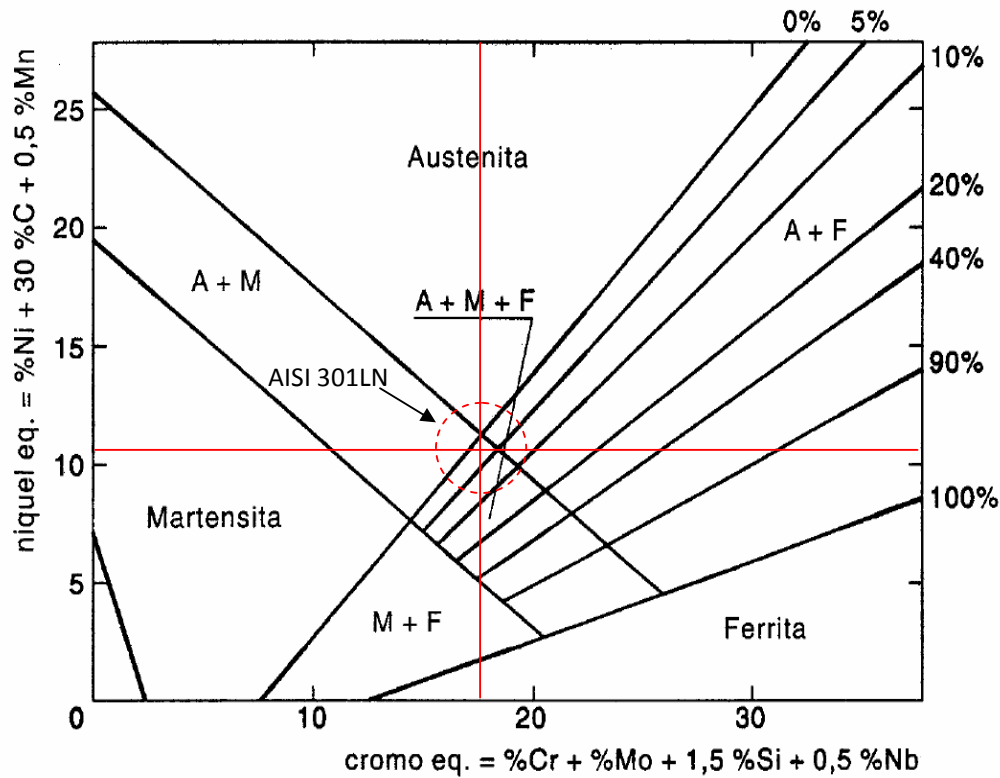


Figura 2.2. Diagrama de Schaeffler para aceros inoxidable.

Las propiedades mecánicas de los AIAM están ligadas a la transformación martensítica que estos materiales sufren. La transformación martensítica en el AISI 301LN puede ser inducida por tensión y/o deformación. Las diferencias entre estos mecanismos se pueden leer más detalladamente en el **Anexo B**. Para que la transformación martensítica ocurra se requiere de cierto nivel de energía libre para la cual la fase martensita sea más favorable que la fase austenita. Estos valores de energía libre generalmente están expresados en función de la M_s (inicio de transformación martensítica inducida por temperatura) y M_d (inicio de transformación martensítica inducida por deformación). Por debajo de M_d la transformación martensítica puede ocurrir por tensión y/o deformación.

Debido a que las temperaturas de transformación del material dependen principalmente de los elementos aleantes, diversos autores han propuesto diversas expresiones que calculan la temperatura M_s y M_{d30} ¹ en función de la composición química del material. Entre algunas de estas expresiones podemos encontrar las de Nebel *et al.*[15] para M_s :

$$M_s [^{\circ}\text{C}] = 1350 - 1665(C + N) - 28Si - 33Mn - 42Cr - 61Ni \quad 2.1$$

Y Eckstein[16] para M_{d30} :

¹la temperatura M_{d30} corresponde a la temperatura para el 50% de transformación martensítica debido al 30% de deformación plástica. Generalmente se suele usar a la temperatura M_{d30} como punto de referencia debido a las dificultades experimentales de calcular la temperatura M_d .

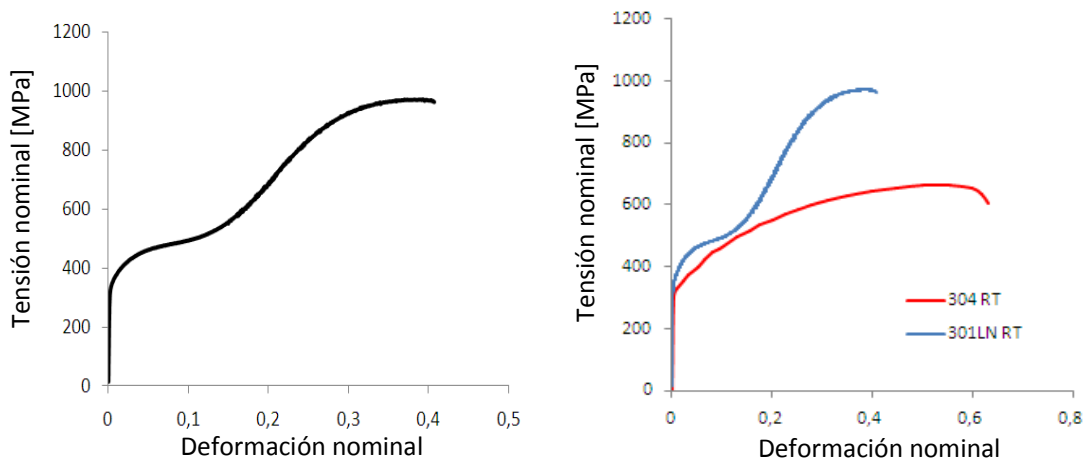
$$M_{d30} [^{\circ}\text{C}] = 497 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn - 13.7Cr - 20Ni - 18.5Mo$$

2.2

De acuerdo con las **Ecuación 2.1 y 2.2** el material en estado recocido en chapas 1 mm de espesor, tiene sus temperaturas de transformación martensítica en M_s entre -35°C y -120°C , y M_{d30} entre 33°C y 52°C , dependiendo del contenido real de Nitrógeno. Las temperaturas de transformación indican que los ensayos mecánicos realizados a temperatura ambiente pueden inducir transformación martensítica por tensión y/o deformación para el material estudiado. Usando la **Ecuación B.7**² se puede estimar que si los ensayos se realizan a una temperatura de 25°C la fuerza impulsora por temperatura para la transformación martensítica en este material es de aproximadamente 632 Jmol^{-1} . Si por otro lado utilizamos la **Ecuación B.6** y la tensión de fluencia medida para nuestro material (343 MPa, ver sección siguiente), se obtiene que la fuerza impulsora máxima por tensión que podría alcanzar este material es de 41 Jmol^{-1} . Para aleaciones hierro – níquel la fuerza impulsora umbral para la transformación martensítica es 1250 Jmol^{-1} , por lo que, si la suma de los valores obtenidos en la **Ecuación B.6 y B7** no superase al de la fuerza impulsora umbral para aleaciones hierro – níquel, se podría afirmar que, a temperatura ambiente, la transformación martensítica para este material solo se produciría por deformación plástica.

2.3. Características mecánicas del material

En la **Figura 2.3 (a)** se muestra la curva tensión-deformación característica del AISI 301LN de este estudio en estado recocido en las chapas de 1mm de espesor, obtenida en un ensayo de tracción realizado con una máquina universal Instron modelo 8801 de 100 kN de capacidad a temperatura ambiente. Puede observarse un alto endurecimiento por deformación a partir de aproximadamente un 0.15 de la deformación. En esta figura se puede observar la influencia de los dos mecanismos de endurecimiento de este material. Cuando el contenido de martensita es bajo (bajos valores de deformación), las partículas de martensita causan una deformación plástica no homogénea en el material que causa un incremento en la generación de dislocaciones de la fase austenita causando aumento en el endurecimiento por deformación. Cuando el contenido de martensita es alto (altos valores de deformación), la fase martensita forma una red a través de todo el material, y el endurecimiento es debido a la fuerza necesaria para deformar una fase dura como la martensita [10].



² Los detalles de las **Ecuaciones 3.3 y 3.4** se pueden ver en el **anexo B**.

(a)

(b)

Figura 2.3. Curva característica tensión deformación característica a temperatura ambiente (RT) del (a) AISI 301LN recocido en chapas de 1mm de espesor de este estudio (b) AISI 304 en chapas del estudio de la referencia [17].

La **Figura 2.3 (b)** muestra el comportamiento mecánico del material estudiado en comparación con un acero no metaestable a temperatura ambiente como el AISI 304. La **Tabla 2** muestra las propiedades mecánicas obtenidas.

Tabla 2.2 Propiedades mecánicas y termo-mecánicas del AISI 301LN en chapas recocidas de 1 mm de espesor de este estudio.

σ_y (Mpa)	σ_{uts} (Mpa)	% ϵ_{final}	M_s (C°)	M_{d30} (C°)
343	970	45.3	-35 / -120	33 / 52

Es importante aclarar que la curva característica tensión-deformación de los AIAM está fuertemente influenciada por la temperatura y la velocidad de deformación aplicada. Esto se debe a que, como se mencionó anteriormente, la estabilidad de la austenita de este material está directamente relacionada con la temperatura. La disminución en la temperatura trae consigo un aumento en la resistencia a la rotura del material y una disminución en la deformación plástica, como se observa en la **Figura 2.4 (a)**, que corresponde a ensayos realizados por J. Talonen [10] para el acero AISI 301LN de sus estudios. Ensayos a mayor velocidad de deformación producen mayor calentamiento y por lo tanto se disminuye el volumen de transformación martensítica, lo que trae consigo una consecuente disminución en la tensión de rotura del material, como puede verse en la **Figura 2.4 (b)**.

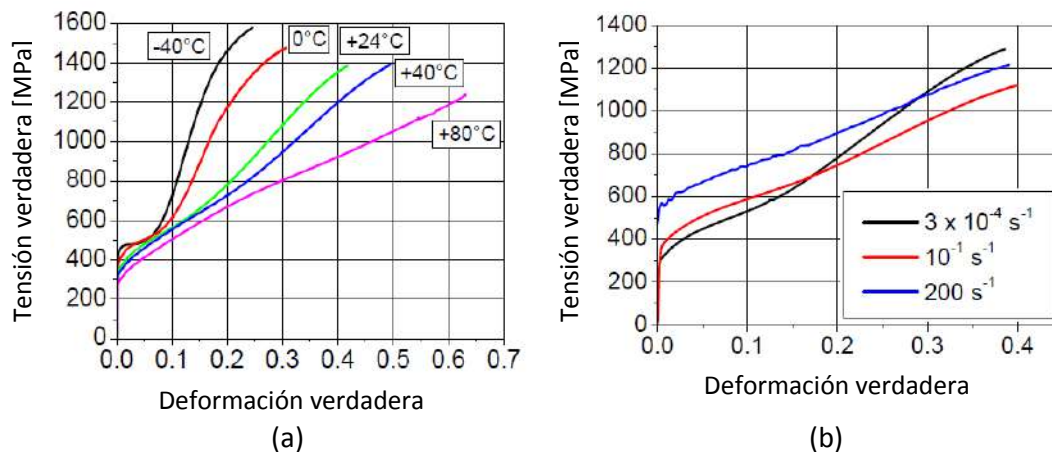


Figura 2.4. Curva tensión deformación para el AISI 301LN mostrando la influencia de (a) la temperatura a una velocidad de deformación de $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (b) la velocidad de deformación a temperatura ambiente [10].

Cuando se analizan las chapas con laminado en frío (pre-deformadas) estas muestran un comportamiento tensión deformación anisotrópico con respecto al sentido de laminación y con falta de similitud. Se considera a la similitud como la característica que poseen algunos metales anisotrópicos en los que se pueden obtener sus curvas tensión-deformación en las diferentes direcciones de laminación a través de una curva de referencia. Esta característica de los AIAM se ha atribuido a que la transformación martensítica tiene una anisotropía diferente a la anisotropía de la

deformación plástica del material. En la **Figura 2.5(a)**, publicada por A. Beese [9], se puede ver la curva característica tensión deformación para probetas laminadas en frío con sentido de deformación paralelo, perpendicular y a 45° de la dirección de laminación.

A la par de la dependencia en la dirección de laminado de la curva tensión deformación del material en las chapas laminadas en frío, también se ha encontrado que este material sufre de una dependencia de la transformación martensítica con el estado tensional general al que es sometido el material. Esto se ve reflejado en la tensión de fluencia y en el endurecimiento por deformación plástica del material, como puede verse en la **Figura 2.5 (b)**, publicada por A. Beese [9].

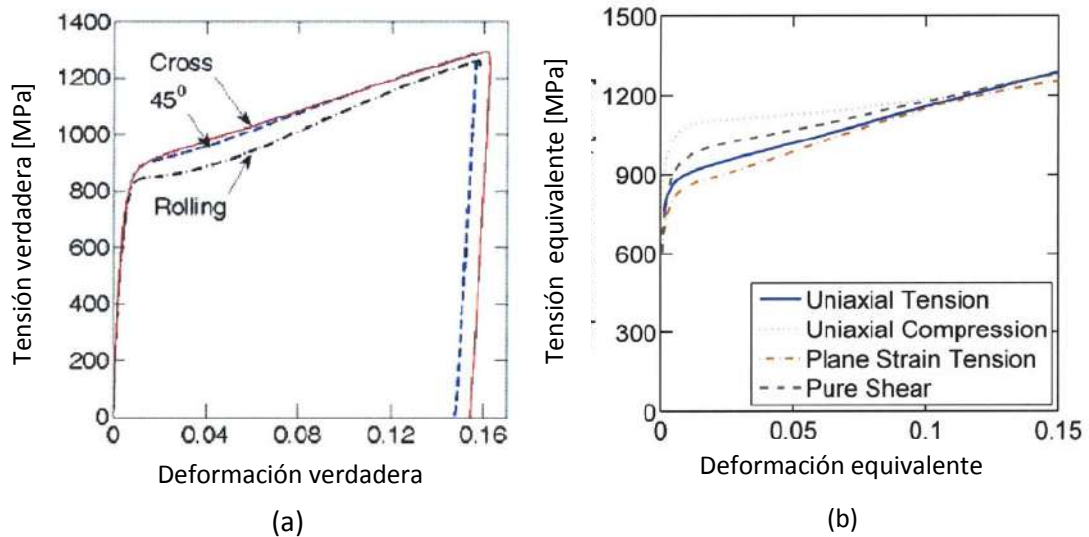


Figura 2.5. Curva tensión deformación para el AISI 310LN pre-deformado mostrando la influencia de (a) la dirección del laminado (b) el estado tensional [9].

Capítulo III

Revisión bibliográfica del estado actual del conocimiento en fatiga y fractura de aceros austeníticos metaestables

3.1. Introducción

Una buena definición de fatiga podría ser; “daño progresivo que ocurre en un componente que está sometido a carga cíclica”; siendo una de sus principales características que la carga aplicada no es lo suficientemente alta para causar una falla catastrófica hasta que cierta cantidad de ciclos puedan ser aplicados al componente.

El estudio del daño por fatiga tuvo sus orígenes en los estudios del ingeniero alemán W.A.J. Albert [18], seguido por algunos estudios como el de A. Wholer [19] quien estableció el primer hito importante en el estudio del diseño por fatiga. Éste es el concepto de límite de Fatiga que es usado en las curvas que llevan su nombre. Más adelante se lograron otros avances como el descubrimiento de que los metales se ablandaban o endurecen por deformación plástica cíclica en una forma diferente a la que lo hacen durante la aplicación de una carga monotónica. Ya en la primera década del siglo pasado Ewing *et al.* [20-21] lograron otros hitos como el descubrimiento de que las fisuras se formaban en las bandas persistentes de deslizamiento. Éste descubrimiento fue luego corroborado con la ayuda del microscopio electrónico.

Hoy en día está claramente aceptado que el proceso de fatiga está determinado por las deformaciones plásticas localizadas que actúan como concentradores de tensiones. Teniendo como base los daños irreversibles causados por las deformaciones plásticas, de acuerdo con algunos autores [22] el daño por fatiga se puede dividir en 3 etapas:

- Endurecimiento o ablandamiento cíclico del material.
- Iniciación de microfisuras.
- Crecimiento de las fisuras hasta llegar a la falla catastrófica.

Desde el punto de vista del diseño a fatiga, la primera etapa del estudio de este fenómeno estuvo gobernada por la determinación del rango de deformaciones y/o tensiones a las que estaba sometido el componente. A partir de esto proponer soluciones de diseño. El tiempo de vida del componente que se puede clasificar en fatiga de bajo ciclos y fatiga de alto número de ciclos determinaba la variable de diseño deformaciones o tensiones. En la fatiga de bajo número de ciclos, el componente está generalmente sometido a un estado de deformaciones plásticas global o de deformaciones plásticas muy altas cerca de un concentrador de tensiones. Bajo estas circunstancias el número de ciclos hasta la falla está determinado por el rango de deformaciones, tal como lo propusieron Coffin [23] y Manson [24] independientemente, **Ecuación 3.1.**

$$\frac{\Delta e_p}{2} = e_f' (2N_f)^c \quad 3.1$$

Donde e_f' y c son constantes del material.

En la fatiga de alto número de ciclos, la tensión nominal máxima aplicada sobre el componente no es mayor que la tensión de fluencia del material, excepto en una pequeña zona donde ocurre la nucleación de la fisura. Para caracterizar la vida a fatiga de alto de número de ciclos se usan probetas normalmente pulidas sin fisuras iniciales sometidas a un rango de tensiones fijo hasta que la probeta falla. El resultado de estos ensayos son las curvas $S-N$ (amplitud de tensiones vs número de ciclos) como la que se ve en la **Figura 3.1**. En esta metodología de diseño, el límite a fatiga de una probeta de laboratorio es asociado a un componente real por medio de factores de corrección que tienen en cuenta los efectos dimensionales, tipo de carga aplicada y relación de carga, efectos superficiales y temperatura entre otros [25].

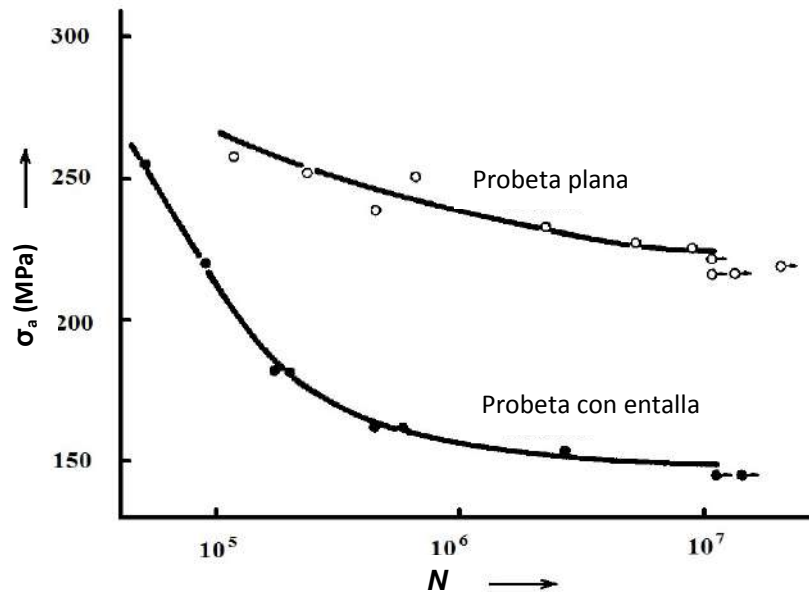


Figura 3.1. Curvas amplitud de tensiones vs número de ciclos para una probeta plana y para otra probeta entallada de acero 2.25Cr-1Mo[22].

Si usamos métodos tradicionales de ingeniería para la detección de fisuras en probetas de laboratorio como las que usamos para realizar ensayos de determinación de curvas $S-N$, se podría afirmar claramente que casi un 90% de la vida total de la probeta está determinada por el periodo de iniciación de una fisura dominante, mientras que el otro 10% es el periodo de crecimiento de la fisura hasta la falla catastrófica. Sin embargo, es común que los componentes reales contengan defectos como inclusiones no metálicas, defectos en las uniones como por ejemplo escorias en la soldadura o defectos propios del acabado superficial. Por esa razón se podría considerar que en estos componentes la etapa de nucleación de fisuras sería muy corta y la etapa dominante sería la propagación de la fisura.

Si bien ya en la década de los sesenta se reconocía la importancia de establecer relaciones entre el número de ciclos y el avance de la fisura, no fue hasta el trabajo de P. Paris en 1963 [26] que se

formuló la primera relación exitosa entre avance de la fisura y número de ciclos a través de parámetros mecánicos. El trabajo de P. Paris estableció la existencia de una relación entre la velocidad de propagación de fisuras por fatiga (FCGR por sus siglas en inglés) versus el rango del factor de intensidad de tensiones (ΔK). Desde ese entonces la mecánica de fractura lineal elástica (MFLE) ha sido usada para caracterizar la propagación subcrítica de fisuras por fatiga en materiales metálicos y otros.

La formulación de P. Paris, conocida hoy como ley de Paris, establece la existencia de una relación lineal entre el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK y la velocidad de propagación de fisuras da/dN , si estas dos variables se grafican en escala logarítmica:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad 3.2$$

C y m son constantes que dependen de la microestructura, las condiciones medio ambientales, la relación de carga que se definirá en mayor profundidad en la **sección 3.1.3** y la transformación martensítica entre otras. ΔK se define como:

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad 3.3$$

Aquí a es la longitud de fisura, $\Delta\sigma$ es rango de tensión nominal aplicada, Y es un parámetro adimensional que considera la configuración geométrica y de carga. Es importante remarcar aquí que se puede obtener un mismo valor de ΔK a partir de diferentes pares de valores de longitud de fisura y rango de tensiones nominales $\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$. En la **sección 3.1.4** analizaremos la potencial influencia de la tensión máxima σ_{\max} o el rango de tensiones sobre la velocidad a propagación de fisuras por fatiga en AIMM.

Si bien este modelo de predicción de la velocidad de propagación de fisuras por fatiga está basado en una ecuación de ajuste sobre datos experimentales [27], sirvió como primera racionalización para la estimación del avance de la fisura, y es la base de la mayoría de los modelos experimentales y teóricos para la predicción de la velocidad de propagación de fisuras. En el **Anexo A** de este documento se puede encontrar un resumen de los principales conceptos de la teoría de la mecánica de fractura, y de los modelos que se han considerado más relevantes para estimar la velocidad de propagación de fisuras por fatiga.

En una curva de da/dN vs. ΔK real se pueden observar tres regiones del comportamiento macroscópico de fisuras propagadas por fatiga **Figura 3.2**. La Ley de Paris sólo tiene en cuenta la región II de la curva de velocidad de propagación de fisuras vs. el rango del factor de intensidad de tensiones, en la cual existe una relación lineal entre estas dos medidas, como se ve en la **Figura 3.2**. Sin embargo, cuando en esta curva se comienza a disminuir el valor del factor de intensidad de tensiones, este comportamiento lineal cambia y el material parece presentar un rango del factor de intensidad de tensiones umbral ΔK_{th} por debajo del cual la fisura no avanza, o lo hace a una tasa de crecimiento indetectable. El parámetro ΔK_{th} es análogo al límite de fatiga σ_e en las curvas S-N.

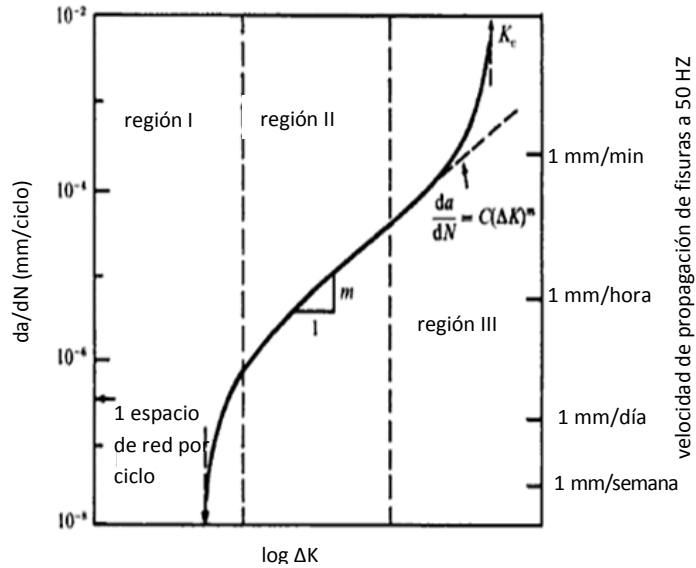


Figura 3.2. Representación esquemática de la variación de la velocidad de propagación de fisuras en materiales metálicos, en las diferentes etapas de propagación de fisuras. [28]

La curva de velocidad de propagación vs. rango del factor de intensidad de tensiones también presenta otra desviación de la linealidad, cuando el factor de intensidad de tensiones máximo se acerca al valor de la tenacidad a la fractura del material, K_c . Sin embargo, ésta es una zona de muy poco interés desde el punto de vista práctico debido a que, generalmente, se requieren tan solo de unos miles de ciclos para transitar por esta zona y llegar a la falla catastrófica de la pieza.

Los modos de crecimiento de fisuras son esencialmente diferentes en cada una de las tres regiones de crecimiento de fisura. En la región I el crecimiento es en general por un mecanismo de “single shear”, en la región II lo hace por “dúplex slip”, mientras que en la región III se involucran mecanismos de crecimiento de fisuras por fatiga y mecanismos de crecimiento de carga monotónica como clivaje o formación de “voids”. Estas características hacen que los factores que influyen sobre la velocidad de propagación de fisuras lo hagan de forma diferente según la región en la que estén actuando, e incluso, un mismo factor puede afectar de manera diferente para una misma región dependiendo del tipo de material.

A continuación se hará un breve resumen sobre los estudios que se han encontrado en la literatura sobre la influencia de diferentes factores sobre la da/dN en aceros austeníticos metaestables, y los mecanismos que se han usado para explicar el hecho experimentalmente observado de que la transformación martensítica disminuye la da/dN sin importar otras condiciones microestructurales, ambientales o mecánicas que estén presentes. Cabe destacar que, a diferencia de otros materiales, los estudios en propagación de fisuras por fatiga en AIAM no son demasiados, e incluso de acuerdo con la revisión bibliográfica realizada no se ha encontrado ningún estudio sobre la da/dN en AIAM a temperatura de transformación martensítica en chapas de espesor delgado en la región del umbral de propagación (cerca del factor de intensidad de tensiones umbral ΔK_{th}).

3.2. Influencia de algunos factores sobre la velocidad de propagación de fisuras en AAM

En 1972 G.R Chanani *et al.*[29] realizaron el primer estudio sobre da/dN en aceros TRIP (acrónimo en inglés de transformación inducida por plasticidad) usando los conceptos de la teoría de la Mecánica de Fractura Lineal-Elastica (MFLE, ver detalles en Anexo A). Los aceros TRIP son aceros en los que su fase austenita es metaestable, esto puede causar que debido a la imposición de un esfuerzo mecánico la fase austenita de estos aceros cambie a martensita. En este estudio se ensayó una misma aleación pero con diferentes tratamientos termo-mecánicos, de forma tal que la estabilidad de la austenita era diferente en cada condición. La aleación que mostró mayor velocidad de propagación fue la que tenía la fase austenita más estable. Aunque el modelo de propagación de fisuras por fatiga (PFP) usado en este trabajo [30] indica que el aumento en el endurecimiento por deformación causado por la transformación martensítica aumenta la velocidad de propagación, de acuerdo con los autores estos efectos se verían minimizados por los efectos benéficos relacionados con la absorción de energía causada por la transformación de fase. Éste es tan solo el primero de algunos de los trabajos que muestran cómo la transformación martensítica disminuye la velocidad de propagación. El resumen presentado a continuación se referirá a resultados obtenidos en la región II de la curva da/dN vs ΔK (ver **Figura 3.2**), a menos que se especifique lo contrario.

3.2.1. Efecto de la temperatura

Como se puede ver más detalladamente en el **Anexo B** de este trabajo, tanto la composición, como la temperatura juegan un papel fundamental en la estabilidad de la austenita y por lo tanto en la cantidad de martensita transformada en el entorno del vértice de la fisura. El primer estudio que analizó el efecto de la temperatura en la velocidad de propagación de fisuras en AAM fue realizado por A. G. Pineau *et al.* en 1974 [31]. En sus estudios se analizó el efecto de la temperatura sobre 2 aleaciones de aceros. En la aleación 16–13 la velocidad de propagación disminuía con la disminución de la temperatura por debajo de M_d (temperatura a la que comienza a ocurrir la transformación martensítica por deformación), mientras que no había cambios significativos en la pendiente de la curva da/dN vs. ΔK . En la aleación AISI 301 los resultados mostraron una fuerte dependencia de la temperatura en el rango entre 95°C ($\approx M_d$) y -30°C , y la velocidad de propagación y la pendiente de la curva da/dN vs. ΔK disminuyeron cuando la temperatura se acercaba a M_s (temperatura a la que comienza la transformación martensítica por disminución de la temperatura). Este cambio en la pendiente solamente se observó en el Acero AISI 301, el cual exhibió gran volumen de austenita transformada.

Resultados similares son descritos por Z. Mei *et al.* [32]. Estos autores evalúan el efecto de la temperatura en aceros de la serie AISI 300, particularmente en los aceros AISI 304 L y 304LN; Para el acero AISI 304L la velocidad de propagación a temperatura ambiente donde la fase austenita es estable fue significativamente mayor que a la temperatura de -196°C , donde la aleación sufre transformación martensítica. Por el otro lado la velocidad de propagación de fisuras en el AISI 304 LN fue relativamente insensible a la temperatura, excepto a muy altos niveles de ΔK donde la diferencia de transformación fue más notoria.

3.2.2. Efecto de diferentes atmósferas

Desde el punto de vista ingenieril, el mayor interés es determinar la velocidad de propagación de fisuras para el ambiente en el que se vaya a desempeñar el componente. Éste es un parámetro que no puede ser tenido en cuenta en los modelos de predicción del avance de la fisura si se formulan teniendo en cuenta sólo la teoría de la mecánica del continuo. De hecho, muchos modelos teóricos muestran cómo la velocidad de propagación de fisuras es tan solo proporcional al ΔK (o al rango del factor de intensidad de tensiones efectivo ΔK_{eff}) y al módulo de Young, al menos en la etapa II del crecimiento de fisuras por fatiga [33-36]. Es por esta razón que ha sido de gran interés desde el punto de vista académico el estudio de la propagación de fisuras por fatiga en atmósfera de alto vacío.

Antes de mostrar los resultados acerca de la influencia de la atmósfera en la velocidad de propagación en AAM, cabe destacar que por ejemplo autores como J. Petit *et al.* [33] muestran que hay aleaciones en las que se cumple la siguiente ecuación en atmósferas de alto vacío:

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{D_0^*} \left(\frac{\Delta K_{eff}}{E} \right)^4 \quad 3.4$$

Aquí A es un parámetro adimensional, E es el módulo de Young y D_0^* es desplazamiento acumulado crítico que lleva a la ruptura, este último parámetro está relacionado con la energía necesaria para producir una nueva superficie por fractura.

El concepto más generalizado es que el efecto de la atmósfera de trabajo en la velocidad de propagación en la región II es diferente para cada aleación [28]. Ésta no sería la excepción para los AAM.

Desde los primeros estudios realizados en fatiga de AAM se han realizado ensayos analizando la influencia de diferentes atmósferas en la velocidad de propagación de fisuras. Por ejemplo, G. Schuster *et al.* [37] afirman que ensayando en aire en vez de argón, la velocidad de propagación disminuía entre un 25% y un 50%, mientras que A. G. Pineau *et al.* [31] mostraron que los ensayos en aire daban una velocidad de propagación de fisuras más alta en comparación con los ensayos realizados en argón. Ensayos de esta misma naturaleza fueron realizados por M. H. Kelestemur *et al.* [38] en la región cercana al umbral de propagación de fisuras largas. Sus resultados muestran que el rango del factor de intensidad de tensiones en el umbral ΔK_{th} es menor para los ensayos realizados en hidrógeno, luego en aire húmedo y por último en argón. Sin embargo, si se extrapolan las curvas de ΔK vs da/dN de su trabajo se observa que a medida que el ΔK aumenta las curvas para las diferentes atmósferas tienden a converger en una sola, contradiciendo lo mostrado por los dos autores anteriores.

En nuestra investigación, no se consideraran las variaciones en la atmósfera de realización de los ensayos, y, tal como se mostró anteriormente, resulta prácticamente imposible intentar algún tipo de extrapolación ya que cada estudio mostró resultados y tendencias experimentales contradictorias.

3.2.3. Efecto de la relación de carga R

Se llama relación de carga R al coeficiente entre el factor de intensidad de tensiones mínimo y el máximo (K_{min}/K_{max}) y es un parámetro que permite situar el ciclo de carga con respecto al cero de carga, o en otras palabras, con respecto a la carga media (o K medio). Sin embargo, muchos de los modelos usados para estimar la velocidad de avance de la fisura, tiene, como parámetro dominante ΔK . Sin embargo, se sabe que la mayoría de las aleaciones metálicas sufren de un aumento de la velocidad de propagación de fisuras para un mismo ΔK con un aumento en la relación de carga R . Esto se ilustra esquemáticamente en la **Figura 3.3**. En el **Anexo A** de este documento se presentan algunos de los principales modelos que se han propuesto para estimar el efecto de R en la velocidad de propagación de fisuras por fatiga.

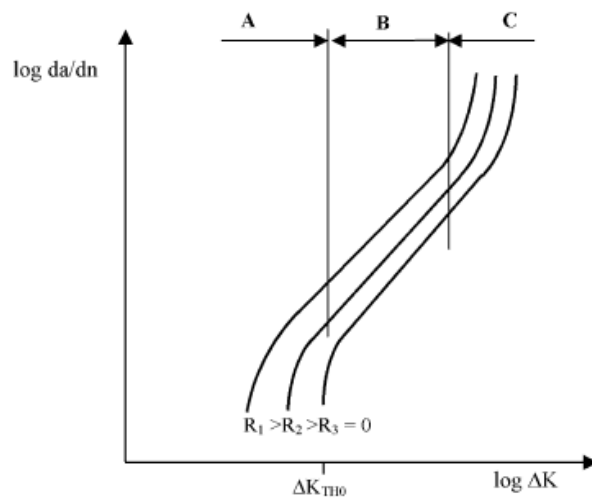


Figura 3.3. Ilustración esquemática del efecto de la relación de carga en la velocidad de propagación de fisuras[39].

Uno de los objetivos de este trabajo es incluir la influencia de R en la ley de propagación.

Tradicionalmente, los efectos de la R en el comportamiento de la da/dN se han explicado a través del fenómeno del cierre prematuro de la fisura, que fue descubierto por W. Elber en 1971 [40]. En esta publicación el autor introdujo el concepto del factor de intensidad de tensiones efectivo ΔK_{eff} , definido como:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad 3.5$$

Aquí K_{max} es el factor de intensidad de tensiones correspondiente a la carga máxima P_{max} , y K_{op} es el valor del factor de intensidad de tensiones calculado para la carga o tensión de apertura de la fisura P_{op} . El uso del ΔK_{eff} como parámetro que gobierna la velocidad de propagación de fisuras implica que solo el rango de carga asociado a la fisura completamente abierta provocaría daño en el material [41].

Antes de continuar, es importante aclarar que entre los estudios de propagación de fisuras por fatiga en AAM hay mucha discrepancia con respecto al rol de la transformación martensítica. Por ejemplo, Z. Mei *et al.*[32] indican en sus estudios que las aleaciones AISI 304L y 304LN no sufren transformación martensítica asociada a la fisura propagada por fatiga a temperatura ambiente, mientras que los trabajos de S. Kalnus *et al.*[42] y S. Biswas *et al.*[43] indican que estas aleaciones sí sufren de transformación martensítica debido a deformación asociada a la punta de la fisura. Lo mismo ocurre para la aleación AISI 304, en la que M. Kelestemur *et al.*[38] afirman que la transformación martensítica tiene importantes efectos sobre la velocidad de propagación en estos aceros, mientras que H. Staal *et al.*[44] no hacen alusión a este fenómeno en sus estudios de propagación de fisuras por fatiga. En el **anexo B** de este trabajo se pueden encontrar las variables que controlan el proceso de transformación martensítica por deformación. A través de estas variables se podrían explicar las discrepancias en estos resultados. Sin embargo, con la información encontrada en los trabajos publicados por estos autores es imposible dar certezas al respecto.

No se han encontrado demasiados trabajos que muestren la influencia de la relación de carga en los AIAM o en los aceros TRIP [32, 42, 44-45] sobre la velocidad de propagación. Se podría afirmar como conclusión general que el comportamiento macroscópico de estos aceros es similar al que muestran otras aleaciones metálicas, y en los estudios en los que se midió el cierre prematuro los autores concluyeron que no era una variable adecuada para explicar los efectos de la relación de carga al menos por sí sola. Los únicos autores que reportaron algunos estudios sobre la influencia de la relación de carga en la región cercana al umbral de propagación fue Z. Mei *et al.*[32].

3.2.4. Efecto del rango de tensiones $\Delta\sigma$ sobre la velocidad de propagación para un dado ΔK y R

Si damos por hecho que la ley de Paris es la herramienta adecuada para caracterizar la velocidad de propagación de fisuras, el $\Delta\sigma$ o la tensión nominal media ($(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$) es una variable que no debería mostrar influencias sobre la velocidad de propagación de fisuras para un dado ΔK y R . Sin embargo, en la revisión bibliográfica realizada se encontraron al menos tres estudios [37, 46-47] que muestran que ésta es una variable que influencia la velocidad de propagación de fisuras en chapas de espesor delgado de AIAM. Lo que se pueda mencionar acerca de estos estudios entran en el ámbito de las especulaciones debido a que las probetas usadas en estos estudios son tipo SENT, por lo que se requeriría de analizar con detenimiento el tipo de máquina y mordazas usadas en estos estudios, ya que estos elementos determinan las condiciones de carga aplicadas sobre las probetas. En el **Anexo C** de este trabajo se brinda una solución que podría explicar las incompatibilidades con respecto a los conceptos de la mecánica de fracturas observadas en estos estudios.

Como veremos más adelante, la utilización de una expresión adecuada para la cuantificación del valor del ΔK aplicado muestra que los resultados de los ensayos realizados en este trabajo son indiferentes del rango de tensiones para un ΔK y R dados.

3.3. Algunas hipótesis para explicar el efecto de la transformación martensítica sobre la velocidad de propagación de fisuras en aceros austeníticos metaestables

3.3.1. Influencia de la transformación martensítica en el campo de tensiones en la punta de la fisura

Estudios previos [32, 37, 46, 48-50] discuten sobre cómo la perturbación del campo de tensiones en la punta de la fisura por la deformación asociada con la transformación martensítica afecta la velocidad de propagación en aceros austeníticos metaestables. Por ejemplo, la transformación $\gamma \rightarrow \alpha'$ en el acero tipo AISI 304 involucra una expansión de volumen del $\sim 2\%$ [51-52] y un $\sim 10\%$ de deformación en corte [53].

La influencia de las tensiones compresivas inducidas en la punta de la fisura por la transformación martensítica puede explicarse cualitativamente de la siguiente forma. La expansión de un volumen generado por una transformación dilatante restringida en el entorno de un material elástico da lugar a una región en compresión. Si un volumen de un material que está sometido a un rango de tensiones cíclicas de tracción remota ($P_{max} - P_{min}$) sufre transformación expansiva, tanto la tensión máxima P_{max} como la tensión mínima P_{min} son reducidas por la tensión compresiva asociada a la transformación. Si la tensión mínima es grande y positiva como en el caso de relaciones de carga altas, la tensión compresiva inducida por la transformación no cambia la amplitud de tensiones, porque P_{max} y P_{min} son reducidas por la misma cantidad. Sin embargo, la relación de carga disminuye. Si P_{min} es pequeña y positiva ésta podría ser reducida a un valor negativo. Si se asume que la única fuerza impulsora para la propagación de fisuras es la parte positiva del ciclo de carga, en este caso la amplitud de tensiones es disminuida y la relación de carga se vuelve 0 o negativa. Este efecto es cualitativamente capaz de explicar la influencia de la transformación en la velocidad de propagación en fisuras en aceros austeníticos metaestables, y reconoce que el efecto es menos pronunciado a relaciones de carga R altas [32].

Si bien es difícil cuantificar el efecto de las tensiones residuales en la punta de la fisura, en trabajos previos se han hecho análisis tanto cualitativos como cuantitativos. Por ejemplo, E. Hornbogen en 1978 fue el primero que hizo un análisis cualitativo y semi-cuantitativo de la transformación induciendo tensiones de compresión en la punta de la fisura. Sus cálculos estimaron que las tensiones internas hidrostáticas inducidas por la transformación martensítica deberían ser de 3000 MPa en compresión, cosa que resulta irrazonable tal como fuera reconocido por el propio E. Hornbogen. Sin embargo, estas tensiones de compresión internas, fuesen del valor que fuesen, deberían disminuir las tensiones en tracción muy cerca de la zona delante de la punta de la fisura, donde la separación de las superficies de fractura realmente ocurre. El efecto de las tensiones residuales generadas por la transformación martensítica se puede ver de forma esquemática en la **Figura 3.4.**

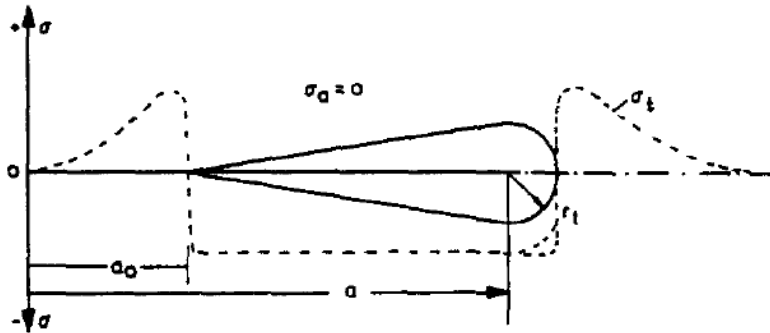


Figura 3.4. Representación esquemática de las tensiones externas σ_a y las tensiones internas inducidas por la transformación martensítica σ_t sobre la punta de la fisura a y las zonas aledañas. Aquí a_0 es la longitud de la entalla y r_t es la distancia límite donde las tensiones inducidas por la transformación martensítica cambian de signo [49].

El efecto de las tensiones residuales causa desviaciones del parámetro ΔK , pero la solución analítica de este problema no fue resuelta en el trabajo de la referencia [49]. Lo que plantearon fue una serie de curvas de da/dN vs. ΔK cualitativas en función de la temperatura, basadas en los datos experimentales de sus ensayos. Estas curvas fueron realizadas a distintas temperaturas debido a que este es un parámetro que condiciona la fracción volumétrica de transformación y en consecuencia el nivel de las tensiones residuales involucradas. Las curvas fueron planteadas a las siguientes temperaturas.

$T \gg M_d$: La propagación de fisuras por fatiga se realiza a una temperatura en la que la fase austenita es estable, curva punteada en la **Figura 3.5**

$T \gg M_s$: La propagación de fisuras por fatiga se realiza a una temperatura en la que la transformación martensítica tan solo disminuye la velocidad de propagación en la región a altos valores de ΔK . Línea continua de la **Figura 3.5 (c)**.

$T > M_s$: La propagación de fisuras por fatiga se realiza a una temperatura en la que la transformación martensítica tan solo disminuye la velocidad de propagación a valores medios de ΔK . Línea continua de la **Figura 3.5 (b)**.

$T \cong M_s$: La propagación de fisuras por fatiga se realiza a una temperatura en la que la transformación martensítica tan solo disminuye la velocidad de propagación a valores bajos y medio de ΔK . Si la extensión de la transformación martensítica deja de estar confinada a una zona cercana a la punta de la fisura y se hace extensiva a todo el material, la velocidad de propagación será mayor que en el acero con la fase austenita estable, tal como se ve en la línea continua de la **Figura 3.5 (a)**

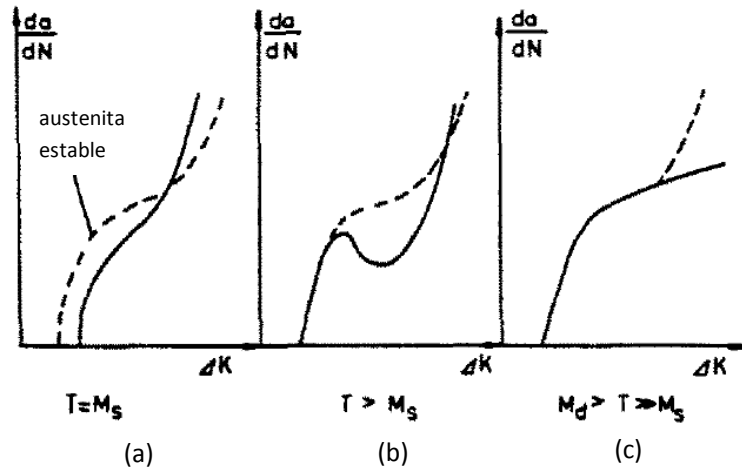


Figura 3.5. Curvas representativas de la influencia de la transformación martensítica sobre la velocidad de propagación, en función del porcentaje de transformación, que aumenta con la disminución de la temperatura[49].

En dos trabajos posteriores [37, 48] se midieron las tensiones residuales generadas por la transformación martensítica en la punta de la fisura de un AAM. En el trabajo escrito por G. Schuster *et al.*[37] se utilizaron strain gages con un área activa de 0.5mm x 0.6mm que fueron pegados justo frente a la punta de la fisura. Las mediciones fueron realizadas usando el procedimiento descrito en [54]. Sus resultados muestran que las tensiones residuales sufren un pico en el acero AISI 301 en comparación con el acero AISI 302 en el que la austenita es más estable. Este fenómeno sólo se observa a bajos valores de tensión media. En el acero AISI 301 a ciclos de tensión media elevada se observaron valores de tensiones residuales pequeños en comparación con los resultados para este acero a ciclos de tensión media baja. Esto fue atribuido al inicio de una sección de fluencia neta (carga máxima/área no fisurada) a altos valores de tensión media.

El estudio de este tema se trató de forma analítica en los trabajos de Z. Mei *et al.* [32, 55] basados en el análisis que realizó R. McMeeking *et al.* [56] para materiales cerámicos, en los que la resistencia se veía mejorada por una transformación de fase. El análisis de Z. Mei *et al.* plantea que la transformación martensítica genera fuerzas de compresión en la región de propagación. Estas fuerzas son proporcionales a la deformación volumétrica causada por el cambio de fase, al módulo elástico de la fase martensita, a un factor que tiene en cuenta la diferencia entre el módulo elástico de la martensita y la austenita y a un factor que tiene en cuenta las incoherencias en la interfase austenita martensita

El análisis continúa con el cálculo del factor de intensidad de tensiones generado por las tensiones residuales de la transformación martensítica. En este punto se realizaron dos análisis diferentes presentados en cada uno de los trabajos. En uno de los trabajos [55] el factor de intensidad de tensiones se calculó integrando el campo de tensiones generado por la transformación martensítica representado por dos fuerzas puntuales aplicadas en la superficie de la fisura. En este trabajo se usó una fisura central pasante como las de la probeta MT (probeta con fisura central pasante en tensión) [55]. Los resultados de este análisis están resumidos en la siguiente ecuación:

$$K_{tran} = \frac{e^T w E}{\sqrt{\pi(1 - \nu^2)} \sqrt{2\delta}} \quad 3.6$$

Aquí e^T es la deformación dilatante asociada a la transformación, w es el ancho de la zona transformada y δ la longitud de área transformada enfrente de la punta de la fisura. En el otro análisis [32] se utiliza el procedimiento de Eshelby para encontrar la tensión asociada a la transformación, y emplearon el método de las funciones de peso para evaluar el factor de intensidad de tensiones. Para hacer el cálculo del factor de intensidad de tensiones asociado a la transformación martensítica K_{tran} se requiere determinar el tamaño de la zona afectada por la transformación martensítica. Se considera que el contorno de transformación se corresponde con el contorno de la zona de fluencia del material que se puede calcular usando las tensiones equivalentes de Von-Mises, en deformación plana para este caso. Los resultados están expresados en la siguiente fórmula:

$$K_{tran} = -C\sqrt{wV_0} - \frac{2}{3}C\sqrt{w(V_i - V_0)} \quad 3.7$$

Aquí w sigue siendo el ancho de la zona transformada, solo que en este caso es igual a la altura máxima del contorno de fluencia σ_y alrededor de la punta de la fisura, V_0 y V_i son los porcentajes de martensita en el borde de la zona w y en la superficie de fractura, respectivamente. Finalmente, el valor de la altura w se re-calculó por medio de mediciones ópticas del perfil de la zona transformada. Los resultados mostraron que la zona transformada es proporcional al ΔK y a K_{max} . Z. Mei *et al.* propusieron la **Ecuación 3.8** para estimar el ancho de la zona transformada.

$$w = H(\Delta K - C)^2 \quad 3.8$$

Aquí H y C son constantes que depende de K_{max} . Los resultados de los análisis de Z. Mei *et al.* fueron interpretados de forma tal que la expresión K_{tran} es una fuerza impulsora que inhibe la apertura de la fisura en caso de que este término no sea superado. Sin embargo, los resultados de las mediciones de cierre prematuro K_{cl} no coinciden con la **Ecuación 3.7**. A partir de esto interpretaron que la tensión de transformación generada por la transformación martensítica no es una componente que se pueda observar macroscópicamente, sino que más bien es una componente local, mientras que las mediciones de cierre prematuro incluyen componentes macroscópicas como la rugosidad o la plasticidad. De este análisis estimaron que la fuerza impulsora que se debería usar para relacionar la velocidad de crecimiento de la fisura podría ser estimada como:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - \max\{K_{min}, K_{cl}, K_{tran}\} \quad 3.9$$

3.3.2. Influencia en la da/dN del endurecimiento por deformación

Una de las características más notables de los AAM es su elevado coeficiente de endurecimiento por deformación. Esta característica de los AIAM ha sido usada por [29, 31, 57] para intentar explicar la disminución en la da/dN de estos aceros con respecto a aceros similares.

Se han propuesto multitud de modelos (ver **anexo A**) para predecir la velocidad de propagación de fisuras para ciclos de amplitud constante en términos de ΔK . De acuerdo con el Simposio sobre propagación de fisuras de la ASTM en 1966 [58], hay dos formas de ver qué causa el crecimiento de fisuras por fatiga. Unas se centran en el proceso de deslizamiento plástico en la punta de la fisura y las otras en la acumulación de daño.

A. Head [59] propuso un modelo del tipo de acumulación de daño en el que asume que el material delante de la punta de la fisura endurecía por deformación hasta que su ductilidad era agotada y ocurría la fractura. Su modelo muestra que la da/dN varía de la siguiente forma:

$$\frac{da}{dN} \propto \frac{1}{(\sigma_{UTS} - \sigma_y)} \quad 3.10$$

Teniendo como base el modelo de A. Head, Pineau *et al.* [31] realizaron ensayos a dos temperaturas diferentes en un AAM, con el fin de crear condiciones para poder evaluar la influencia del endurecimiento por deformación. Los ensayos se realizaron a una temperatura por encima de Md y otra por debajo. Bajo estas características de ensayo, el modelo de A. Head predice que la relación propuesta por la **Ecuación 3.10** es 3 veces mayor para los ensayos alta temperatura. Sin embargo, la comparación de los resultados experimentales de da/dN entre los ensayos a alta y baja temperatura muestran que la velocidad de propagación llega ser de hasta 20 veces más rápida en los ensayos a alta temperatura.

En los modelos de deslizamiento de la punta de la fisura, toda la deformación plástica ocurre en la punta de fisura en sí misma. La da/dN debería ser del orden de la mitad del CTOD (crack tip opening displacement):

$$\frac{da}{dN} \approx 0.5(CTOD) = 0.5 \left(\frac{K^2(1-\nu)}{\sigma_y E} \right) \quad 3.11$$

Sin embargo, esta relación rara vez ocurre en materiales policristalinos en el rango de validez de la MFLE. El incremento de longitud por ciclo es solo una pequeña fracción del CTOD. La discrepancia es atribuida a que en la región de Paris no toda la deformación plástica en la punta de la fisura contribuye al avance de ésta, mientras que si lo hace el CTOD. En palabras de Kuo *et al.* [60] cierta parte de la deformación plástica contribuye al redondeo de la fisura y otra parte lo hace al avance de la fisura.

K.M. Lal [61] propuso un modelo usando los conceptos de Tomkins [62] para incluir el efecto del endurecimiento por deformación. El modelo de Tomkins se puede incluir entre los que basan el crecimiento de la fisura en el proceso de deslizamiento en la punta de la misma, y considera que la velocidad de crecimiento de fisuras por fatiga es proporcional a la deformación plástica cíclica y a la zona plástica cíclica ($da/dN \propto \Delta \epsilon_p \cdot r_{pc}$). K.M. Lal obtuvo una expresión conceptualmente similar a la de Paris:

$$\frac{da}{dN} = \frac{0.5U^{1+n} w^{0.5(1-n-\frac{1}{n})}}{\left(\frac{k_z}{\sqrt{\pi}}\right)^{\frac{1}{n}} \sigma_y^{1+n}} \left[\frac{\left(\sqrt{\frac{a}{w}}\right)^{(1-n)n}}{\left(\sqrt{\frac{a}{w}}\right)\left(1-\frac{a}{w}\right)} \right]^{\frac{1}{n}} (\Delta K)^{\left(1+n+\left(\frac{1}{n}\right)\right)} \quad 3.12$$

Aquí w es el ancho de la probeta, U es función del cierre prematuro de la fisura, σ_y es la tensión de fluencia, n es el coeficiente de endurecimiento por deformación cíclico y k_z es el coeficiente de resistencia cíclica. Este modelo tiene como característica que predice un aumento en la pendiente en la curva de da/dN vs. ΔK con el aumento en el coeficiente de endurecimiento por deformación cíclico. Los resultados que predeciría este modelo contrastan con los resultados de por ejemplo el estudio [31][32]. Esta contradicción no implica necesariamente que el modelo de K. Lal sea inapropiado para estimar la da/dN en materiales metálicos. En los AAM su fuerte endurecimiento por deformación no parece ser la característica adecuada para explicar su baja da/dN en comparación con otras aleaciones metálicas. En términos del modelo de K. Lal, los efectos de la transformación martensítica son más dominantes sobre la da/dN para AAM que los efectos del endurecimiento por deformación

3.3.3. Influencia de la existencia de una microestructura dual phase en la punta de la fisura

Efecto de la microestructura en la región de Paris

De acuerdo con lo encontrado en la literatura resulta muy difícil discernir el efecto de la microestructura en la velocidad de propagación en la región de Paris. Por ejemplo, en ciertos libros como el de S. Suresh [28], o en revisiones bibliográficas como la de S. M. Beden [63], se menciona que el efecto de la microestructura en la región de Paris es pequeño. De acuerdo con J. Petit [33-35] los resultados en probetas de aluminio, titanio y acero en ambientes inertes, muestran que la velocidad de propagación de fisuras es casi independiente de la composición de la aleación, la microestructura (cuando no induce la localización de la deformación en el frente de la fisura), el tamaño de grano, la tensión de fluencia y que el factor predominante es el módulo de Young. En consecuencia, la mayoría de los cambios observados en la región de Paris para las diferentes aleaciones en un ambiente inerte están relacionadas con el cambio en el módulo de Young y con el cierre prematuro. En particular, C Richards *et al.* [64], quien realizó estudios en un mismo acero al carbono con diferentes microestructuras, señaló que aunque no hubo excepcionales diferencias en la da/dN para todos los aceros con diferente microestructura, las velocidades más bajas estaban asociados con los aceros con superficies de fractura con estriaciones. La conclusión del estudio de C. Richards *et al.*, es que conviene desde el punto de vista metalúrgico diseñar materiales que promuevan mecanismo de fractura por estriaciones en las que se eviten los mecanismos de fractura cuasi-estáticos.

Una de las hipótesis que se podría utilizar para explicar la baja velocidad de propagación de fisuras por fatiga en los AAM es la existencia de una microestructura doble fase en el camino de la fisura. Para comprobar este supuesto se han realizado estudios como el de A. Pineau *et al.*[31], en los que se compara la velocidad de propagación para una misma aleación de Fe-Ni con estructura austenítica y con una con estructura martensítica. Los resultados muestran que la velocidad de propagación es 10 veces mayor para la estructura martensítica que para la austenítica para un $\Delta K = 28 \text{ Mpa}\sqrt{m}$. Pero, para un $\Delta K = 44 \text{ Mpa}\sqrt{m}$, la da/dN es significativamente mayor en el acero austenítico. Además, en este estudio se comparó la da/dN en un mismo AAM por encima de M_d y por debajo de M_d . Los resultados se pueden ver en la **Figura 3.6** y ponen en evidencia la superioridad del AIAM a temperatura de transformación. Mei *et al.*[32] compararon la velocidad de propagación en un mismo AAM en estado austenítico y otro rolado en frío para crear una estructura doble fase. Sus resultados muestran que la velocidad de propagación en el acero trabajado en frío es inferior a temperatura de transformación, y prácticamente igual a una temperatura de no transformación. Por esto se puede concluir irrefutablemente que, en la región de Paris, la disminución en la velocidad de propagación de los AAM está relacionada con la transformación martensítica por tensión y/o deformación en la punta de la fisura. Más abajo se verá que una conclusión similar es válida para la propagación de fisuras en la región I.

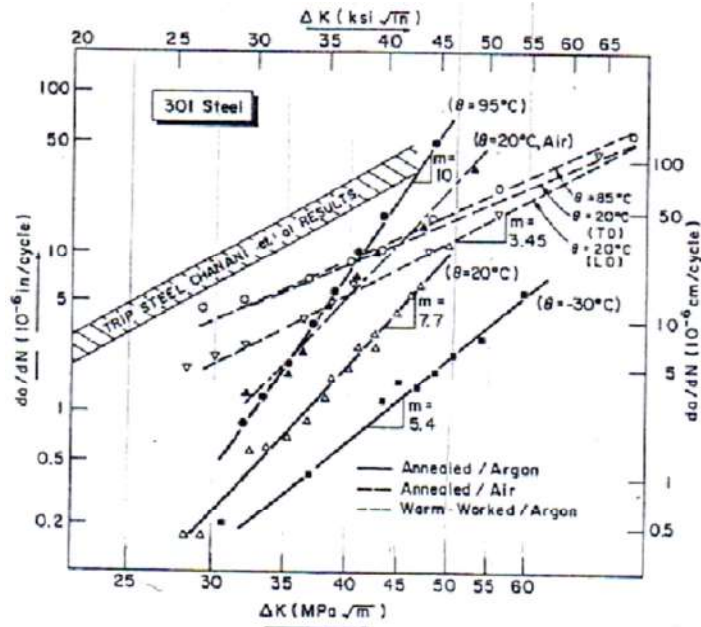


Figura 3.6. Curva de velocidad de propagación de fisuras en la región de Paris para una aleación de AAM, en función de la temperatura de realización de los ensayos [31].

Efecto de la microestructura en la región I de propagación de fisuras

La transformación martensítica crea una región bifásica de interfaces coherentes que de acuerdo A.K. Vasudevan *et al.* favorecen un modo de deslizamiento planar (ver sección **A.1.1** del **Anexo A**). Basados en este supuesto, Z. Mei *et al.*[32] hicieron ensayos en la región del umbral para un AAM pre-deformado con el fin de crear una estructura bifásica antes de ensayarlo a fatiga. Los resultados mostraron que el factor de intensidad de tensiones umbral ΔK_{th} era menor para la estructura pre-

deformada con respecto a la que tenía una estructura austenítica inicialmente. Esto es un indicador de que la disminución en la da/dN en los AAM se debe a la transformación martensítica que ocurre durante el proceso de fatiga. El efecto de la transformación martensítica parece ser superior al efecto del modo de deslizamiento de las dislocaciones frente a la punta de la fisura, ya que de acuerdo a J.B Vogt *et al.*[65] el nitrógeno favorece un mecanismo de deslizamiento planar. Los estudios de Z. Mei *et al.*[32] mostraron que las aleaciones sin nitrógeno aunque con austenita menos estables tuvieron mayor ΔK_{TH} que las aleaciones con nitrógeno aunque con austenita más estable.

3.3.4. Influencia de la transformación martensítica en la desviación del camino de la fisura y en la velocidad de propagación

De acuerdo con S. Suresh [66-67] las deflexiones en el camino de la fisura, con respecto al camino ideal, pueden causar un aumento en la resistencia a la fractura de los materiales. Esto es causado por los siguientes 3 efectos:

- Para una misma longitud de fisura proyectada, se debe gastar más energía para propagar una fisura con camino en zigzag que para una fisura que se propaga en línea recta.
- Durante la etapa de descarga, incluso pequeñas deflexiones en el camino de la fisura pueden causar un fenómeno de cierre prematuro, que engrandece los fenómenos producidos por la deflexión en el camino de la fisura.
- Si se habla de una fisura propagada en Modo I, una deflexión en el camino de la fisura causa una disminución del factor de intensidad de tensiones efectivo para la misma longitud de área proyectada. Este análisis fue realizado por S. Suresh utilizando la MFLE, utilizando una configuración como la mostrada en la **Figura 3.7** y que se describe a continuación.

Para una fisura con una inclinación de longitud $b \gg r_p$, y un ángulo α , bajo la interacción de cargas que causan apertura de la fisura en modo I y II (ver **Figura 3.7**), el factor de intensidad de tensiones locales es estimado de la siguiente forma:

$$\begin{aligned} k_I &= a_{11}(\alpha)K_I + a_{12}(\alpha)K_{II} \\ k_{II} &= a_{21}(\alpha)K_I + a_{22}(\alpha)K_{II} \end{aligned} \quad \mathbf{3.13}$$

Donde K_I y K_{II} son el factor de intensidad de tensión de fisuras para una fisura de una longitud equivalente al área proyectada de la fisura con la deflexión, y los valores de los coeficientes que representan el aporte del ángulo de inclinación están dados por las siguientes formulas:

$$\begin{aligned} a_{11}(\alpha) &= \frac{1}{4} \left(3 \cos \frac{\alpha}{2} + \cos \frac{3\alpha}{2} \right) \\ a_{12}(\alpha) &= -\frac{3}{4} \left(\sin \frac{\alpha}{2} + \sin \frac{3\alpha}{2} \right) \\ a_{21}(\alpha) &= \frac{1}{4} \left(\sin \frac{\alpha}{2} + \sin \frac{3\alpha}{2} \right) \\ a_{22}(\alpha) &= \frac{1}{4} \left(\cos \frac{\alpha}{2} + 3 \cos \frac{3\alpha}{2} \right) \end{aligned} \quad \mathbf{3.14}$$

En sus estudios Z. Mei *et al.*[32] muestran que cuando existe un área de zona transformada frente a la punta de la fisura suficientemente grande, la fisura tiende a extenderse entre las placas de martensita provocando un camino de fisura en zigzag. Haciendo uso de las ecuaciones de S. Suresh predicen una disminución del 67% en la velocidad de propagación de fisuras con respecto a una propagación en camino recto. Sin embargo, la reducción en la da/dN en los ensayos experimentales debido a la transformación martensítica es de 4 veces, por lo que este fenómeno no podría explicar completamente la disminución en la da/dN [32].

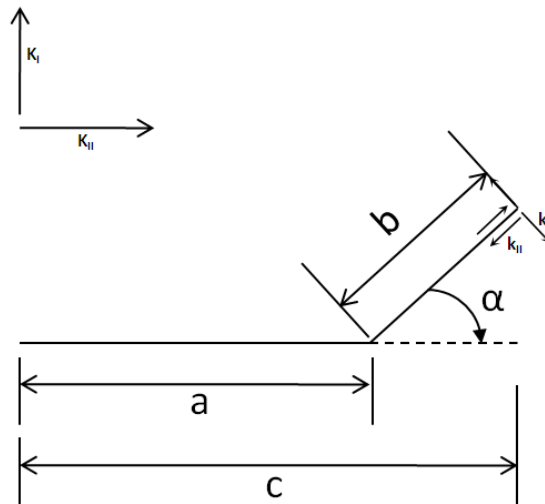


Figura 3.7. Representación esquemática de una fisura con una inclinación en un ángulo α .

Capítulo IV

Investigación Experimental. Descripción de Resultados.

4.1. Introducción

Siendo el objetivo de este trabajo el estudio de los mecanismos de crecimiento de fisuras por fatiga en AAM, una parte importante de esta investigación se dedicó al desarrollo de una metodología experimental que permitiera relacionar la velocidad de propagación, con la evolución microestructural y física observada en la zona de la fisura y su entorno.

La metodología experimental usada en este estudio se podría resumir en estas 3 tareas:

- Caracterización de la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en AAM para diferentes configuraciones de carga y procesos de fabricación.
- Análisis de la relación entre el avance de la fisura y la microestructura.
- Análisis de las superficies de fractura.

4.2. Procedimiento experimental

4.2.1. Mecanización de las probetas, electropulido y pegado del Krak gage® (procedimiento pre-ensayo)

Los ensayos de propagación de fisuras por fatiga (FCG, fatigue crack growth) se hicieron en probetas tipo SENT (Probeta con entalla lateral simple, cargada en tracción). La **Figura 4.1** muestra de forma esquemática una probeta SENT típica. Las probetas SENT de estos estudios fueron obtenidas a partir de diferentes chapas de 25cm y 84cm, éstas eran mecanizadas en una máquina de corte por chorro de agua con un diseño particular que permitía la colocación del clip gage, como se pueden ver en la **Figura 4.2** y **Figura 4.3**. La preparación final de la punta de la entalla se hacía con una hoja de sierra especialmente preparada para este procedimiento. Luego que las probetas eran mecanizadas, se las preparaba para el electro-pulido de una de las caras de la probeta, los detalles del electropulido se pueden ver en el **anexo F**. Luego las probetas se pulían mecánicamente en la otra cara hasta un nivel intermedio con el fin de pegar los Krak gages® [68], con cuidado de no rayar en lo posible la cara ya electropulida.

4.2.2. Ensayos de fatiga

Los ensayos de FCG fueron realizados en una máquina Instron modelo 8801 de 100 kN de capacidad de carga, con mordazas hidráulicas para muestras planas, **Figura 4.2**. Los detalles del cálculo del factor de intensidad de tensiones ΔK para probetas tipo SENT con agarre tipo empotramiento se pueden ver en el **Anexo D**. En ese anexo pueden encontrarse las expresiones desarrolladas y propuestas para el cálculo del ΔK . Los ensayos se realizaron con lazo de control cerrado y controlados por un programa que se realizó en entorno Labview. La adquisición de datos automática. La medición de la longitud de la fisura se realizó con sensores Krak gages®, que trabajan con caída de potencial y cuyo fundamento teórico está explicado en [69]. La resolución comprobada para la medición de la longitud de la fisura es de 0.02mm para el KG-B20 cuya longitud máxima es de 19.999 mm [70]. La longitud de la fisura también fue medida utilizando un método basado en la compliancia de la probeta, la que fue calculada usando la medición de la fuerza aplicada en la probeta en función del desplazamiento de la boca de la fisura (COD, crack opening displacement), medido con un clip gage. El mismo método fue a su vez aplicado utilizando un strain gage en la parte posterior lateral de la probeta, **Figura 4.3 (b)**. Para más detalles de los procesos de medición, ver **Anexo E**.

Se realizaron más de 60 ensayos de fatiga en probetas de AIAM. Cerca de 30 de ellos fueron de prueba, de calibración o de puesta a punto de las diferentes técnicas y los procedimientos de ensayos utilizados. Se utilizaron probetas de espesores de 1mm y de 1.5 mm, anchos de 35 mm y de 40 mm, y longitudes de 74 mm y 160 mm entre los soportes de agarre. En la **sección 4.3** se puede observar en detalle las características de los ensayos realizados



Figura 4.1. *Probeta Tipo SENT (por sus siglas en inglés Single edge notch tension specimen).* La probeta de esta figura muestra condiciones de carga uniforme sobre los bordes, a diferencia, de las probetas utilizadas en estos estudios en las que se la sometía condiciones de desplazamiento uniforme sobre los bordes.



Figura 4.2. Máquina servo-hidráulica marca Instron de 10 kN de capacidad de carga.

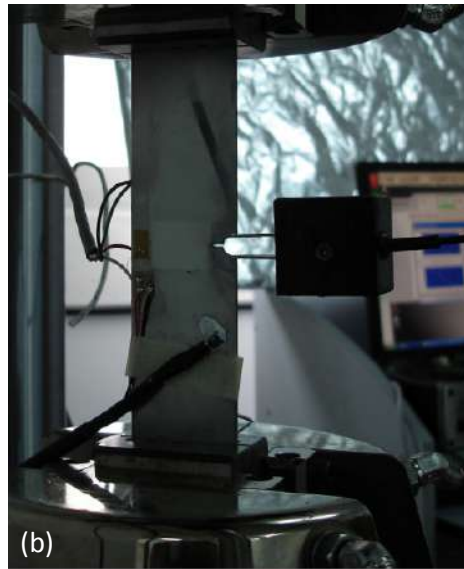
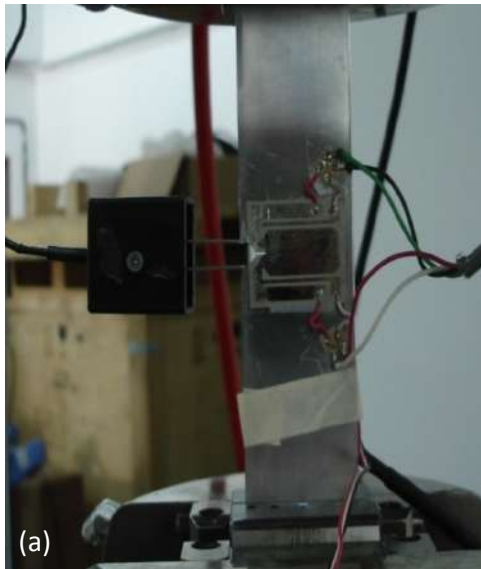


Figura 4.3. Probetas utilizadas para los ensayos de propagación de fisuras por fatiga, **(a)** junto con el clip gage y un etiqueta Krak gage[®] usada durante los ensayos, **(b)** mostrando la zona electropulida y un strain gage.

4.2.3. Metalografía, indentación y análisis de las superficies de fractura (procedimiento post-ensayo)

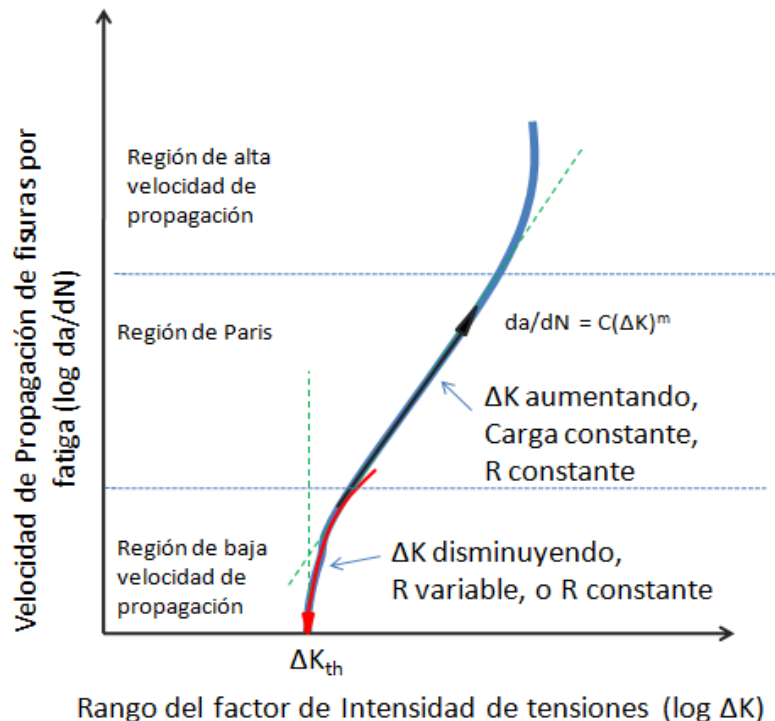
Después de que las probetas se ensayaban, a estas se las marcaba con indentaciones con el fin de poder medir ópticamente la longitud de la fisura, siguiendo el procedimiento descrito en el **anexo E sección E.2**. Finalmente, algunas de las probetas se usaban para observar el perfil de propagación y se atacaban químicamente para revelar la martensita transformada alrededor de la punta de la fisura, y otras se volvieron a la máquina de fatiga para ser fracturadas y poder observarse las superficies de fractura en el microscopio electrónico de barrido.

4.3. Ensayos de propagación de fisuras por fatiga y determinación de la velocidad de crecimiento, da/dN .

Se realizaron 2 tiras de ensayos:

A) Ensayos en los que se propaga una fisura a una relación de carga y rango de carga constante (son los generalmente usados para evaluar la velocidad de propagación en la región intermedia del crecimiento de fisuras, o región de Paris, región II en la **Figura 4.4**.)

B) Ensayos en los que se disminuye la carga a medida que aumenta la longitud de fisura a fin de disminuir paulatinamente la fuerza impulsora para el crecimiento y alcanzar el umbral de propagación de fisuras largas (ver ΔK_{th} en **Figura 4.4**).



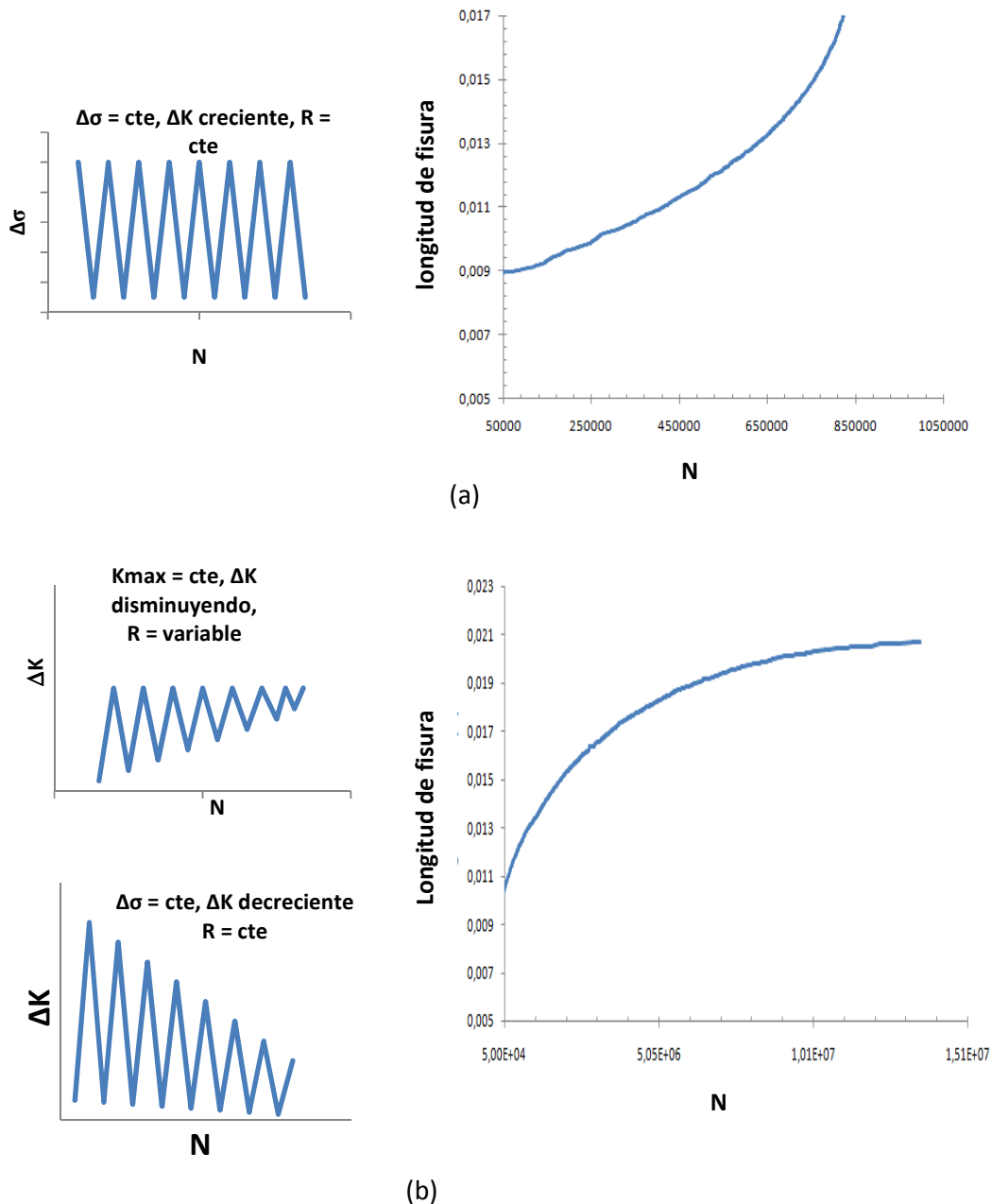


Figura 4.4. Representación esquemática de la variación de la carga a través de los ensayos de propagación de fisuras, junto con la representación de la curva de longitud de fisura versus número de ciclos. **(a)** Ensayo realizado en la región intermedia del crecimiento de fisuras por fatiga (región de Paris). **(b)** Ensayo realizado en la región cercana al umbral de propagación.

Los ensayos de fatiga fueron realizados a una frecuencia de 10Hz y 20Hz con onda sinusoidal. En la región de Paris se realizaron ensayos a la misma relación de carga pero con diferente rango de tensiones para evaluar tanto el efecto rango de tensiones, como el efecto de la cantidad de martensita transformada alrededor de la fisura sobre la velocidad de propagación de fisuras por

fatiga, **sección 4.4.1.1**. La relación de carga es una de las variables mecánicas fundamentales analizadas en este trabajo.

La influencia de la relación de carga fue también extensamente analizada en la región del umbral de propagación de los aceros austeníticos. En esta región también se analizó la influencia de la velocidad de la caída de la fuerza impulsora (ΔK) en la definición del umbral de propagación. Ésta es una variable que está siendo actualmente investigada por el subcomité E08.06 de la ASTM ya que se ha visto que bajo ciertas condiciones las velocidades recomendadas se tornan no conservativas. La singularidad de los estudios realizados en el presente trabajo ameritaba analizar la influencia de esta variable.

Además de ensayar probetas en estado recocido, se ensayaron probetas en estado laminado en frío con un 40% de predeformado. En esta última condición se utilizaron probetas con dirección de laminado paralela (T-L) y perpendicular (L-T) a la entalla. A diferencia de las probetas en estado recocido en las que se hicieron ensayos en chapas de 1mm y 1.5mm de espesor, las chapas predeformadas tenían todas 1.5 mm de espesor. En esta condición se evaluaron las mismas variables que en las chapas recocidas, solo que en este caso teniendo en cuenta la dirección de laminado. Se esperaba que el efecto del laminado tuviera gran influencia principalmente en la región cercana al umbral de propagación, ya que en esta zona los efectos de la variables microestructurales cobran gran importancia [28].

Además de la comparación entre los resultados de los ensayos en estado recocido y laminado en frío, se hicieron ensayos en la región de Paris a temperatura de 80°C, con el fin de buscar condiciones donde la transformación martensítica no fuera tan extensiva, utilizando temperaturas no tan elevadas como para degradar las propiedades mecánicas del material. El objetivo de estos ensayos fue el de cuantificar de manera empírica la influencia de la transformación martensítica sobre la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en este material.

Las características de los principales ensayos realizados están resumidas en la **Tabla 4.1**. Donde puede verse la relación de carga R, el rango de carga aplicado ($P_{\max} - P_{\min}$), la longitud de la entalla inicial, el tipo de ensayo realizado, el ancho de la probeta ensayada, y el valor de la velocidad de caída de carga para los ensayos a ΔK decreciente. ΔK se varió de acuerdo a la **Ecuación 4.1** [71].

$$\Delta K = \Delta K_o \exp[c(a - a_o)] \quad 4.1$$

Donde ΔK_o es el valor del rango del factor de intensidad de tensiones al inicio del ensayo, y a_o es el valor de la longitud de fisura al inicio del ensayo.

La **Tabla 4.1** muestra las configuraciones de los 31 ensayos más importantes realizados y analizados en las siguientes sesiones y capítulos. En esta tabla las denominaciones L, NL, NNL, T, UL y L#G hacen referencia a chapas de 1mm en estado recocido, la denominación TD es para ensayos en probetas pre-deformadas de 1.5 mm de espesor con dirección de laminado perpendicular a la entalla, la LD para ensayos en probetas pre-deformadas de 1.5 mm de espesor y dirección de laminado paralela a la entalla, y la denominación EL para chapas recocidas de 1.5 mm de espesor.

Tabla 4.1.Características de los principales ensayos de FCG realizados.

Nro	Probeta	Material **	Espesor Chape [mm]	Orientación Probeta	R ($\sigma_{min}/\sigma_{max}$)	Δ Carga (P_{max} - P_{min})	Longitud Entalla [mm]	Tipo Ensayo	W Ancho [mm]	C
1	NL2	R	1	-	0.5	2625	8.729	Δ Carga Cte	35	-
2	NL3	R	1	-	0.1	2625	8.600	Δ Carga Cte	35	-
3	NL4	R	1	-	0.1	1815	13.817	Δ Carga Cte	35	-
4	NL6	R	1	-	0.3	1890	14.020	Δ Carga Cte	35	-
5	NL7	R	1	-	0.7	2625	8.927	Δ Carga Cte	35	-
6	NL9	R	1	-	0.1	variable	9.777	Δ Kdecreasing	40	-0.08
7	L3G	R	1	-	0.5	variable	11.55	Δ Kdecreasing	40	-0.065
8	NNL4	R	-	-	0.7	variable	9.088	Δ Kdecreasing	35	-0.055
9	NNL7	R	1	-	0.7	variable	8.897	Δ Kdecreasing	35	-0.09
10	NNL1	R	1	-	0.5	variable	8.912	Δ Kdecreasing	35	-0.08
11	UL2-3	R	1	-	0.3	variable	9.736	Δ Kdecreasing	40	-0.12
12	NL10	R	1	-	Kmax=cte	variable	8.917	Δ Kdecreasing	40	-0.1
13	UL1	R	1	-	Kmax=cte	variable	9.653	Δ Kdecreasing	40	-0.1
14	LD14	P	1.5	T-L	0.1	2700	13.715	Δ Carga Cte	35	-
15	TD5	P	1.5	L-T	0.1	4140	8.561	Δ Carga Cte	35	-
16	TD4	P	1.5	L-T	0.3	3500	8.414	Δ Carga Cte	35	-
17	TD5	P	1.5	L-T	0.5	4140	8.561	Δ Carga Cte	35	-
18	LD13	P	1.5	T-L	0.5	2400	13.171	Δ Carga Cte	35	-
19	TD3	P	1.5	L-T	0.1	variable	8.799	Δ Kdecreasing	40	-0.08
20	LD3	P	1.5	T-L	0.1	variable	8.953	Δ Kdecreasing	40	-0.075
21	LD1	P	1.5	T-L	0.3	variable	8.500	Δ Kdecreasing	40	-0.08
22	TD1	P	1.5	L-T	0.5	variable	8.455	Δ Kdecreasing	40	-0.08
23	LD10	P	1.5	T-L	0.7	variable	8.706	Δ Kdecreasing	35	-0.08
24	EL1	R	1.5	-	0.1	4200	9.423	Δ Carga Cte	35	-
25	EL6*	R	1.5	-	0.1	3600	9.415	Δ Carga Cte	35	-
26	EL5*	R	1.5	-	0.5	3500	8.960	Δ Carga Cte	35	-
27	TD15-1*	P	1.5	T-L	0.1	4500	8.911	Δ Carga Cte	40	-
28	TD15-2*	P	1.5	T-L	0.5	2500	16.52	Δ Carga Cte	40	-
29	L6	R	1	-	-0.1	2520	13.536	Δ Carga Cte	35	-
30	T3	R	1	-	0.5	2100	14.379	Δ Carga Cte	35	-
31	TD6	P	1.5	T-L	Kmax=cte	variable	8.516	Δ Kdecreasing	35	-0.11

* Ensayos realizados a temperatura de 80°C. ** R: Recocido P: Pre-deformado (40%)

La propagación de de fisuras por fatiga en la región de crecimiento estable es un proceso que está fenomenológicamente muy bien descrito por la teoría de C. Laird de “redondamiento y afilamiento” [72], Sin embargo, éste es un proceso que está descrito de mejor manera como un crecimiento muy localizado y el frente de fisura no avanza uniformemente a lo largo de todo el frente de avance [57]. Esto hace que las curvas de avance de la fisura versus el número de ciclos no sean funciones diferenciablemente continuas³ y por la tanto la determinación de la pendiente de esta curva no pueda ser descrita por una función continua. Por esta razón se pueden encontrar en la literatura trabajos dedicados al desarrollo de métodos para la determinación de la velocidad de propagación de fisuras por fatiga [73-75].

La **Figura 4.5** muestra un ejemplo de una curva obtenida para este trabajo, de los valores de longitud de fisura medidos en función del número de ciclos utilizando un Krak Gage[®] y el método de la compliancia.

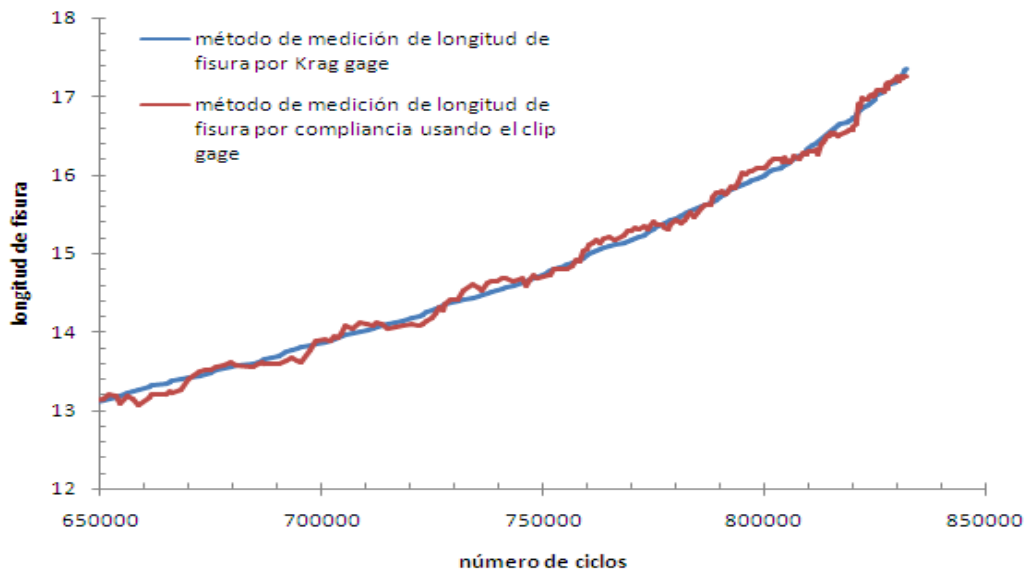


Figura 4.5. Longitud de fisuras versus el número de ciclos.

³El hecho de que las curvas de longitud de fisura versus número de ciclos no sean funciones diferenciables continuas también está relacionado con la dificultad de medir directamente la propagación de una fisura por fatiga, por lo que, generalmente, se usan mediciones indirectas para obtener este valor. Sin embargo, rara vez estos métodos son fáciles de implementar, o la medición de estas variables indirectas requiere de equipos específicos. Por ejemplo, en el método de la medición de la longitud de la fisura en función de la compliancia de la probeta, los valores de longitud de fisuras determinados por este método son oscilantes, como se puede ver en la **Figura 4.5**, y resultan en valores de da/dN con características ruidosas. El método de medición de la longitud de fisura por caída de potencial con corriente continua implica corrientes muy elevadas para obtener precisión en la medición de la longitud de la fisura, con la desventaja de que corrientes elevadas pueden provocar calentamiento de la probeta, mientras que las corrientes pequeñas son fuertemente influenciadas por los ruidos eléctricos.

Como se puede apreciar en la **Figura 4.5**, el método de medición de longitud de fisura por Krak gage[®] arroja resultados más estables y precisos que el método de la compliancia. Sin embargo, en un número importante de ocasiones, y por diferentes razones inherentes al material y al ensayo, al Krak gage[®] o a su pegado, el sistema mostró inestabilidades eventuales y/o puntuales que debieron ser salvadas utilizando las mediciones realizadas por el método de la compliancia. Este segundo método (o método de respaldo), si bien no tan preciso como el primario, es más seguro, lo que permitió recuperar ensayos que de otra manera deberían haber sido descartados.

En este trabajo se utilizó el método directo de determinación de la velocidad de propagación, el cual implica usar una regresión lineal para ajustar datos consecutivos de longitud de fisura vs. número de ciclos por medio de una recta cuya pendiente corresponde a la velocidad de propagación.

4.4. Resultados de los ensayos usando el rango del factor de intensidad de tensiones

4.4.1. Región intermedia del crecimiento de fisuras por fatiga (región de Paris)

4.4.1.1. Análisis crítico de los resultados preliminares

La **Figura 4.6** muestra la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en el acero austenítico AISI 301LN en chapas de 1mm de espesor en estado recocido a temperatura ambiente, correspondientes a ensayos realizados a tres diferentes valores de R y diferentes niveles del rango de tensiones $\Delta\sigma$. Para todos los ensayos, la velocidad de crecimiento de fisura (da/dN), aumenta con el aumento del ΔK aplicado y con el aumento de R. Las curvas muestran una tendencia que puede ser considerada como lineal con una pendiente positiva y constante para todos los valores de R considerados, si analizamos las curvas da/dN vs. ΔK en una doble escala logarítmica. Matemáticamente esta descripción corresponde a la ley de Paris, **Ecuación 4.2**, donde C y m son constantes que dependen sólo de la relación de carga, para un mismo material bajo las mismas condiciones de ensayo.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad 4.2$$

De acuerdo con la **Ecuación 4.2**, la única variable independiente en ensayos de propagación de fisuras es el ΔK para una R dada, tal como se pudo comprobar para este material en estado recocido. En la **Figura 4.6** puede verse que la curva de velocidad de propagación de fisuras vs. ΔK es indiferente al cambio del rango de tensiones. Esto queda bien evidenciado si se comparan, en términos del número de ciclos, los resultados de los ensayos 2 (NL3, a R = 0.1 y $\Delta P = 2.6$ KN) y 3 (NL4, a R = 0.1 y $\Delta P = 1.8$ KN). Estos ensayos se iniciaron a un mismo valor del rango del factor de intensidad de tensiones y a la misma relación de carga, pero, con diferentes rangos de tensiones. Las fisuras se propagaron hasta un ΔK de $30.34\text{MPa}\sqrt{m}$ y de $28.87\text{MPa}\sqrt{m}$ respectivamente. Si ajustamos la curva da/dN vs. ΔK del ensayo NL4 usando la ley de Paris y obtenemos sus constantes C y m, se puede integrar la **Ecuación 4.2** para obtener el número de ciclos que tardaría la probeta NL4 para llegar al mismo ΔK de la probeta NL3. La integración a realizar se puede ver en su forma completa en la **Ecuación 4.3** :

$$N = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m} = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta\sigma Y)^m} \quad 4.3$$

Dónde:

$$Y = 0.6609 \left(\frac{a}{w}\right)^2 + 0.2933 \left(\frac{a}{w}\right) + 0.1072$$

Donde w es el ancho de la probeta, a_0 es la longitud de fisura inicial, a_f es la longitud de fisura para el ΔK final, $\Delta\sigma$ es el rango de tensiones aplicadas y las constantes son $C = 2.812E-10$ y $m = 3.49$. Si se resuelve esta integral, se encuentra que la diferencia entre los números de ciclos totales para ambos ensayos es de tan solo del 4%. Entre estos ensayos hay una diferencia del 31% en el rango de tensiones

En todo caso no era ilógico pensar que en estos aceros se podía ver una influencia del rango de tensiones en la velocidad de propagación, ya que algunas referencias [45] indican que el aumento en la resistencia a la propagación de fisuras de estos aceros está dado por la fracción de austenita transformada frente a la punta de la fisura. En este caso la influencia del rango de tensiones estaría dada por el hecho de que hay mayor cantidad de austenita transformada a martensita a una mayor longitud de fisura propagada, sin importar el valor del ΔK aplicado ni el R, tal como puede verse en el esquema de la **Figura 4.6**. El análisis de las zonas de transformación martensítica en el acero de este estudio se llevara a cabo en el **Capítulo 5**, y los cálculos del aumento de la resistencia a la propagación de fisuras por fatiga debido a la transformación martensítica se harán en el **Capítulo 6**.

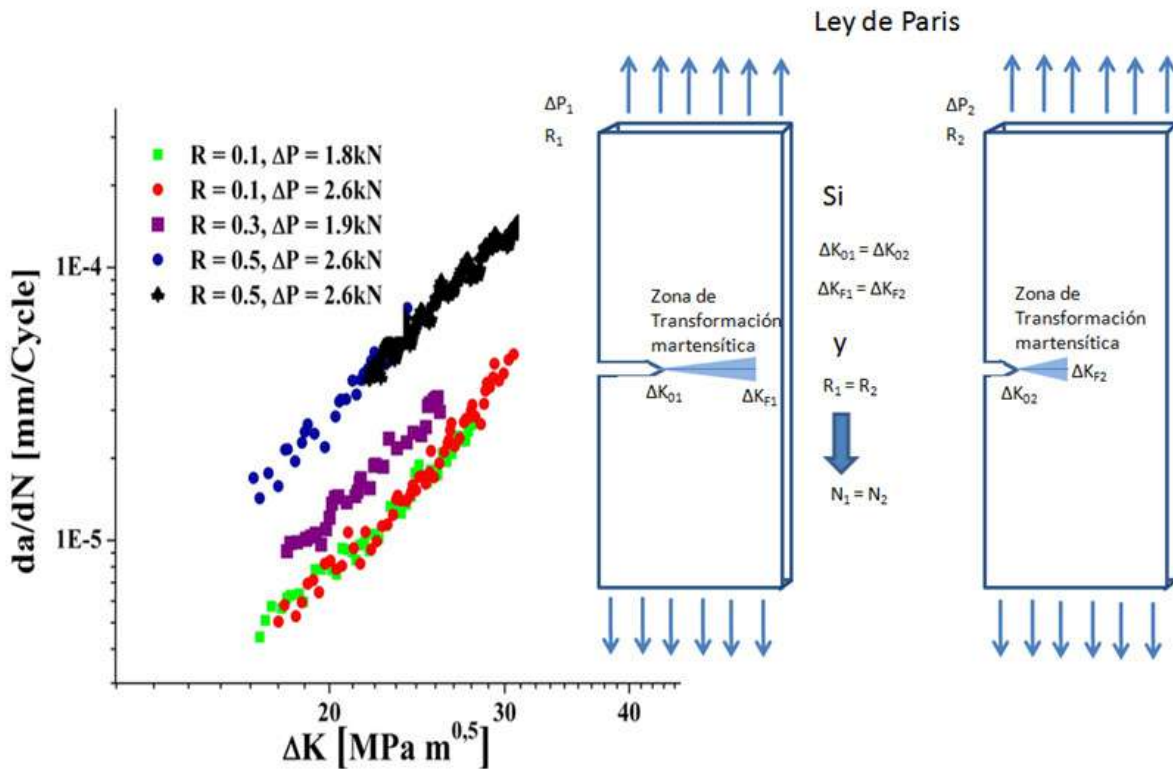


Figura 4.6. Velocidad de Propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones para diferentes relaciones de carga para el AISI310LN en estado recocido en chapas de 1mm de espesor a temperatura ambiente.

En el **Anexo D** se brinda un análisis alternativo a la influencia de la tensión media que se encontró documentada en la literatura para chapas de espesor delgado de AAM. En nuestro caso quedó demostrado que utilizando una expresión adecuada para la cuantificación de la fuerza impulsora, los resultados no muestran ser influenciados por el rango de tensiones para un ΔK y R dados. Es decir que, para una dada relación de carga, la relación entre el ΔK y da/dN es indiferente de $\Delta\sigma$.

4.4.1.2. Estudio de la influencia de la predeformación en frío (40%).

En la **Figura 4.7** se compara el efecto del pre deformado sobre la velocidad de propagación de fisuras por fatiga a diferentes valores de relación de carga R. Los resultados muestran que la velocidad de propagación es, por ejemplo para un $\Delta K \approx 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, entre 3.5 y 5 veces más rápida en el acero predeformado que en el recocido. Por otro lado, el efecto de la relación de carga fue un poco mayor en los aceros en estado recocido que en los aceros predeformados, si comparamos los ensayos en términos del rango del factor de intensidad de tensiones.

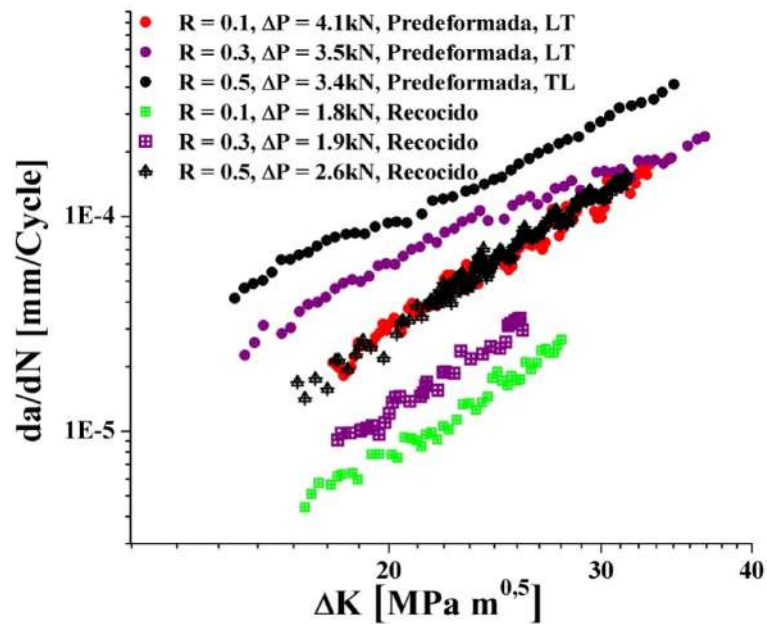


Figura 4.7. Velocidad de propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones para diferentes relaciones de carga para el AISI310LN en estado recocido en chapas de 1mm de espesor y en el pre-deformado en chapas de 1.5 mm de espesor.

4.4.1.3. Influencia de la orientación de la probeta

Antes de ensayar las probetas en condición de laminado en frío, existía cierta incertidumbre con respecto al efecto del sentido de laminación, ya que los estudios de S. Biswas *et al.*[43] mostraban que para el acero AISI 304LN⁴ la velocidad de propagación de fisuras era influenciada por esta variable, sobre todo a medida que se disminuía el rango del factor de intensidad de tensiones. De hecho este comportamiento no debería ser sorprendente ya que el acero AISI 301LN predeformado

⁴ Se debe ser muy cuidadoso a la hora de evaluar la bibliografía existente con respecto a la transformación martensítica de los AIAM, ya que de acuerdo al trabajo Z.MeI *et al*[32] el acero AISI 304LN bajo ensayos de propagación de fisuras por fatiga no es metastable a temperatura ambiente, sin embargo, en el estudio de S. Biswas *et al*[43], esta misma aleación transforma martensíticamente a temperatura ambiente.

es ligeramente anisotrópico [76], al menos en lo que se refiere a su curva característica tensión-deformación. La **Figura 4.8** muestra el efecto del sentido de laminación para chapas pre deformadas, ensayadas a diferentes relaciones de carga. Se puede observar que la orientación de la fisura respecto del sentido de laminación no tiene un efecto marcado sobre la velocidad de propagación, por lo que esta variable no será considerada en los análisis siguientes. De igual manera que en los ensayos en estado recocido, tampoco se observó el efecto del rango de tensiones para un mismo ΔK y R .

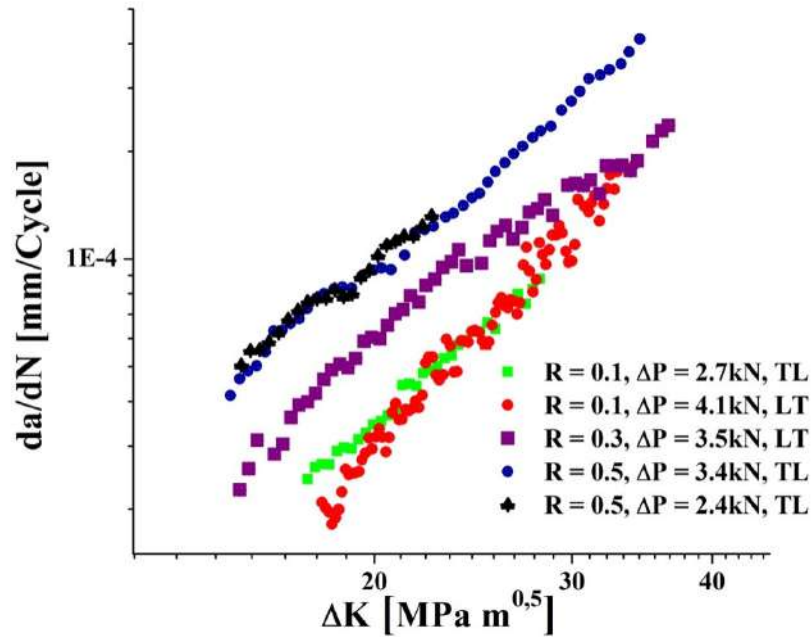


Figura 4.8. Velocidad de Propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones para diferentes relaciones de carga para el AISI310LN laminado en frío (pre-deformado, 40%).

4.4.1.4. Influencia de la estabilidad de la austenita.

También se ensayaron probetas de AISI 301LN predeformado y recocido en condiciones de austenita estable ($80^{\circ}C$, en una condición más estable que a temperatura ambiente). En la **Figura 4.9** pueden verse los resultados, que muestran un aumento en la velocidad de propagación con el aumento de la estabilidad de la austenita (aumentando la temperatura de $24^{\circ}C$ a $80^{\circ}C$). La comparación directa de estos resultados muestra que para el acero recocido, las pendientes de las curvas se mantienen constantes, mientras que para el acero predeformado la velocidad de propagación difiere a bajos ΔK aplicados pero tiende a los mismos valores que a baja temperatura para ΔK altos. Se le atribuye la diferencia de velocidad de propagación entre el acero recocido de 1mm de espesor y el acero de 1.5 mm de espesor, a la diferencia en la altura de la zona de transformación martensítica entre estas 2 condiciones, tal como se observó experimentalmente. Se considera que la diferencia de alturas de la zona de transformación martensítica, se debe a la diferencia de triaxialidad entre las 2 condiciones, tal como se puede encontrar en algunos estudios que muestran que la transformación martensítica es dependiente del estado tensional [9], sin embargo, se requieren de estudios complementarios para poder evaluar esta hipótesis.

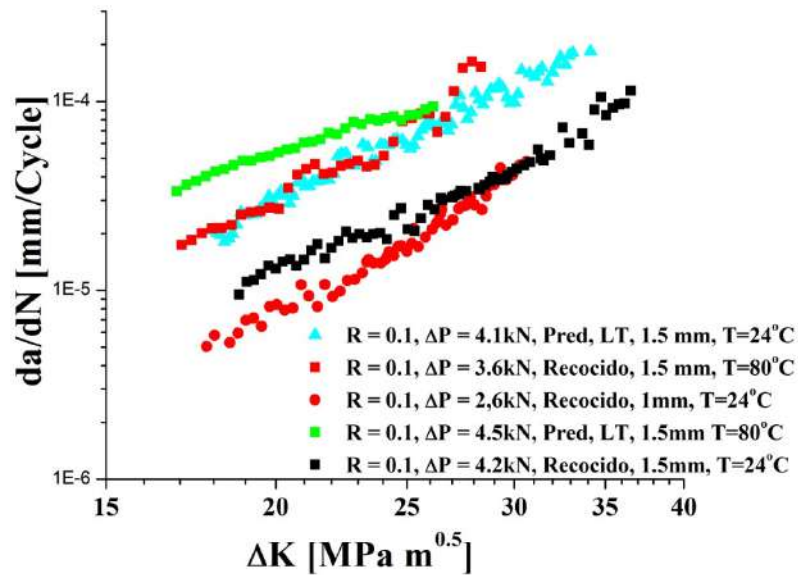


Figura 4.9. Velocidad de Propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones para diferentes temperaturas para el AISI310LN en estado recocido y laminado en frío (pre-deformado, 40%).

4.4.2. Crecimiento de fisuras por fatiga en la región cercana al umbral de propagación ΔK_{th}

4.4.2.1. Material en estado recocido

Lo primero que vale la pena destacar con respecto al estudio de la propagación de fisuras por fatiga en la región del umbral de propagación en chapas de espesor delgado de AAM es que, de acuerdo con la revisión bibliográfica realizada, no hay estudios previos en esta zona. Si bien esto es algo positivo ya que simplemente con caracterizar esta zona se está avanzando en el estudio del fenómeno de daño en la región cercana al umbral de propagación, esta falta de información bibliográfica hace difícil conocer de antemano las variables que tienen mayor relevancia en la velocidad de propagación en esta zona y tener referencias para comparar.

La **Figura 4.10** muestra la influencia de la relación de carga y de la velocidad de caída de la carga C en el umbral de propagación de fisuras largas. Se puede ver que la única característica común que comparten los diferentes ensayos es que la velocidad de caída de carga no afecta la velocidad de propagación en esta región. Luego puede distinguirse que las curvas parecen tener un valor de umbral muy similar a una relación de carga de hasta 0.5. Superando esta barrera presentan otro umbral cuyo valor es casi la mitad del umbral de propagación a bajas relaciones de carga. Esto evidencia una anomalía respecto de la tendencia general observada en metales, donde el umbral de propagación disminuye en forma continua a medida que aumenta la relación de carga R , e indica claramente la existencia de un mecanismo complejo en la definición de dicho umbral.

Los valores del rango del factor de intensidad de tensiones en el umbral, ΔK_{th} , son relativamente altos, particularmente a bajas relaciones de carga, en comparación con otras aleaciones de aceros austeníticos e incluso otras aleaciones ferrosas. Sin embargo, es un resultado que no es inesperado, en concordancia con las tendencias que se muestran en la tabla de la **Figura 4.10**, donde se observa que en estudios en los que se evaluó la velocidad de propagación cerca del umbral en probetas de relativamente gran espesor de AAM en estado metaestable se obtuvieron valores de umbral de propagación altos. Lo mismo ocurre para AAM a temperatura de no transformación martensítica pero en chapas de espesor delgado.

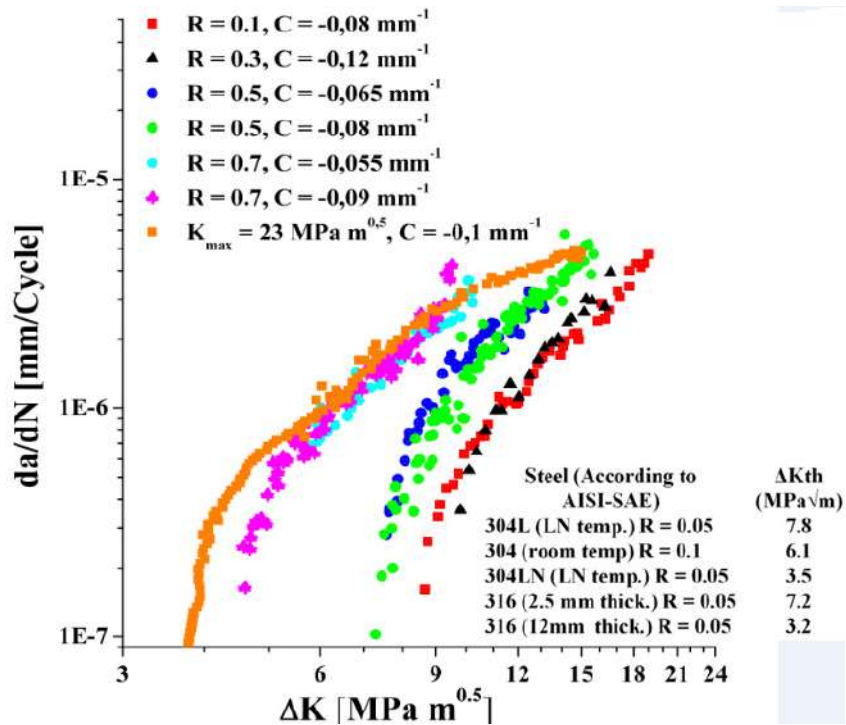


Figura 4.10. Velocidad de propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones para diferentes relaciones de carga para el AISI 310LN recocido en la región cercana al umbral de propagación de fisuras largas.

4.2.2.2. Material predeformado en frío, 40%

Está muy bien documentado el hecho de que el rango del factor de intensidad de tensiones está estrechamente ligado a la microestructura del material (ver, por ejemplo, R.O. Ritchie [77]). Aunque en cuanto a lo que se refiere a los efectos del laminado en frío, R. Pippan [78] mostró que para el hierro ARMCO, el ΔK_{th} es prácticamente igual tanto para un estado laminado en frío como para un estado recocido. A pesar de que la conclusión de R. Pippan parezca contradictoria con la de R.O. Ritchie, si prestamos mucha atención a la literatura, se puede concluir que en cuanto a los efectos de la microestructura en el umbral de propagación de fisuras largas son únicos para cada aleación y difícilmente extrapolables.

En la **Figura 4.11** se observa la curva de da/dN vs ΔK para diferentes configuraciones de carga en la región cercana al umbral de propagación para el AISI 301LN predeformado. Se puede observar cómo el valor del umbral del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK_{th} disminuye con el aumento de la relación de carga hasta $R = 0.5$. A partir de este valor el ΔK_{th} es prácticamente independiente de la relación de carga. De hecho, a partir de los $10 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ la velocidad de propagación parece ser independiente de la relación de carga si se mantiene por encima de $R = 0.5$.

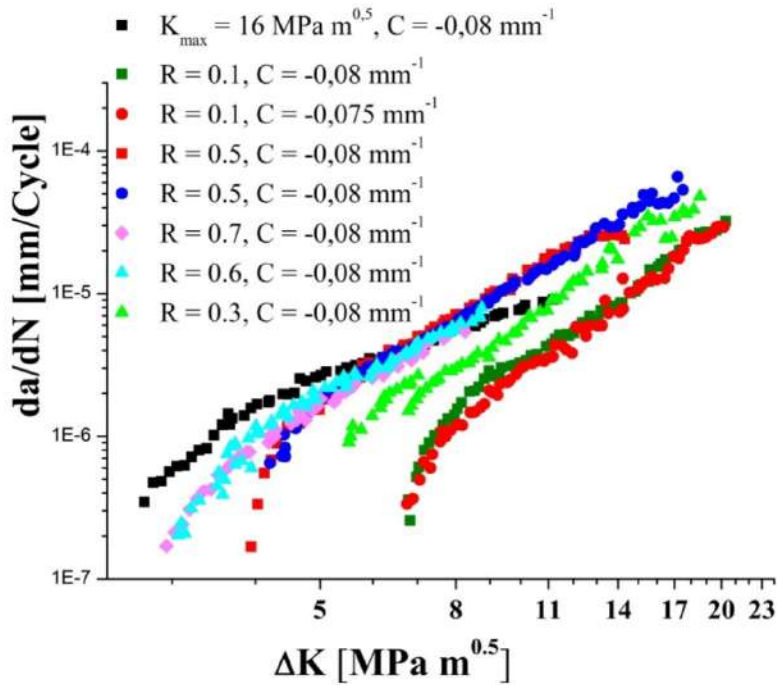


Figura 4.11. Velocidad de propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones para diferentes relaciones de carga para el AISI310LN pre-deformado (40%) en la región cercana al umbral de propagación de fisuras largas.

4.5. Resultados de los ensayos en función del factor de intensidad de tensiones efectivo, ΔK_{eff}

4.5.1. Región intermedia del crecimiento de fisuras por fatiga. Optimización de la medición del cierre prematura de las fisuras.

Tal como se menciona en el **anexo A** de este trabajo, existe una gran variedad de situaciones donde el factor de intensidad de tensiones nominal difiere del factor de intensidad de tensiones efectivamente aplicado a la punta de la fisura, siendo el fenómeno más estudiado como responsable de esas variaciones el mecanismo de cierre prematuro de la fisura (crack closure) [40]. Al ya muy elaborado sistema de adquisición y post-procesado de datos utilizado para la medición del cierre prematuro, (ver **Anexo C**), se tuvo que agregar la utilización de diversas metodologías para la determinación del nivel de carga de apertura total de la fisura, y diversos modelos para la estimación del ΔK efectivamente aplicado en función del cierre prematuro de la fisura.

Siguiendo las recomendaciones de la norma ASTM E647 – 08^{e1} [71] para ensayos de propagación de fisuras, se calculó la carga de apertura de la fisura usando un offset del 2% según el mismo método que se propone en esa norma. La **Figura 4.12.** muestra los resultados de la determinación de la carga de apertura usando este offset para los ensayos realizados en el acero recocido en la región de Paris para las diferentes relaciones de carga (solo se observó cierre prematuro para los ensayos a $R = 0.1$ y 0.3). En la figura se observa que la carga de apertura es altamente variable a lo largo del avance de la fisura, y que, por ejemplo, para el ensayo a $R = 0.1$ y $\Delta P = 2.6\text{kN}$ la variabilidad representa entre el 25% y el 35% de la carga efectiva. También se puede observar que la relación S_o/S_{max} , **Figura 4.12 (b)** (relación de carga de apertura sobre carga máxima, que para muchas aleaciones como por ejemplo la del trabajo de Schijve [79] o Singh *et al.* [80], es proporcional a la relación de carga) es independiente de la relación de carga. De hecho ni siquiera es consecuente con modelos más avanzados utilizados para la determinación del cierre prematuro [81], que indican que hay una disminución en la relación S_o/S_{max} con el aumento de tensión aplicada para una misma relación de carga.

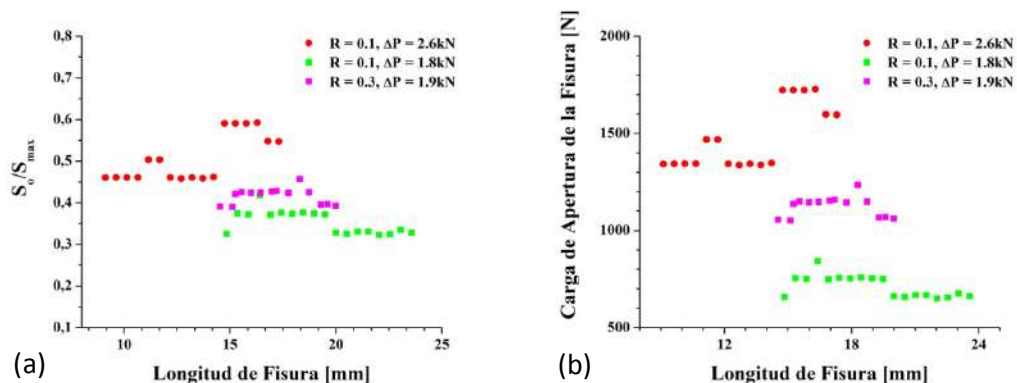


Figura 4.12. carga de apertura de la fisura en función del avance de la fisura para diferentes relaciones de carga, usando un criterio de offset del 2%, (a) en función de la tensión de apertura, (b) en función de S_o/S_{max} .

Debido al hecho de que el criterio del 2% de offset de la ASTM resultó bastante inapropiado para caracterizar el comportamiento de las fisuras en la aleación AISI 301LN de este estudio, tal como se puede observar más adelante, se decidió estimar la tensión de apertura haciendo una pequeña modificación al método de la norma ASTM que consiste en usar el promedio de la pendiente de carga y descarga en vez de usar tan solo la pendiente de carga en la variación de los segmentos, y usando otras metodologías más modernas, y con offsets un poco más laxos. La segunda metodología usada en este trabajo para la determinación de la tensión de apertura fue la propuesta por Ji-Ho Song *et al.* [82-83], que es una metodología implementada específicamente para corregir los inconvenientes que surgen de la norma ASTM. Este método está basado en el hecho de que el cierre prematuro no es un fenómeno que aparezca periódicamente cada 5% de la curva carga desplazamiento, tal como se podría apreciar de la norma ASTM. Además permite corregir otra de las limitaciones del método propuesto por la ASTM que es no poder evaluar el cambio en la pendiente de la curva carga desplazamiento a muy bajos niveles de carga.

La **Figura 4.13** muestra dos ejemplos de curvas de carga versus la apertura de la boca de la fisura (COD, crack opening displacement) del ensayo Nro 2 (ver **Tabla 4.1.**) realizado a $R = 0.1$ y $\Delta P = 2.6$ KN. Puede verse cómo se estima el punto de apertura de la fisura a partir de los diferentes criterios que serán presentados en este trabajo: ASTM Offset y Extended ASTM Offset. La curva de la izquierda es la curva de carga versus desplazamiento de la boca de la fisura (COD), y la de la derecha la de carga versus el offset, entendiendo al offset como el punto en el que la linealidad de la curva carga-COD cambia lo suficiente como para considerar que hay contacto entre las superficies de la fisura.

Suponiendo la validez de un modelo de un único parámetro, si el cierre prematuro de la fisura fuera el mecanismo responsable de los efectos de la relación de carga, se tendría que obtener una única curva para todas las relaciones de carga, y debería poder modelarse su comportamiento a través de una ecuación similar a la **Ecuación 4.4:**

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad 4.4$$

Dónde:

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad 4.5$$

En las secciones siguientes se aplicará este concepto para intentar explicar la influencia de la relación de carga R en los materiales estudiados.

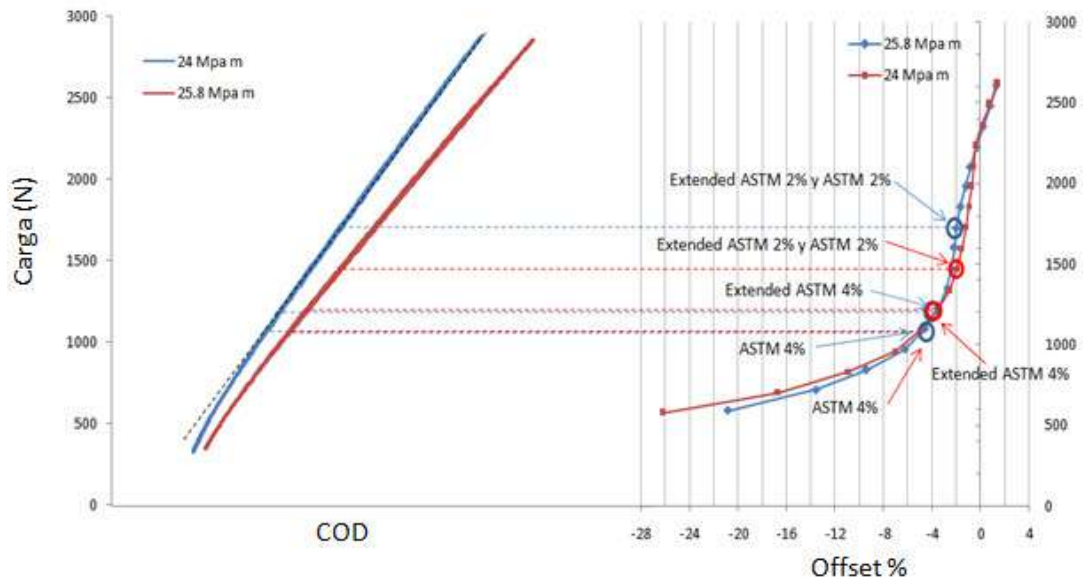


Figura 4.13. Análisis de dos curvas de carga versus la apertura de la boca de la fisura (COD) obtenidas del ensayo Nro 2 (ver Tabla 4.1., $R = 0.1$ y $\Delta P = 2.6$ kN, para un $\Delta K = 24$ MPa \sqrt{m} y 25.8 MPa \sqrt{m}).

4.5.2. Resultados del análisis del ΔK_{eff} como fuerza impulsora para la propagación de fisuras en la región de Paris

Si usamos los datos de carga de apertura de la fisura obtenidos a partir de las diferentes metodologías implementadas en este trabajo, y usamos el ΔK_{eff} propuesto por W. Elber como fuerza impulsora, obtenemos los resultados de la **Figura 4.14**. para el acero recocido en la región de Paris.

La primera conclusión obtenida a partir de los resultados de la **Figura 4.14**, es que no se puede considerar al ΔK_{eff} como parámetro para caracterizar la velocidad de propagación usando un offset del 2%, ya que por lo menos para el ensayo a $R = 0.1$ y $\Delta P = 2.6$ kN no establece una relación de correspondencia única entre velocidad de propagación y ΔK_{eff} (ver **Figura 4.14 (a)**), Por el contrario, si se usa un criterio de offset al 4% (ver **Figura 4.14 (b)**), se mejora ostensiblemente la correlación entre las curvas de propagación de fisuras para diferentes relaciones de carga. De hecho le da sentido al ΔK_{eff} como fuerza impulsora para el avance de la fisura. Si se comparan los resultados obtenidos con el mismo offset pero con el método del offset extendido de ASTM propuesto por Ji-Ho Song *et al.*[82], (ver **Figura 4.14 (c)** y **(d)**), se puede señalar que no hay gran diferencia entre los 2 métodos para un mismo porcentaje de offset.

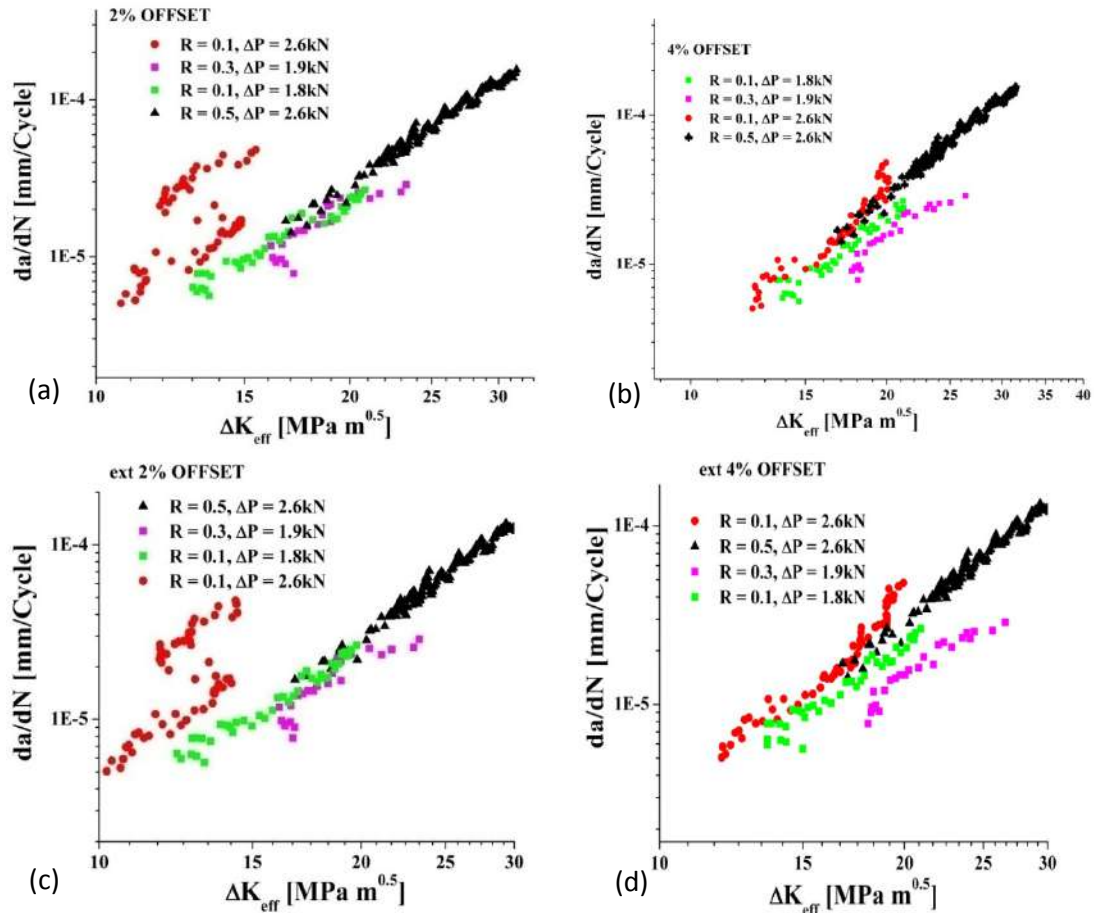


Figura 4.14. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del ΔK efectivo estimado para el acero en estado recocido usando (a) propuesta de la ASTM con un 2% de Offset (b) propuesta de la ASTM con 4% de offset (c) extended ASTM offset 2% (d) extended ASTM offset 4%.

Dado que la estimación que mejor correlaciona los efectos de la relación de carga sin incurrir en grandes excesos computacionales fue la que se obtuvo usando el método de la ASTM con un 4% de offset, los resultados de la medición del cierre prematuro se hará para todos los casos, región de umbral y de Paris para el acero recocido y el pre-deformado, usando esta metodología.

La **Figura 4.15** muestra la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del ΔK efectivo estimado usando la propuesta de la ASTM con un 4% de offset para el AISI 301 LN pre-deformado a temperatura ambiente. Aunque no se vea explícitamente en la **Figura 4.15**, las mediciones de la tensión de apertura mostraron una variabilidad similar a la que se observó en los ensayos de la aleación recocida. En este caso el fenómeno de cierre prematuro sólo se pudo medir a una relación de carga de $R = 0.1$.

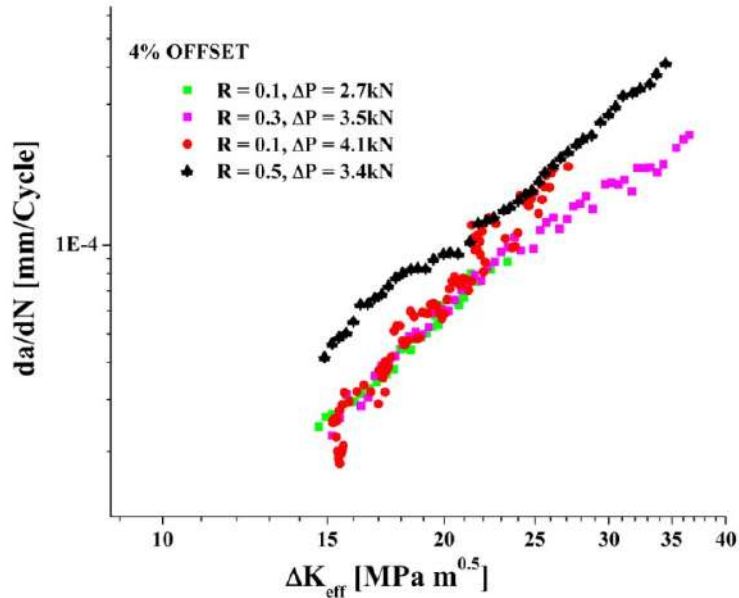


Figura 4.15. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del ΔK efectivo estimado usando la propuesta de la ASTM con un 4% de offset para el AISI 301 LN pre-deformado a temperatura ambiente.

Debido a algunas dificultades técnicas no se pudo evaluar continuamente el cierre prematuro en los ensayos a alta temperatura. Por esta razón se prefirió no trazar sus curvas de velocidad de propagación de fisuras. Sin embargo, las mediciones obtenidas durante todo el ensayo están resumidas en la **Tabla 4.2**. Se puede ver que acorde a las mediciones realizadas, la relación S_o/S_{max} para esta aleación es independiente de la estabilidad de la austenita y del predeformado. De hecho, la comparación directa entre el ensayo a $R = 0.1$ recocido a temperatura ambiente, y el ensayo a $R=0.1$ recocido a 80°C indican que no hay diferencias en el nivel de cierre prematuro pese a la diferencia en la temperatura.

Tabla 4.2. Relación de carga de apertura de la fisura sobre carga máxima para diferentes ensayos realizados en probetas de 1.5 mm de espesor y dos temperaturas diferentes

	R = 0.1 Pre-deformado T = 80°C	R = 0.1 Pre-deformado T = 24°C	R = 0.1 Sin deformación T = 80°C	R = 0.1 Sin deformación T = 24°C
S_o/S_{max}	0.24-0.28	0.28-0.33	0.24-0.28	0.24-0.28

De la misma manera que el cierre prematuro ha sido usado para explicar los efectos de la relación de carga, ha sido usado también por muchos autores para explicar el efecto de las variables microestructurales sobre la velocidad de propagación [84]. En este caso, si graficáramos para una misma aleación la curva ΔK_{eff} vs. da/dN , se debería cumplir la ley establecida por la **Ecuación 4.4**. Sin embargo, esto no se cumple para este material al menos para las condiciones ensayadas en este

estudio, tal como se puede apreciar en la **Figura 4.16.**, que compara resultados obtenidos para los dos materiales (recocido y predeformado).

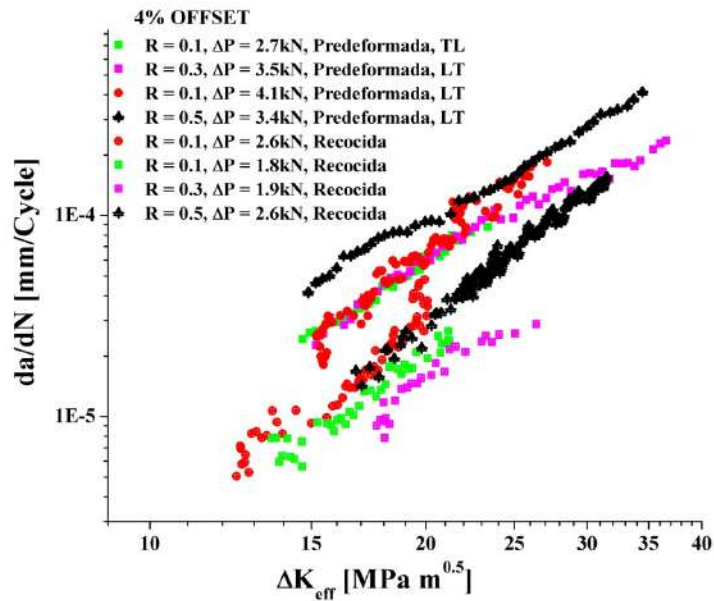


Figura 4.16. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del ΔK efectivo estimado usando la propuesta de la ASTM con un 4% de offset para el AISI 301 LN en estado recocido y predeformado a temperatura ambiente.

4.5.3. Crecimiento de fisuras por fatiga en la región cercana al umbral de propagación

Con lo que respecta a la determinación de la tensión de apertura de la fisura en la región cercana al umbral de propagación, la situación resulta diferente a la observada en la región de Paris. En la **Figura 4.17** se observa cualitativamente cómo el cierre prematuro de la fisura aumenta proporcionalmente a medida que el ΔK se va acercando hacia el umbral ΔK_{th} , llegando a ser del orden del 90% en la relación S_o/S_{max} , en ensayos como el realizado a $R = 0.3$ y 0.5 .

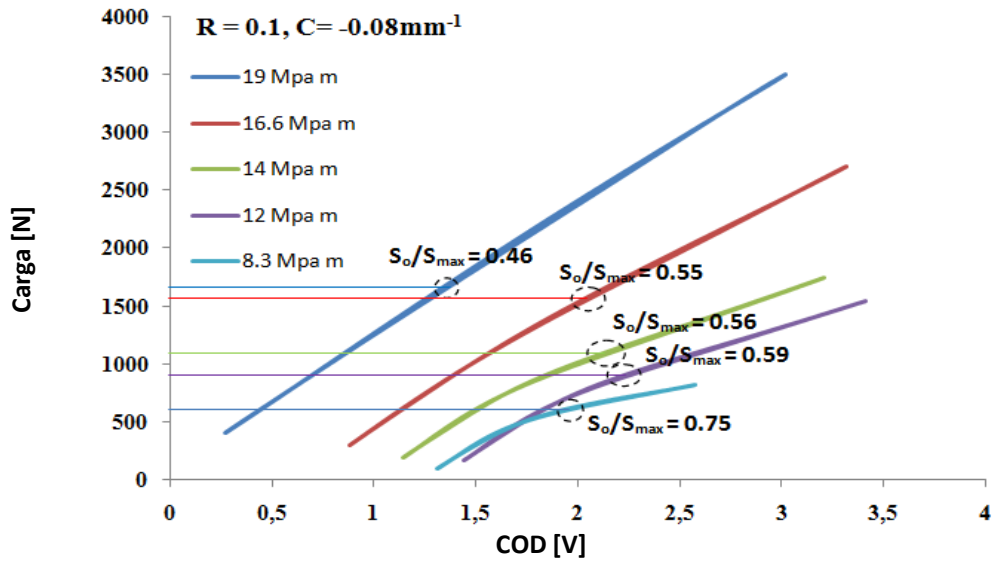


Figura 4.17. Curvas de carga vs desplazamiento de la boca de la fisura, en función del factor de intensidad de tensiones ΔK para un ensayo realizado a relación de carga constante. La constante de conversión para el desplazamiento es de 0.01 mm/V.

La **Figura 4.18** muestra dos aspectos muy interesantes de la variación del cierre prematuro en la región del umbral. El primer aspecto está relacionado con el hecho de que no siempre se pudo observar una relación directa entre S_{op}/S_{max} y el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK para una misma relación de carga, como se puede ver en la **Figura 4.18** para $R = 0.5$. Esto implica que si la velocidad de propagación tuviera una relación directa con el ΔK , no la tendría con el ΔK_{eff} . El segundo aspecto está relacionado con la pequeña variación de la carga de apertura P_{op} , del orden de entre 0.02 y el 0.04 en la relación P_{op}/P_{max} . Si bien esta variación es muy pequeña, es la responsable de que las curvas da/dN vs. ΔK_{eff} no se vean tan continuas como se ven las curvas de da/dN vs. ΔK , tanto en la región cercana al umbral de propagación como en la región de Paris. Esto se ve claramente comparando las **Figura 4.10** y **4.19**.

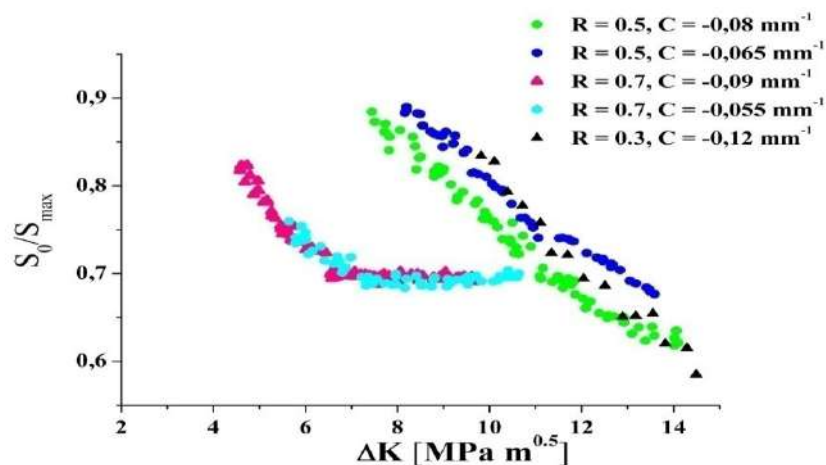


Figura 4.18. Variación de la relación S_0/S_{max} en ensayos realizados a una relación de carga constante, pero con diferentes características de caída de carga, para ensayos realizados en el acero en estado recocido.

Finalmente, en la **Figura 4.19** se puede observar la correlación obtenida usando el ΔK_{eff} para las curvas obtenidas en la región cercana al umbral de propagación en el material recocido. Vemos que usando los conceptos del cierre prematuro las curvas tienden a acercarse. Sin embargo, todavía no es posible unir las curvas en una única curva y por lo tanto el cierre prematuro por sí solo no puede explicar la influencia de la relación de carga R en este material.

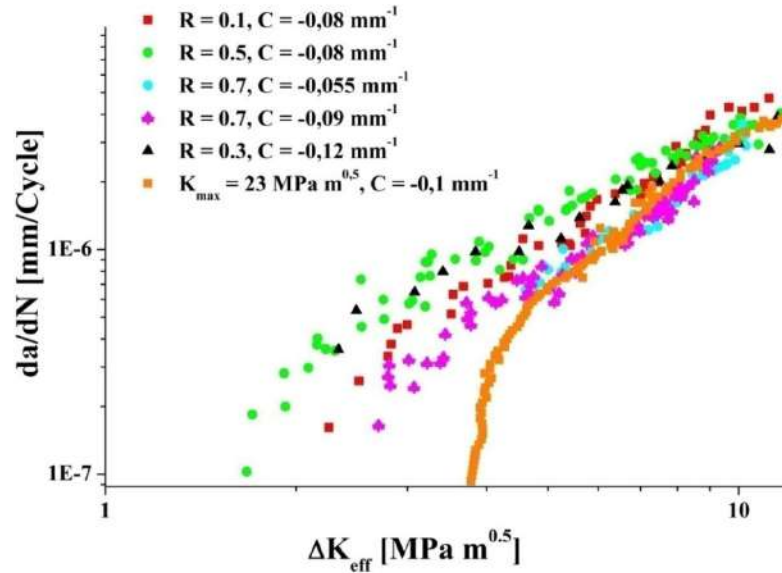


Figura 4.19. Velocidad de propagación de fisuras en función del rango del factor de intensidad de tensiones efectivo para una aleación AISI 301LN recocida.

La **Figura 4.20** muestra los resultados de velocidad de propagación da/dN en función del rango del factor de intensidad de tensiones efectivo ΔK_{eff} para el material predeformado. Puede observarse una situación bastante particular en el ensayo realizado a $R = 0.1$, en el que el uso del ΔK_{eff} propuesto por W. Elber como fuerza impulsora para la propagación de fisuras indicaría que, debajo de cierto umbral $\Delta K_{eff} = 2.6 \text{ MPa } \sqrt{m}$, la velocidad de propagación de fisuras disminuye con el aumento del ΔK_{eff} hasta un cierto límite para el cual nuevamente la velocidad vuelve a disminuir con la disminución en el ΔK_{eff} . Al igual que en los ensayos en la aleación en estado recocido, se observó un importante nivel de cierre prematuro hasta el ensayo realizado a $R = 0.5$. Los ensayos realizados por encima de este nivel de carga mostraron muy poco nivel de cierre prematuro o incluso nulo.

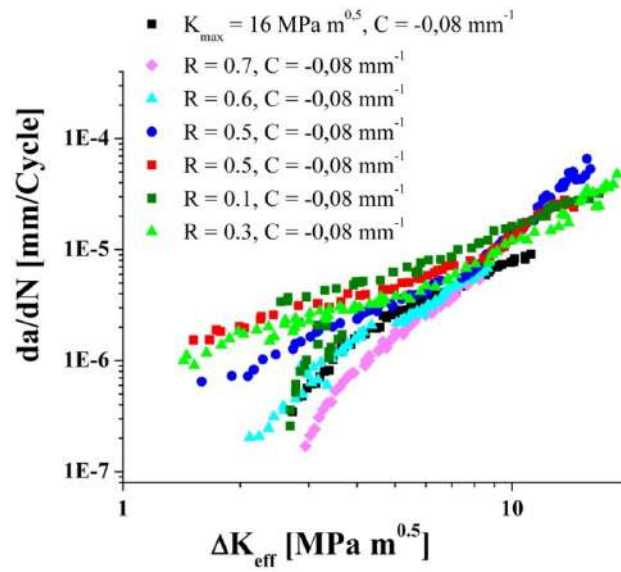


Figura 4.20. Velocidad de propagación de fisuras en función del rango del factor de intensidad de tensiones efectivo para una aleación AISI 301LN predeformada.

Nuevamente podemos concluir que el cierre prematuro por sí solo no puede explicar la influencia de la relación de carga R en este material.

4.6. Evaluación del crecimiento de fisuras por fatiga usando el concepto de cierre prematuro parcial, $\Delta K_{\text{eff}2/\pi}$

Sin importar la metodología usada hasta ahora para la determinación del nivel de carga donde las caras de la fisura entran en contacto, la evaluación del ΔK efectivo según la propuesta de W. Elber implica que cualquier cambio de pendiente en la curva de compliancia asegura que las caras de la fisura entran en contacto y asume que a partir de este momento no hay daño por fatiga. Debido a que para que esta teoría sea cierta se necesita al menos que las caras de la fisura entren en contacto ideal, lo que se debería ver reflejado en las curvas carga desplazamiento como un cambio a una pendiente de 90° [85-86], tal como se puede ver en la curva esquemática de carga desplazamiento de la **Figura 4.21 (a)**. Debido a esto, y al hecho de que P. Paris *et al.* [87-88] demostraron que la interferencia entre las caras de la fisura detrás de la punta de la fisura sólo protege en parte a la punta de la fisura del daño por fatiga, estos autores introdujeron el concepto de cierre prematuro parcial (conocido como Donald's effect). En otras palabras, el efecto Donald indica que el rango de carga debajo de la carga de apertura P_{op} contribuye en parte al daño por fatiga del material, entendiendo a P_{op} como el medido en las mediciones de compliancia. Basado en sus cálculos, el factor de intensidad de tensiones efectivo para una fisura con cierre prematuro parcial puede expresarse como:

$$\Delta K_{2/P10} = K_{max} - \frac{2}{\pi} K_{op} \quad 4.6$$

Pese a que la propuesta de P. Paris y K. Donald no modela fielmente lo que ocurre en la parte de atrás de la punta de la fisura, ver **Figura 4.21 (b)**, para aleaciones de aluminio este nuevo factor de intensidad de tensiones efectivo dado por la **Ecuación 4.6** demuestra una mejora significativa en la correlación de la velocidad de propagación de fisuras versus la relación de carga, específicamente en la región del umbral. Finalmente, cabe destacar que además de la propuesta de P. Paris *et al.* se han implementado otros métodos para estimar el ΔK efectivo [89-90]. Mayormente estos modelos han estado basados en la idea de que el daño por fatiga sigue ocurriendo por debajo de la carga de apertura de la fisura P_{op} . Sin embargo, el modelo de P. Paris *et al.* se destaca de entre todos estos por su relativa simplicidad.

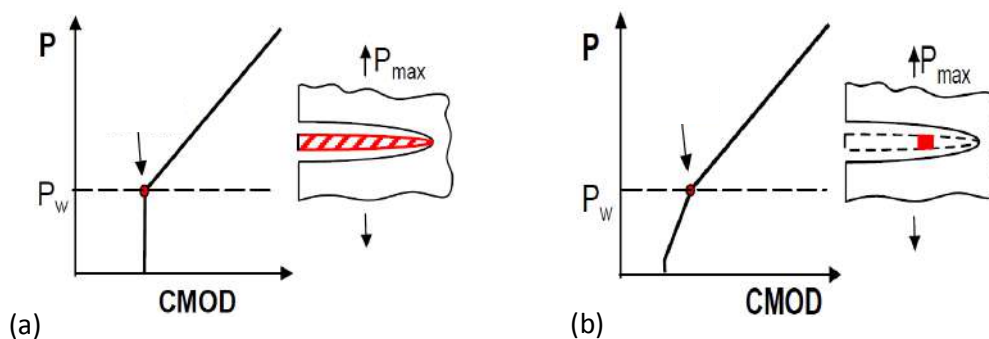


Figura 4.21. Carga versus desplazamiento de la boca de la fisura (a) para una fisura con un cierre prematuro ideal, (b) cierre prematuro parcial segunda la definición del efecto Donald [85].

4.6.1. Crecimiento de fisuras por fatiga en la región de Paris usando el concepto de cierre prematuro parcial. Material recocido

Los resultados de graficar la velocidad de propagación en función del ΔK_{eff} según la propuesta de K. Donald *et al.* pueden verse en la **Figura 4.22** para el material en estado recocido (a) y para el material predeformado (b). Si el análisis de K. Donald se cumpliera para este material se debería poder graficar el comportamiento de este por medio de la **Ecuación 4.7**, aunque como puede verse el efecto Donald no da buenos resultados a la hora de explicar la influencia de la relación de carga en esta región.

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{2/P10})^m \quad 4.7$$

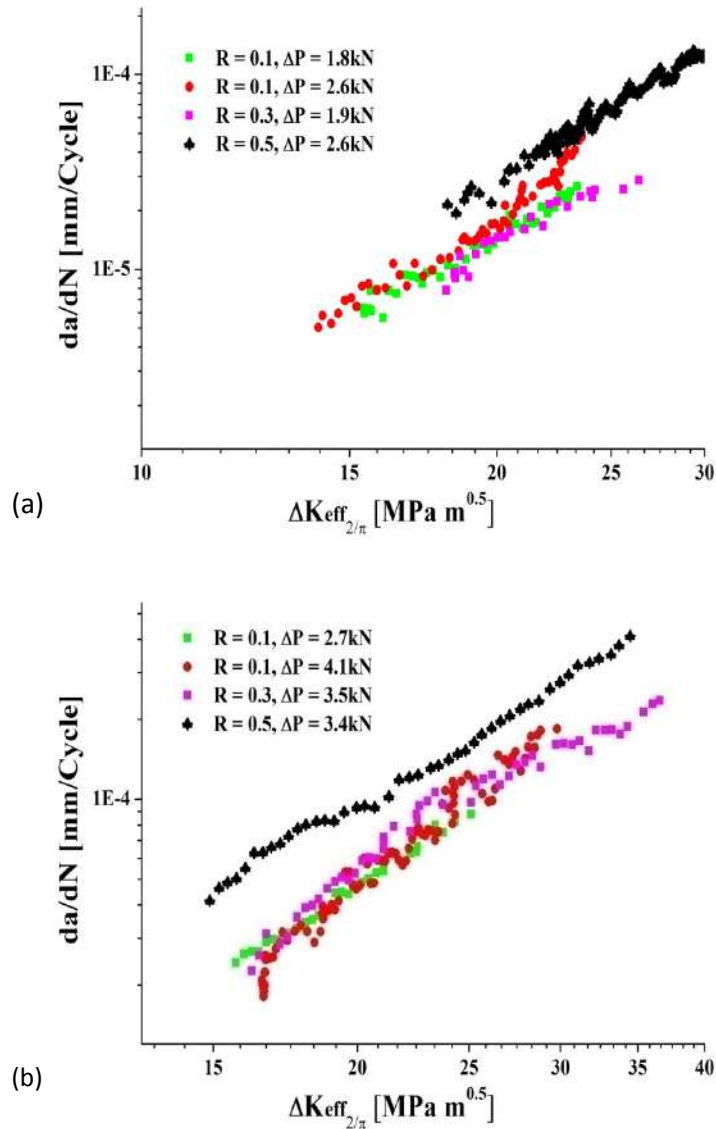
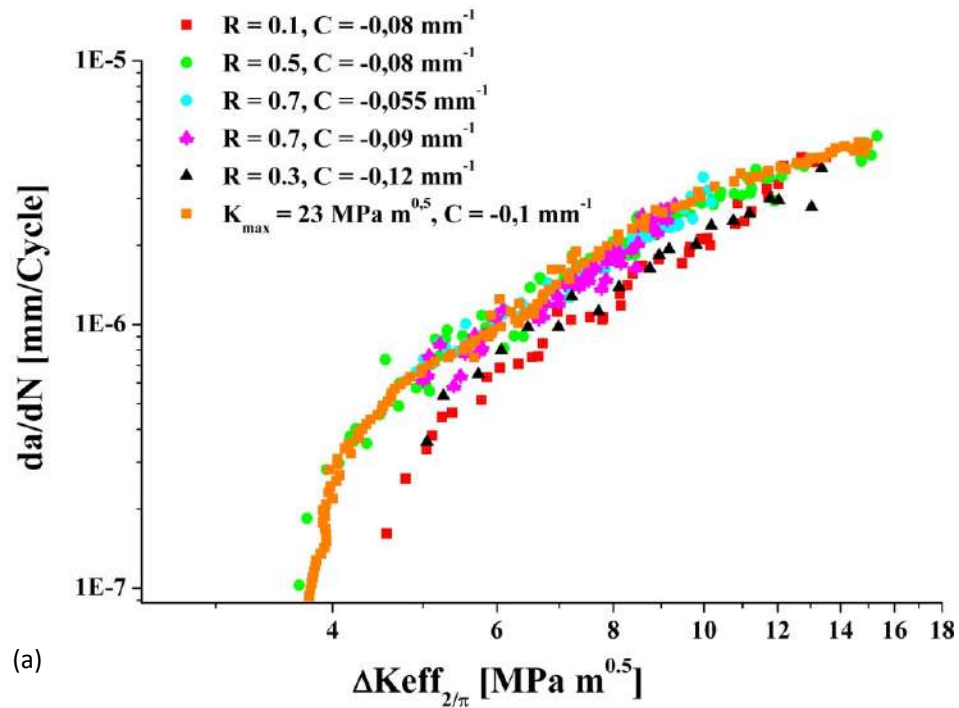


Figura 4.22. Velocidad de Propagación de fisuras por fatiga versus el factor de intensidad de tensiones efectivo propuesto por K. Donald *et al.*, en la región estable del crecimiento de fisuras (a) recocido (b) predeformado.

4.6.2. Evaluación del crecimiento de fisuras por fatiga en la región cercana al umbral usando el ΔK efectivo y el concepto de cierre prematuro parcial

La **Figura 4.23** muestra las relaciones obtenidas para diferentes relaciones de carga en la región cercana al umbral utilizando el ΔK_{eff} propuesto por K. Donald *et al.* para el acero en estado recocido (**Figura 4.23 (a)**) y para el acero predeformado (**Figura 4.23 (b)**). A pesar del hecho de que esta propuesta no logre unificar completamente las mediciones de velocidad de propagación de fisuras en la región cercana al umbral de propagación, logra establecer una buena relación entre fuerza impulsora y velocidad de avance de la fisura para ensayos realizados a diferentes relaciones de carga, tanto para la aleación recocida como para la aleación predeformada.



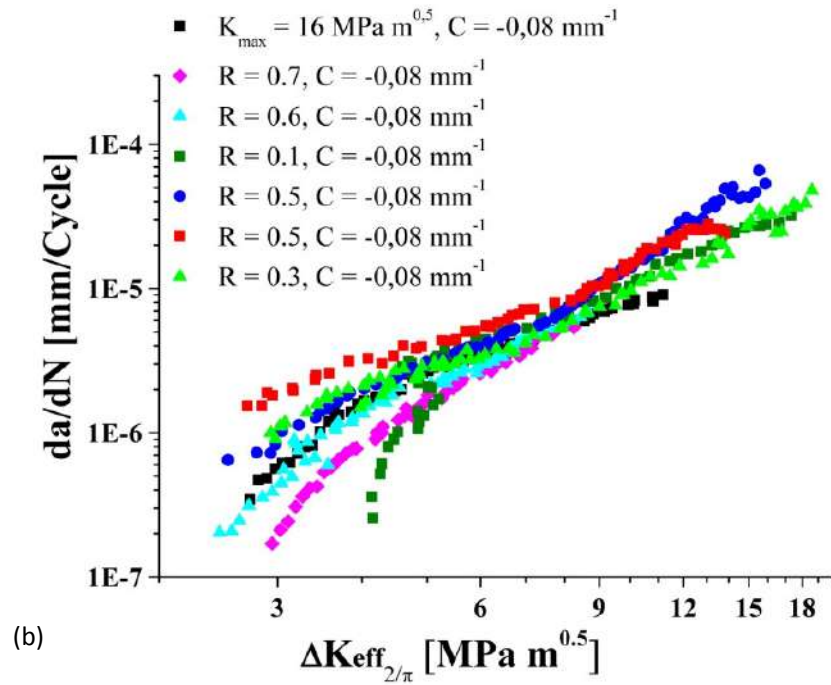


Figura 4.23. Velocidad de Propagación de fisuras por fatiga versus el factor de intensidad de tensiones efectivo propuesto por K. Donald *et al.* en la región cercana al umbral de propagación en estado (a) recocido (b) y predeformado.

A continuación se analiza otra teoría que surgiera hace más de una década como alternativa al concepto del cierre prematuro de la fisura para intentar explicar la influencia de la relación de carga en la velocidad de propagación de fisuras por fatiga.

4.7. Resultados de los ensayos en función de modelos de 2 parámetros

Para definir sin ambigüedades un ciclo de carga se necesita de al menos dos parámetros independientes que pueden ser la carga (o tensión) máxima, la carga mínima, la carga media, o la relación de carga. Sin embargo, lo más usado en la literatura para describir el comportamiento a fatiga de un componente o probeta es usar la diferencia entre la carga máxima y mínima, y su relación de carga R . Este tipo de definición trae consigo la necesidad de implementar constantes de ajuste para cada ensayo realizado a una dada relación de carga. Con el fin de evitar este tipo de inconvenientes, sumado al hecho de que la relación de carga no es el parámetro más adecuado para caracterizar la vida a fatiga de componentes sometidos a daño cíclico, es que se han implementado propuestas de dos parámetros para explicar el comportamiento a fatiga de los materiales.

4.7.1. Velocidad de propagación de fisuras en la región de Paris usando los conceptos del doble parámetro de Kujawski

El doble parámetro de Kujawski es un modelo usado para explicar los efectos de la relación de carga, y nació como consecuencia de las inconsistencias en las mediciones del cierre prematuro y las dificultades asociadas a determinar el daño por fatiga asociado a una fisura parcialmente abierta. Kujawski propone utilizar una fuerza impulsora calculada usando el K_{max} y ΔK de la siguiente forma:

$$\Delta K^* = (K_{max})^\alpha (\Delta K)^{1-\alpha} \quad 4.8$$

Donde α es un parámetro que depende del material. Los detalles de este modelo se pueden encontrar en el **Anexo A**. Usando la **Ecuación A.17** se puede encontrar que el valor promedio del factor α para la aleación AISI 301LN sin deformación es 0.6. Éste fue el mismo valor promedio de alfa encontrado para la aleación AISI 304L del trabajo [32], ensayada a temperatura de transformación martensítica, aunque en este caso la dispersión fue mayor que la dispersión encontrada en nuestro estudio. La **Figura 4.24** muestra la velocidad de propagación de fisura en función del doble parámetro de Kujawski en la región de Paris para el material recocido. Vemos que utilizando este parámetro se logran converger las curvas de velocidad de propagación, lográndose describir la influencia de la relación de carga R . Este parámetro también logró correlacionar correctamente los ensayos a diferentes relaciones de carga para la aleación AISI 301LN predeformada, aunque en este caso el valor promedio del parámetro α fue 0.7. La **Figura 4.25** muestra los resultados así obtenidos.

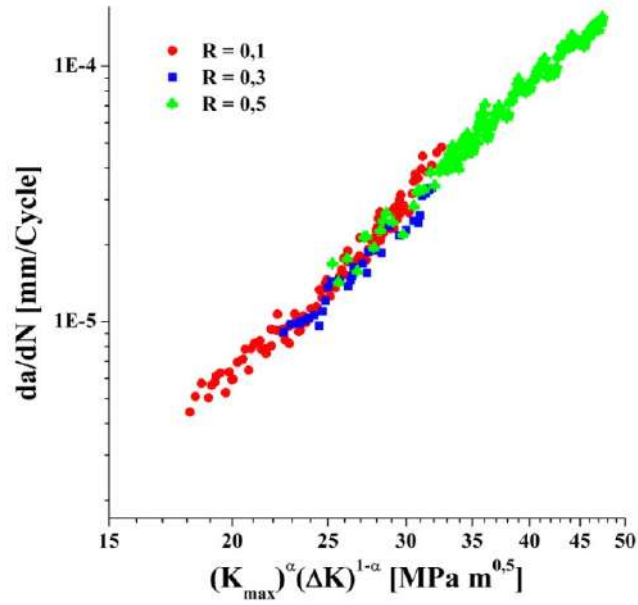


Figura 4.24. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del doble parámetro de Kujawski para el acero AISI 301LN sin deformación con un α igual 0.6.

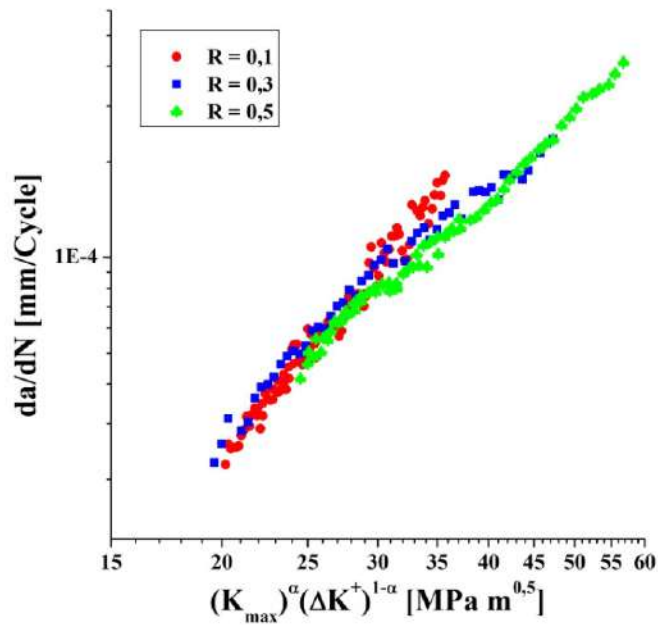


Figura 4.25. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del doble parámetro de Kujawski para el acero AISI 301LN pre-deformado con un α igual 0.7.

4.7.2. Velocidad de Propagación de Fisuras usando los conceptos del doble parámetro de Kujawski para ensayos realizados en la región cercana al umbral de propagación

La **Figura 4.26** muestra los resultados en la región del umbral para los dos materiales (recocido y predeformado). Para correlacionar los efectos de la relación de carga en la región cercana al umbral de propagación, se usó en primer lugar el parámetro α que fue encontrado en la región de Paris para cada material, **Figura 4.26** (a) (c). Los resultados muestran que cerca del umbral este enfoque no es tan exitoso como lo es en la región de Paris, aunque la correlación puede ser mejorada usando un parámetro α igual a 0.5, como muestran los resultados de las **Figura 4.26** (b) (d). Sin embargo, podemos ver nuevamente que los resultados no son tan exitosos como en la región de Paris.

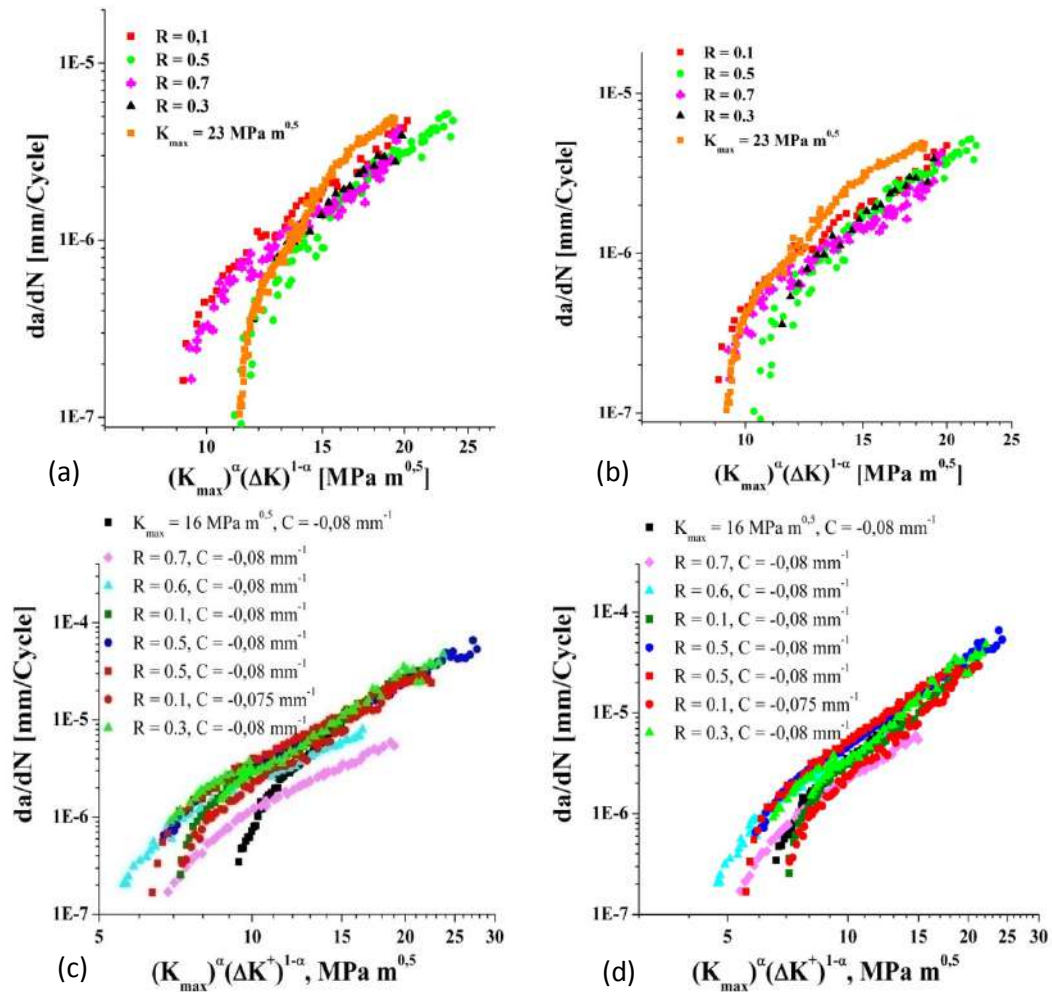


Figura 4.26. Velocidad de crecimiento de fisuras por fatiga en función del parámetro de Kujawski para la aleación AISI 301LN sin deformación con (a) α igual a 0.6 y (b) α igual a 0.5, y para la aleación pre-deformada con (c) α igual a 0.7 y (d) α igual a 0.5.

Capítulo V

Descripción de las interacciones entre microestructura y el avance de fisuras por fatiga en aceros austeníticos metaestables.

Tal como se pudo establecer a través de la revisión bibliográfica, y basados en los mecanismos propuestos para explicar la propagación de fisuras por fatiga (duplex slip y single slip), la microestructura juega un papel fundamental en la facilidad o dificultad del avance de fisuras por fatiga. En el caso de los AAM el efecto de la microestructura se ve realizado por el cambio de fase que ocurre en este material con el avance de la fisura. Considerando las características de la transformación martensítica (ver **Anexo B** para más detalles sobre esta transformación), los diferentes autores han propuesto diferentes mecanismos que podrían explicar la excepcional velocidad de propagación de fisuras en los AAM (ver **Capítulo III**).

Además de realizar un análisis de los mecanismos propios de la transformación martensítica afectando la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en AAM, en este trabajo se ha intentado dar un nuevo enfoque al estudio del daño por fatiga en este tipo de materiales. La investigación se orienta de forma tal que el análisis se concentra en los parámetros intrínsecos que controlan el proceso del daño por fatiga.

En este capítulo se intenta avanzar en el entendimiento de las interrelaciones entre la propagación de la fisura, la microestructura, la influencia del nivel del campo de tensiones-deformaciones alrededor de la punta de la fisura en la cantidad de zona transformada, y la tortuosidad y la rugosidad resultante, tanto en la zona de Paris (niveles medios de ΔK aplicado) como en la zona cercana al umbral de propagación (niveles bajos de ΔK aplicado).

En particular se busca:

- Describir el perfil de rugosidad de las fisuras propagadas por fatiga en esta clase de materiales y su relación con la microestructura.
- Cuantificar el tamaño de las zonas de transformación martensítica alrededor de la punta de la fisura.
- Analizar cómo es el avance de las fisuras por fatiga en este material en relación con su microestructura y la zona transformada

Debido al comportamiento atípico que presenta este material en lo que se refiere a su velocidad de propagación de fisuras por fatiga, al menos con respecto a la mayoría de aleaciones metálicas, se decidió describir el comportamiento morfológico del avance de la fisura para las diferentes relaciones de carga. El análisis se realiza agrupando los resultados según el nivel de la relación de carga (bajo, medio y alto), y se pone especial atención en el comportamiento que mostraron los diferentes ensayos en la región cercana al umbral de propagación, donde se vio un comportamiento bastante atípico en comparación con otras aleaciones metálicas, en especial en los ensayos realizados a $R = 0.3$ y 0.5 .

5.1. Caracterización del perfil de rugosidad de las fisuras en AAM recocido

Antes de iniciar con la caracterización de la tortuosidad del camino de las fisuras propagadas por fatiga en AAM, introduciremos cómo estimar las escalas de las diferentes zonas características asociadas al daño, y que pueden ser dadas por las siguientes **Ecuación 5.1, 5.2 y 5.3**:

$$\delta_{max} = \frac{K_{max}^2}{\sigma_y E} \quad 5.1$$

$$r_{pc} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad 5.2$$

$$r_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad 5.3$$

Donde δ es la apertura de la boca de la fisura (CTOD, Crack Tip Opening Displacement), r_p es la zona plástica monotónica y r_{pc} es la zona plástica cíclica. Para más detalles ver el **Anexo A**. Las **Ecuación 5.1, 5.2 y 5.3** corresponden a un estado de tensión plana, que es el caso de nuestros ensayos en estado recocido para chapas de 1 mm de espesor, excepto en la región muy cercana al umbral de propagación en el ensayo realizado a $R = 0.1$ para el cual la relación de los niveles de ΔK aplicados y el espesor de la probeta hacen que se empiece a experimentar deformación plana. Sin embargo, las ecuaciones anteriores, ya de por sí simplificaciones, serán utilizadas en todos los casos para estimar las zonas características con fines comparativos.

La **Figura 5.1** muestra las estimaciones de los valores de r_p , r_{pc} y δ para una relación de carga $R = 0.1$. En la figura el tamaño de grano austenítico d es de $11.8 \mu\text{m}$.

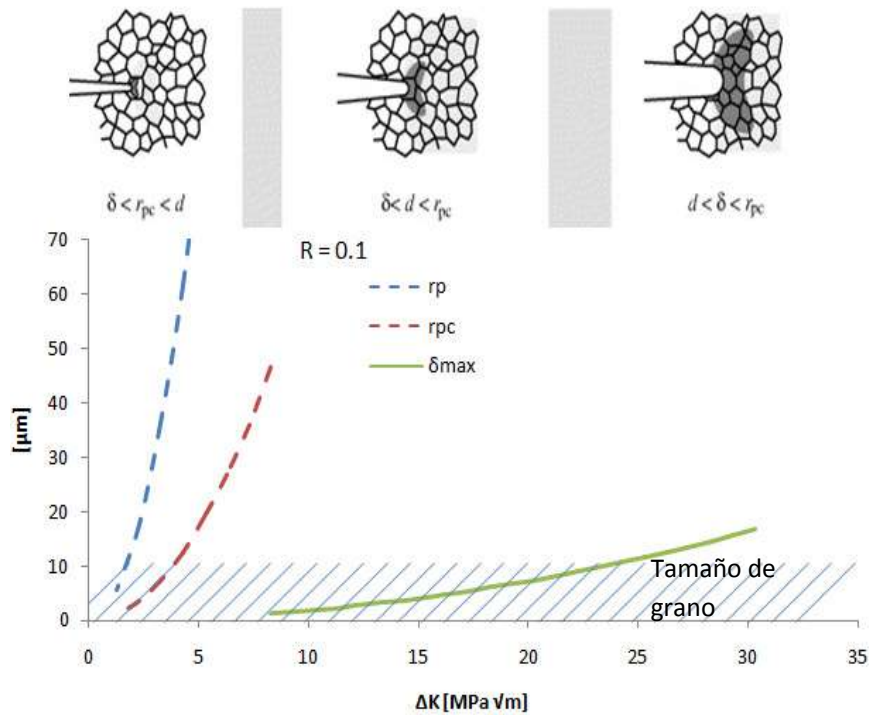
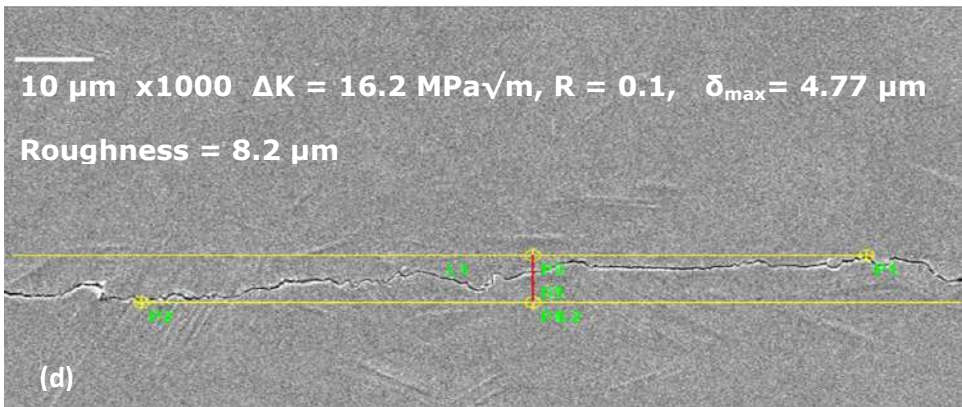
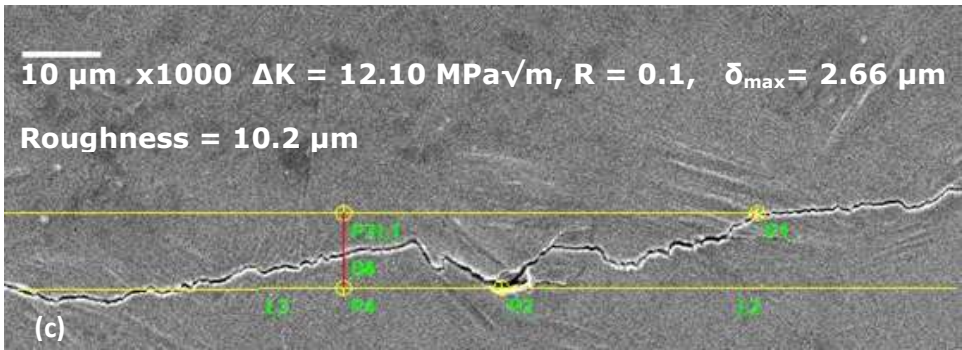
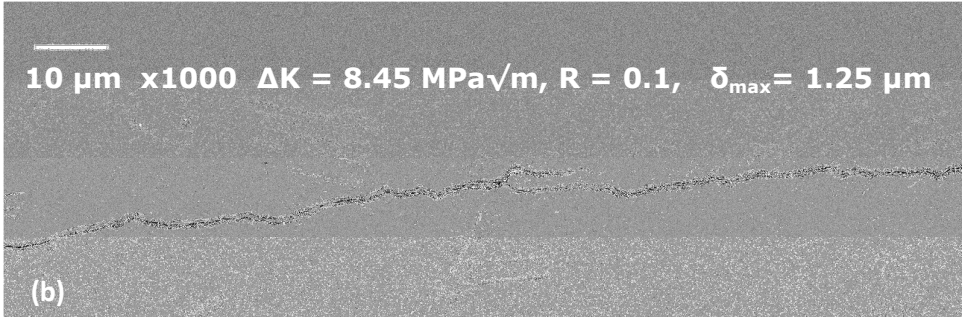
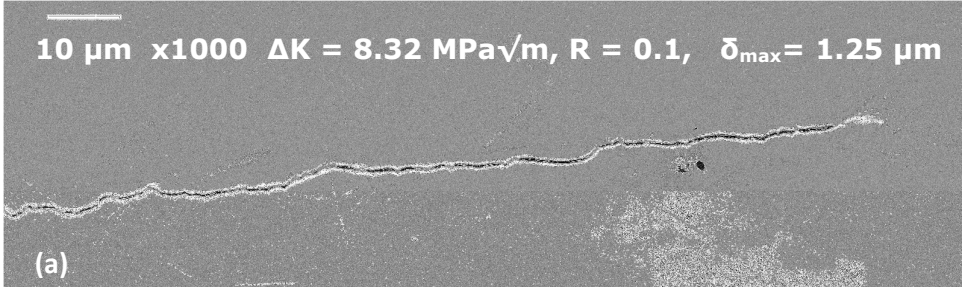


Figura 5.1. Tamaño de zona plástica monotónica, cíclica y de la máxima apertura de la boca de la fisura cerca de la escala microestructural en función del rango del factor de intensidad de tensiones para un estado de tensión plana a una relación de carga igual a 0.1.

La existencia de un estado plano de tensiones reduce la triaxialidad y aumenta el tamaño de las zonas plásticas monotónica y cíclica. Basados en el tamaño estimado de las diferentes zonas características es evidente que la única que puede verse influenciada sustancialmente por el tamaño microestructural (tamaño de grano austenítico) es la apertura de la boca de la fisura δ .

5.1.1. Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en ensayos realizados a bajas relaciones de carga

La **Figura 5.2** muestra los perfiles de fisuras observados en la propagación de fisuras por fatiga en el AAM recocido a bajas relaciones de carga y distintos niveles de ΔK aplicados, y las rugosidades medidas. Puede observarse la existencia de fisuras secundarias en todo el rango de ΔK aplicado, siendo más abundante su aparición en la región de altos valores de ΔK . Con respecto a la rugosidad se puede observar que ésta tiende a aumentar con el incremento en el ΔK aplicado, aunque también puede notarse un ligero incremento en la región muy cercana al umbral de propagación.



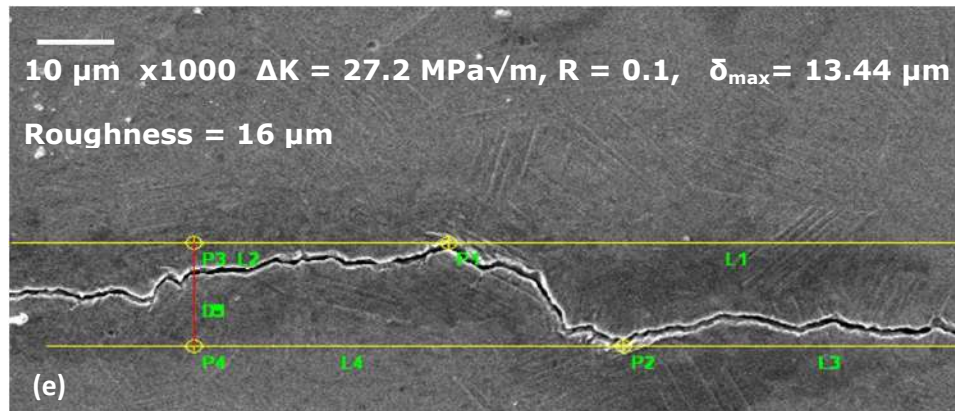
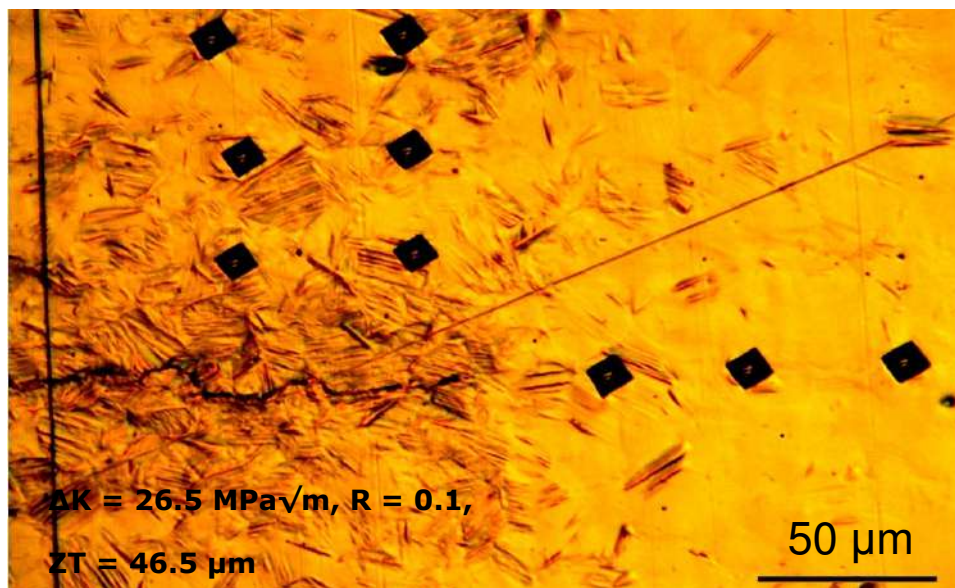
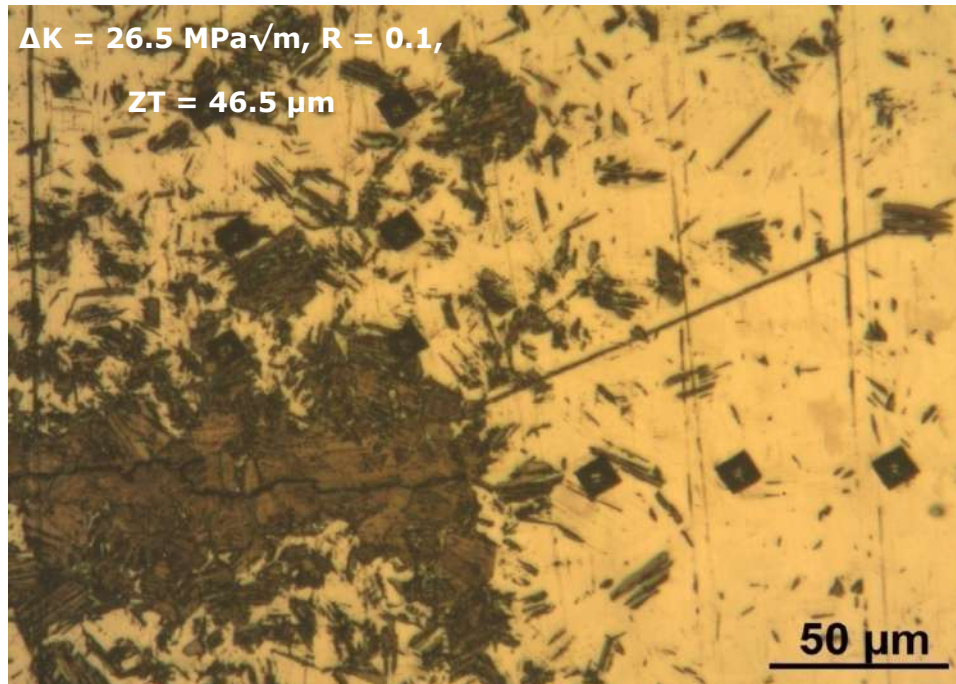


Figura 5.2. Micrografías electrónicas del perfil de fisuras propagadas por fatiga en AAMrecocido a: (a) $\Delta K = 8.32 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$, umbral de propagación de este material, (b) muy cerca del umbral, $\Delta K = 8.45 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ (c) $\Delta K = 12.1 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$ (d) entre 12 y 17 $\text{MPa } \sqrt{\text{m}}$, y (e) $\Delta K = 27.2 \text{ MPa } \sqrt{\text{m}}$.

La **Figura 5.3** muestra 2 micrográficas ópticas de la misma fisura pero con distinto contraste. Puede verse claramente que las indentaciones frente a la punta de la fisura son más grandes que las que están inmediatamente adyacentes a la fisura y detrás de su punta, a pesar de estar prácticamente a la misma distancia. Otro de los aspectos que se puede ver claramente en estas micrografías, es la deformación de forma (shape deformation or shape strain) causada por la transformación martensítica, la cual queda claramente evidenciada por el marcado relieve que se ve en la superficie que rodea a la fisura. Ya en la micrografía de la **Figura 5.3 (b)** queda evidenciada la existencia de una zona de alta transformación martensítica ZT alrededor de la punta de la fisura, y que no se extiende más allá de esta.



(a)



(b)

Figura 5.3. Micrografía óptica del perfil de una fisura propagada por fatiga a un $\Delta K = 26.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (a) mostrando el relieve generado por la transformación martensítica, (b) atacada químicamente para evidenciar la transformación martensítica al costado de la punta de la fisura.

La **Figura 5.4** muestra distribuciones de micro-dureza según líneas perpendiculares a la fisura correspondientes a ΔK aplicados de 16, 26 y 31 $\text{MPa m}^{1/2}$. Si se considera que la dureza de la austenita se encuentra en valores medios de aproximadamente 240 HV y que éste es un material que puede endurecer por transformación martensítica, se estima que la zona de alta transformación martensítica es de alrededor de 110 μm y que este valor es constante a partir de los $\approx 19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Por debajo de este valor existe una zona de transición y observaciones adicionales muestran que a partir de $\Delta K \approx 16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, la zona de transformación martensítica se limita al tamaño de grano.

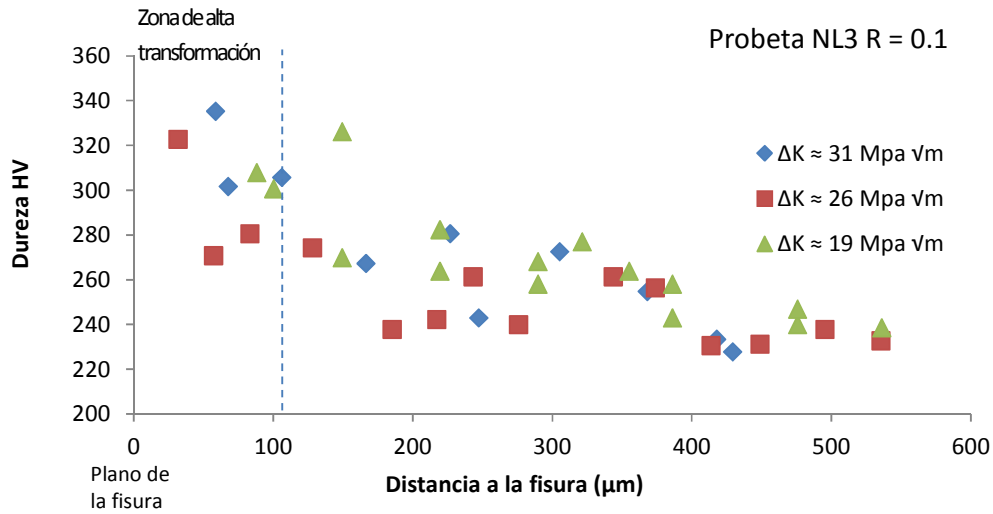
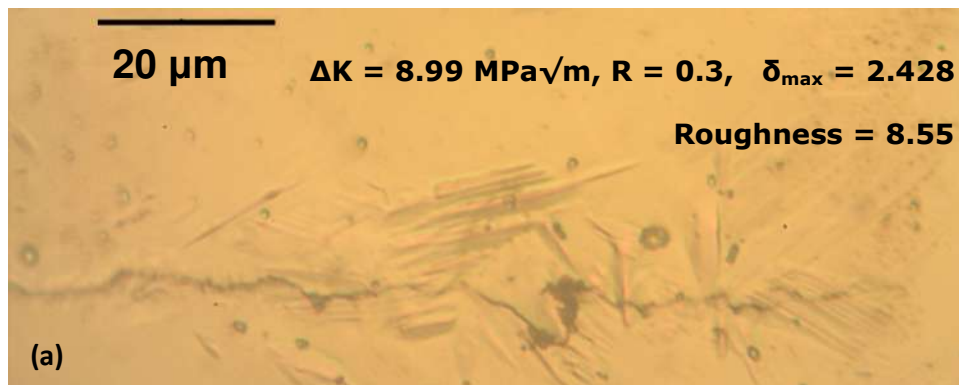


Figura 5.4. Determinación de las zonas de transformación martensítica por mediciones de microdureza para una aleación de AAM recocido a una relación de carga de 0.1.

5.1.2. Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en ensayos realizados a valores medios de relación de carga

La **Figura 5.5** muestra los perfiles de fisuras observados en la propagación de fisuras por fatiga en el AAM recocido a niveles medios de relaciones de carga (0.3 y 0.5) y distintos ΔK aplicados, y las rugosidades medidas. Puede observarse que no existen características diferentes en el perfil de la fisura con respecto a las que se observaron en los ensayos realizados a bajas relaciones de carga. La rugosidad aumenta con el aumento del ΔK aplicado o muy cerca del umbral de propagación. En particular en los ensayos realizados a una relación de carga de 0.3 no se evidenció ningún pico de rugosidad notorio como se vio en el ensayo a $R = 0.1$ (ver **Figura 5.2.**) o como vemos que ocurre a $R = 0.5$ (ver **Figura 5.5(d).**).



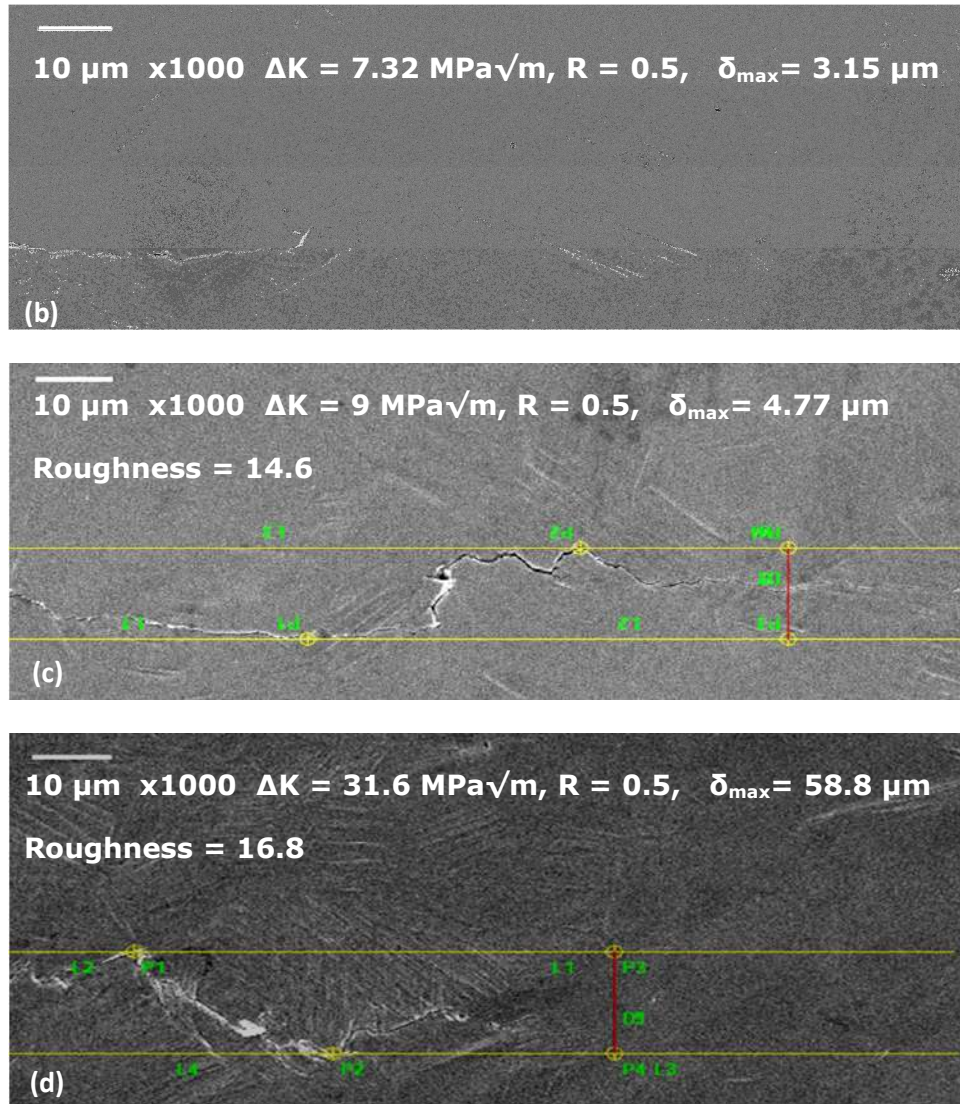


Figura 5.5. Micrografías electrónica y óptica del perfil de fisuras propagadas por fatiga en AAM recocido a: (a) $\Delta K = 8.99 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.3$, umbral de propagación, (b) $\Delta K = 7.32 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.5$, umbral de propagación, (c) $\Delta K = 9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zona cercana al comienzo del incremento en la rugosidad, y (d) $\Delta K = 31.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zona donde se hace muy evidente la transformación martensítica.

La **Figura 5.6** muestra las estimaciones de los valores de r_p , r_{pc} y δ para $R = 0.3$ y 0.5 . Puede verse que el δ (CTOD) se hace mayor que el valor de la rugosidad promedio para ΔK mayores que $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en el caso de $R = 0.3$ y que $16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en el caso de $R = 0.5$.

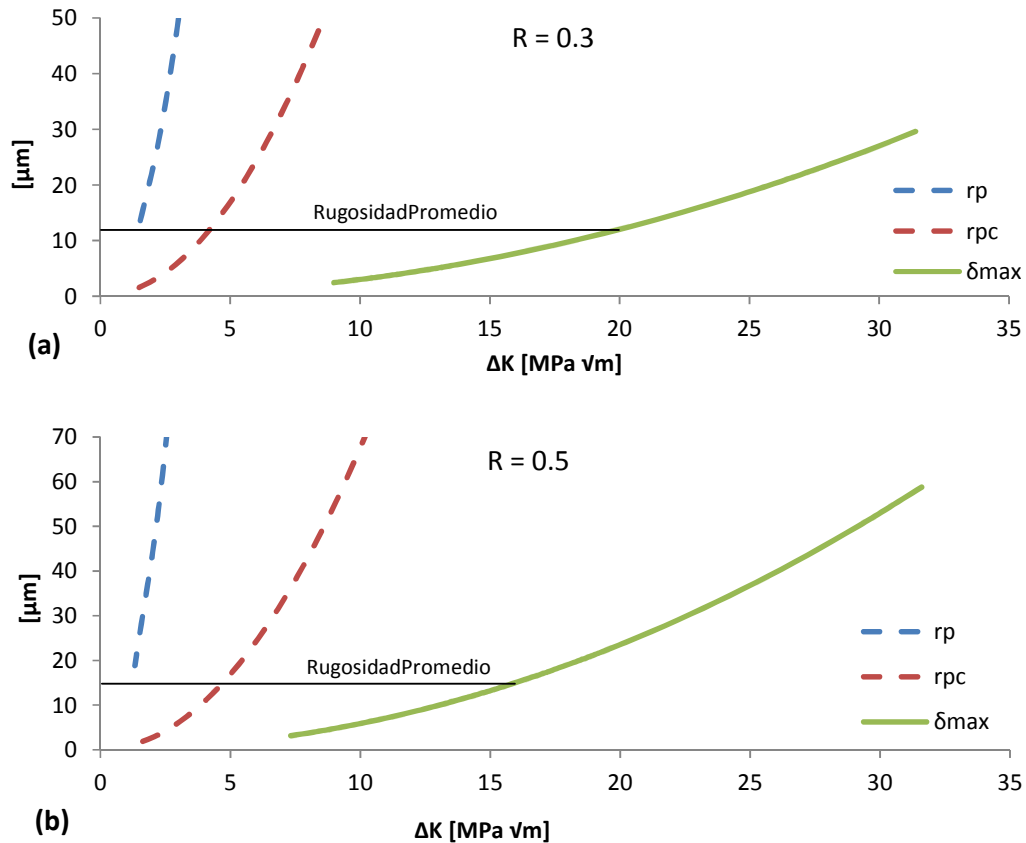


Figura 5.6. Tamaño de zona plástica monotónica, cíclica y de la máxima apertura de la boca de la fisura en función de ΔK para un estado de tensión plana y relación de carga R igual a (a) 0.3 y (b) 0.5.

La **Figura 5.7** muestra una micrografía óptica del perfil de una fisura propagada por fatiga a un $\Delta K = 26.5 MPa \sqrt{m}$, atacada químicamente para evidenciar la transformación martensítica en la zona de la punta de la fisura. Puede verse claramente la existencia de la zona de alta transformación martensítica ZT, y que fuera de los 200 μm la transformación martensítica es prácticamente nula.

La **Figura 5.8** muestra distribuciones de micro-dureza según líneas perpendiculares a la fisura correspondientes a ΔK aplicados de 17.3, 25.8 y 31.6 $MPa \sqrt{m}$. Nuevamente, tal como se vio en el ensayo a bajas relaciones de carga, las mediciones de micro-dureza indican que la transformación martensítica es constante a partir de los 17 $MPa \sqrt{m}$ y abarca una zona que va hasta los 110 μm desde el plano de la fisura.

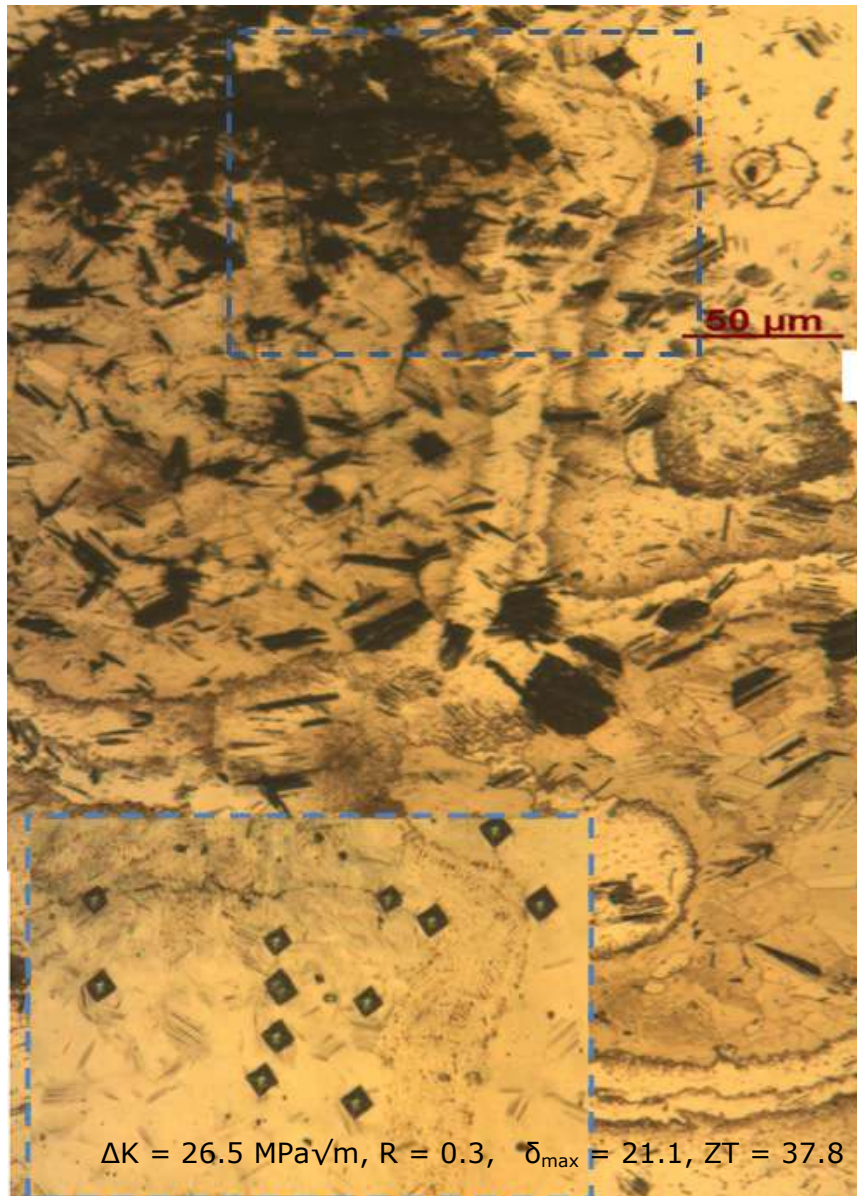


Figura 5.7. Micrografía óptica del perfil de una fisura propagada por fatiga a un $\Delta K = 26.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, atacada químicamente para evidenciar la transformación martensítica en la zona de la punta de la fisura.

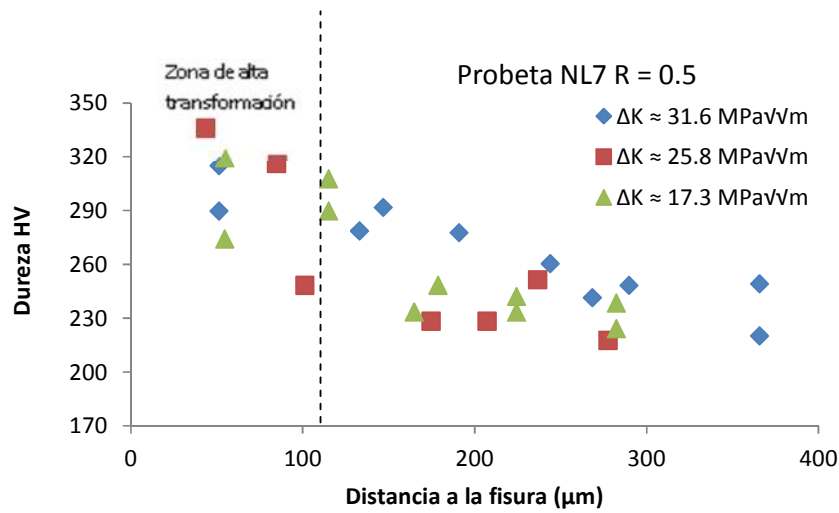


Figura 5.8. Determinación de las zonas de transformación martensítica por mediciones de distribuciones de micro-dureza para AAM recocido a $R = 0.5$.

La **Figura 5.9** muestra micrografías ópticas con más detalles del perfil de una fisura propagada por fatiga a un $\Delta K = 31.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ a $R = 0.5$. En la **5.9.(a)** puede verse el relieve generado por la transformación martensítica. La **5.9.(b)** fue atacada químicamente para evidenciar la transformación martensítica generada por el proceso de propagación de la fisura por fatiga.

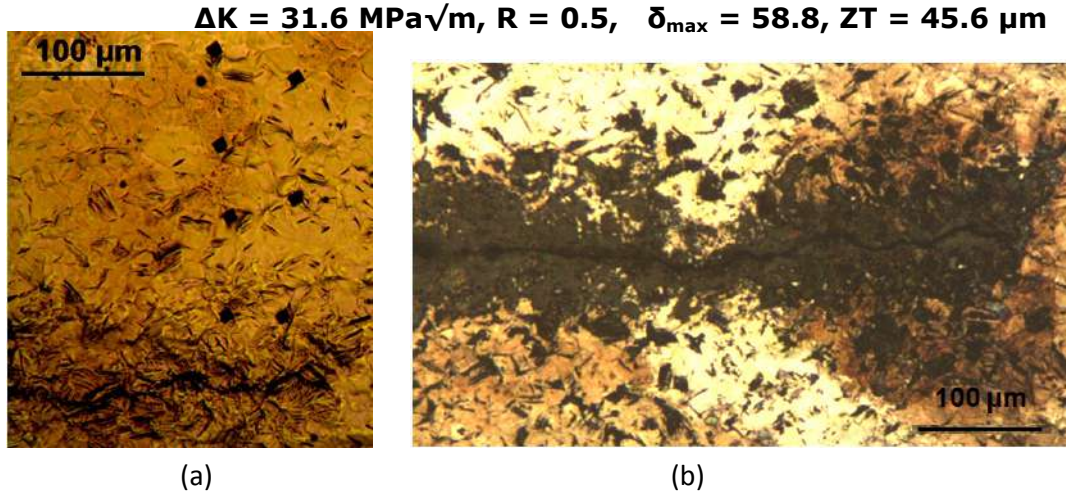
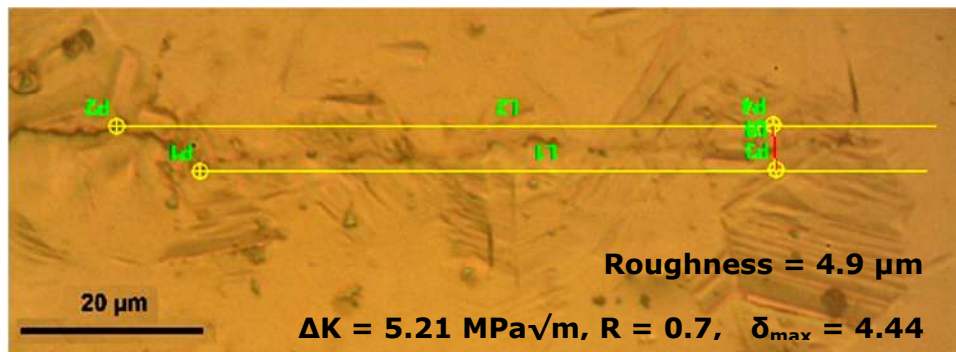


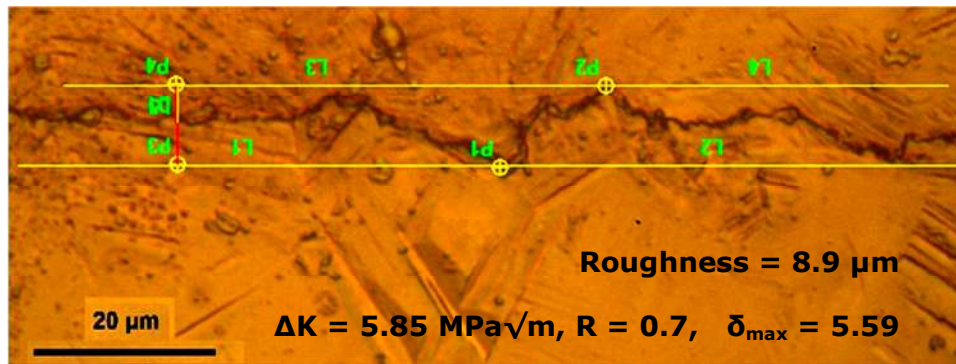
Figura 5.9. Micrografías ópticas del perfil de una fisura propagada por fatiga a un $\Delta K = 31.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (a) mostrando el relieve generado por la transformación martensítica, (b) atacada químicamente.

5.1.3. Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en ensayos realizados a altas relaciones de carga

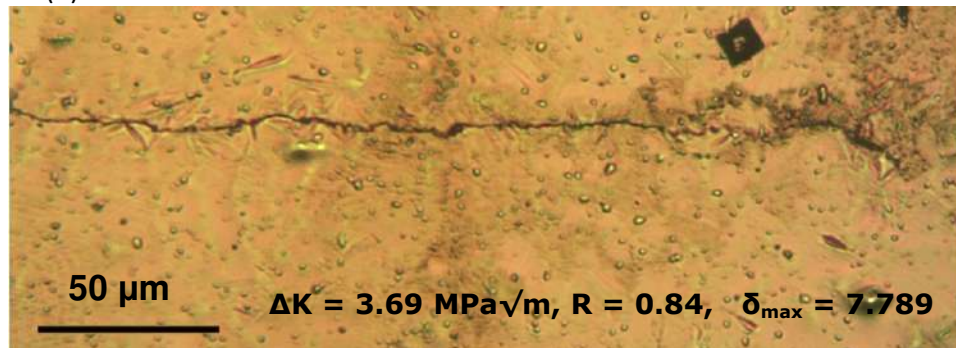
La **Figura 5.10** muestra los perfiles de fisuras observados en la propagación de fisuras por fatiga en el AAM recocido a niveles altos de relaciones de carga y distintos ΔK aplicados, y las rugosidades medidas. Las fisuras mostraron una rugosidad promedio similar a la encontrada a los ensayos realizados a otras relaciones de carga, y como en los otros, la rugosidad tan solo aumentó en la región muy cercana al umbral de propagación. Esto queda claramente evidenciado en las **Figura 5.10 (a) (b) (e)**, que corresponden a ensayos que por alguna razón se tuvieron que detener antes de llegar al ΔK_{th} . En estos casos, en ningún momento se encontraron evidencias del incremento en la rugosidad. Por el contrario, la **Figura 5.10 (d)** muestra el incremento en la rugosidad asociado al umbral del factor de intensidad de tensiones.



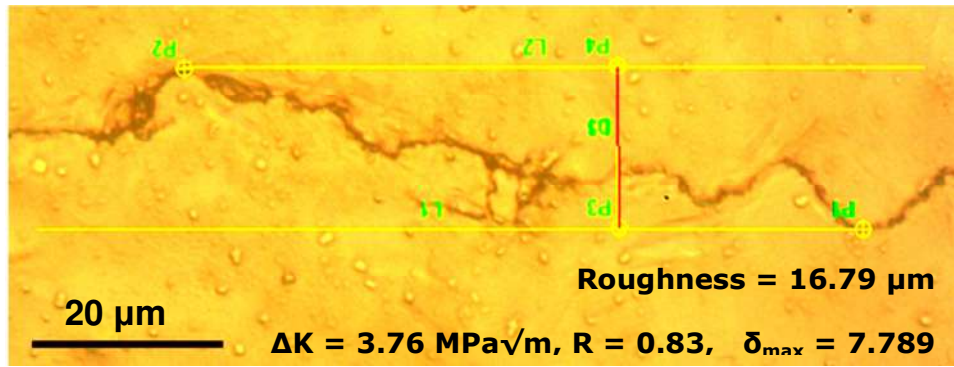
(a) *Este ensayo se detuvo porque el krak gage alcanzo su límite.



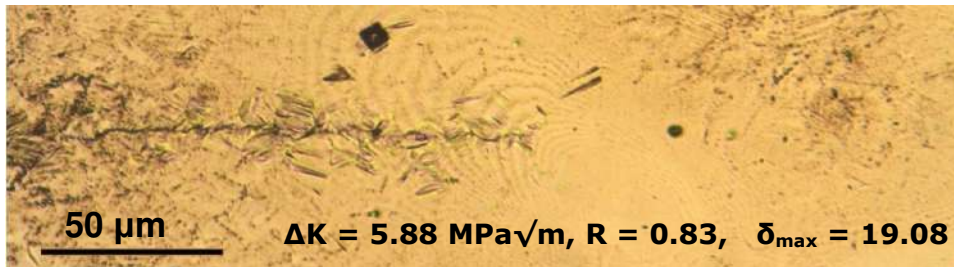
(b)



(c) *No hubo cierre prematuro en este ensayo



(d)



(e)

* Este ensayo se detuvo por limitaciones en la probeta.

Figura 5.10. Micrografías ópticas del perfil de fisuras propagadas por fatiga a (a) $\Delta K = 5.27 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.7$, (b) $\Delta K = 5.85 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.7$, (c) $\Delta K = 3.69 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.84$, umbral de propagación a esta relación de carga, (d) $\Delta K = 3.76 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.83$, muy cerca del umbral de propagación, y (e) ensayo realizado a $K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

La **Figura 5.11(a)** muestra una micrografía óptica de una fisura propagada por fatiga a un $K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pero bajos valores de ΔK , y la (b) una a $K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pero valores intermedios de ΔK . Estas micrografías indicarían que la transformación martensítica en este material tiene mayor relación directa con el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK que con el valor máximo del factor de intensidad de tensiones K_{max} .

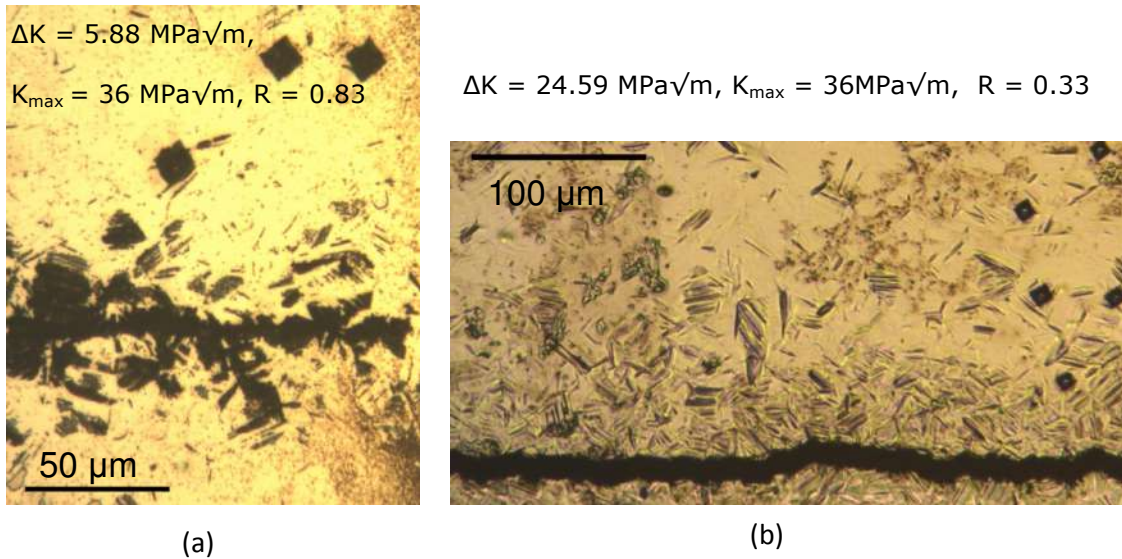


Figura 5.11. Micrografía óptica de una fisura propagada por fatiga a (a) un $K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pero bajos valores de ΔK y (b) a un $K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ pero valores intermedios de ΔK .

La **Figura 5.12** muestra distribuciones de micro-dureza según líneas perpendiculares a la fisura correspondientes a ΔK aplicados de 5.9, 7.8, 11.6, 16, 24 y 28.3 $\text{MPa m}^{1/2}$. Pese a las diferencias entre las mediciones de zona transformada usando la técnica de ataque químico y micro-dureza, ambos análisis revelan que por debajo de los 16 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ la zona transformada tan solo involucra al tamaño microestructural característico, que en este caso es el tamaño de grano (11.8 μm).

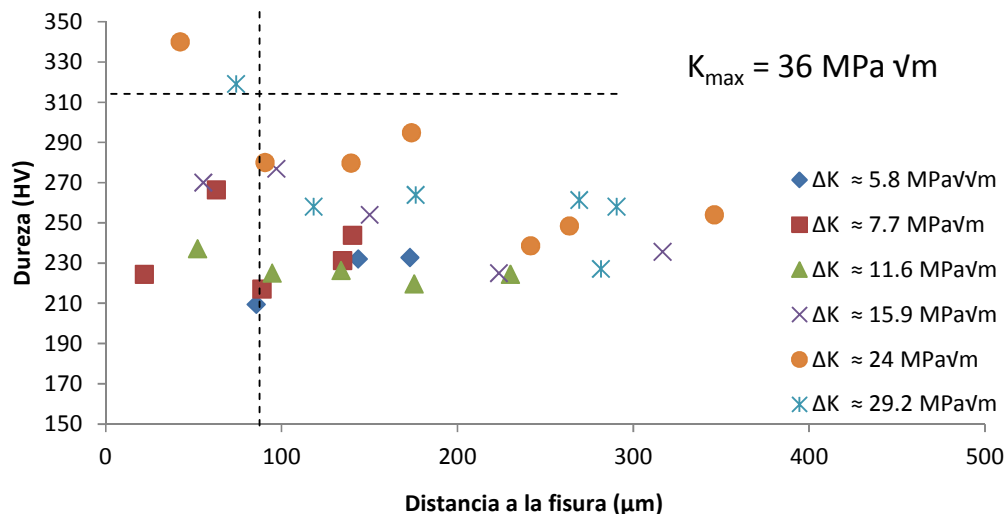


Figura 5.12. Perfiles de micro-dureza para el AAM recocido para distintos ΔK aplicados a una relación de carga de 0.5.

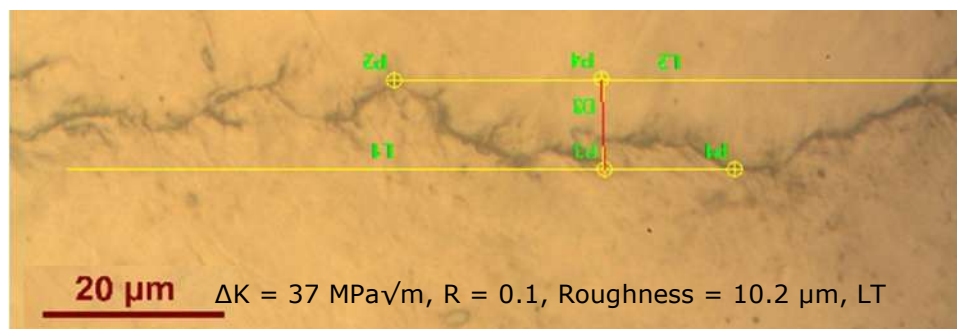
5.2. Caracterización del perfil de rugosidad de las fisuras por fatiga en AAM predeformados (40%)

Debido a que en la descripción de las chapas sin predeformación no se encontraron sustanciales diferencias con respecto a la influencia de la relación de carga en la morfología del avance de la fisura, en los ensayos en alta temperatura y en los ensayos en las chapas predeformadas se dividió el relevamiento de los perfiles de las fisuras entre región de propagación, y región cercana al umbral de propagación. En las chapas predeformadas también se analizó el sentido de laminación.

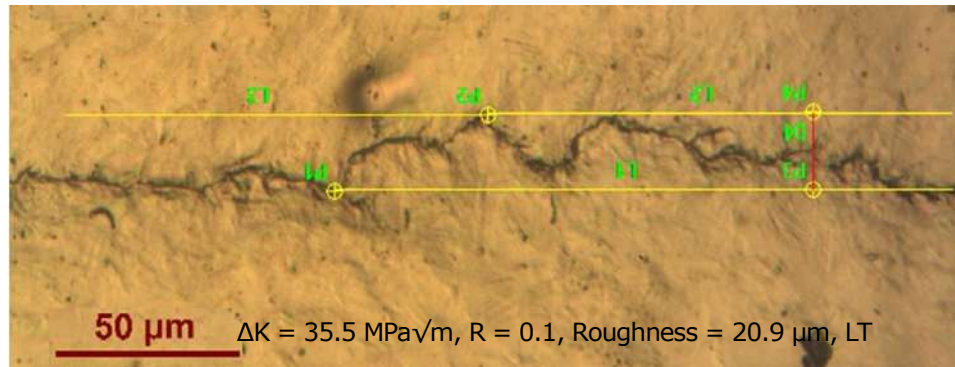
5.2.1. Descripción morfológica de la propagación de fisuras en AAM predeformados en la región de Paris.

La **Figura 5.13** muestra los perfiles de fisuras observados en la propagación de fisuras por fatiga en AAM pre-deformado a niveles medios-altos de ΔK aplicados, y las rugosidades medidas. De igual manera que en todos los casos anteriores, la deflexión del camino de la fisura con respecto al camino ideal mostró picos por encima del tamaño microestructural con el incremento del valor del ΔK en la región de Paris.

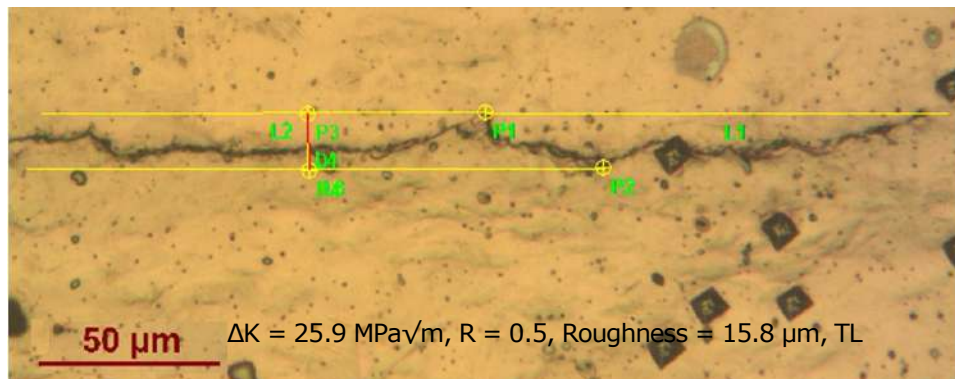
A partir de las micrografías de los perfiles se podría indicar que hay una mayor formación de fisuras secundarias en las chapas predeformadas. Sin embargo, no se puede inferir claramente cómo las placas de martensita van influenciando el camino de la fisura y la generación de mayor cantidad de fisuras secundarias. En esta región no se observó influencia alguna del sentido de laminación sobre la rugosidad o sobre otras características.



(a)



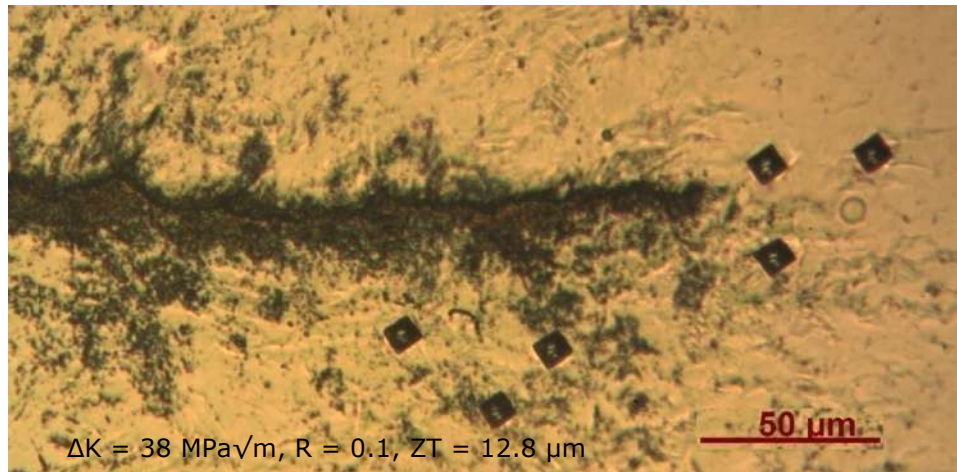
(b)



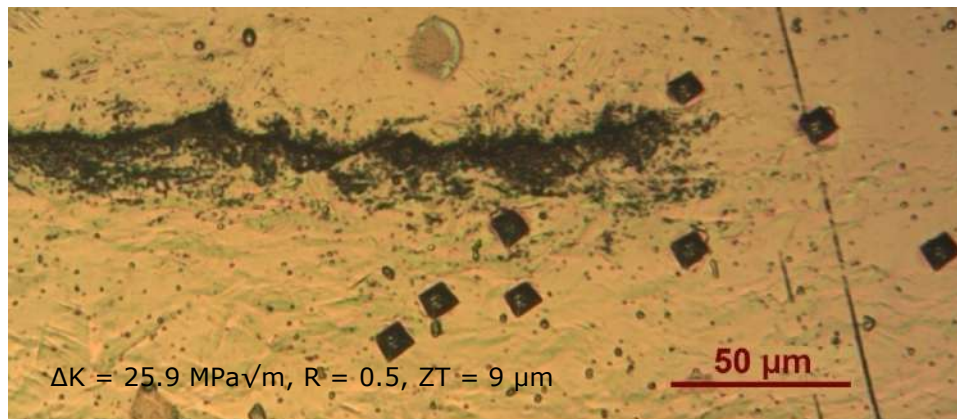
(c)

Figura 5.13. Micrografías ópticas de perfiles de fisuras en AAM pre-deformados a (a) $\Delta K = 37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.1$, (b) $\Delta K = 35.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.1$, (c) $\Delta K = 25.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y $R = 0.5$.

La **Figura 5.14(a)** muestra una micrografía óptica de una fisura propagada por fatiga en un AAM predeformado a $\Delta K = 38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, y la (b) una a $\Delta K = 25.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Puede observarse que si bien la transformación parece supercrítica (terminología introducida por B. Budiasnki *et al.* en [91]), en el orden del tamaño microestructural característico, por fuera de esta zona la transformación es ínfima. De igual manera que en las chapas recocidas, el tamaño de la zona transformada parece ser función fundamentalmente del rango del factor de intensidad de tensiones.



(a)



(b)

Figura 5.14. Micrografías ópticas de perfiles de fisuras propagadas en un AAM pre-deformado a (a) $\Delta K = 38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y (b) $\Delta K = 25.9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

5.2.2. Descripción morfológica de la propagación de fisuras largas en AAM pre-deformados en la región del umbral.

La **Figura 5.15** muestra micrografías ópticas del perfil de fisuras propagadas por fatiga cerca del umbral de propagación en un AAM pre-deformado a una relación de carga de (a-b) $R = 0.1$ T-L, (b) $R = 0.5$ L-T y (c) $R = 0.6$, T-L.

Se pueden observar varios fenómenos que no se habían evidenciado en ninguna de las situaciones analizadas anteriormente. En el caso de las probetas con fisuras con orientación T-L (**Figura 5.15 (a) (b) (e) (f)**), la morfología de la fisura se muestra extraordinariamente plana para todas las relaciones de carga, incluso en la región muy cercana al umbral de propagación. Sin embargo, cuando los ensayos son realizados en probetas maquinadas con orientación L-T (**Figura 5.15 (c) (d)**), la rugosidad promedio aumenta a prácticamente al doble, aunque el valor resultante es del orden de las medidas para los otros casos analizados.

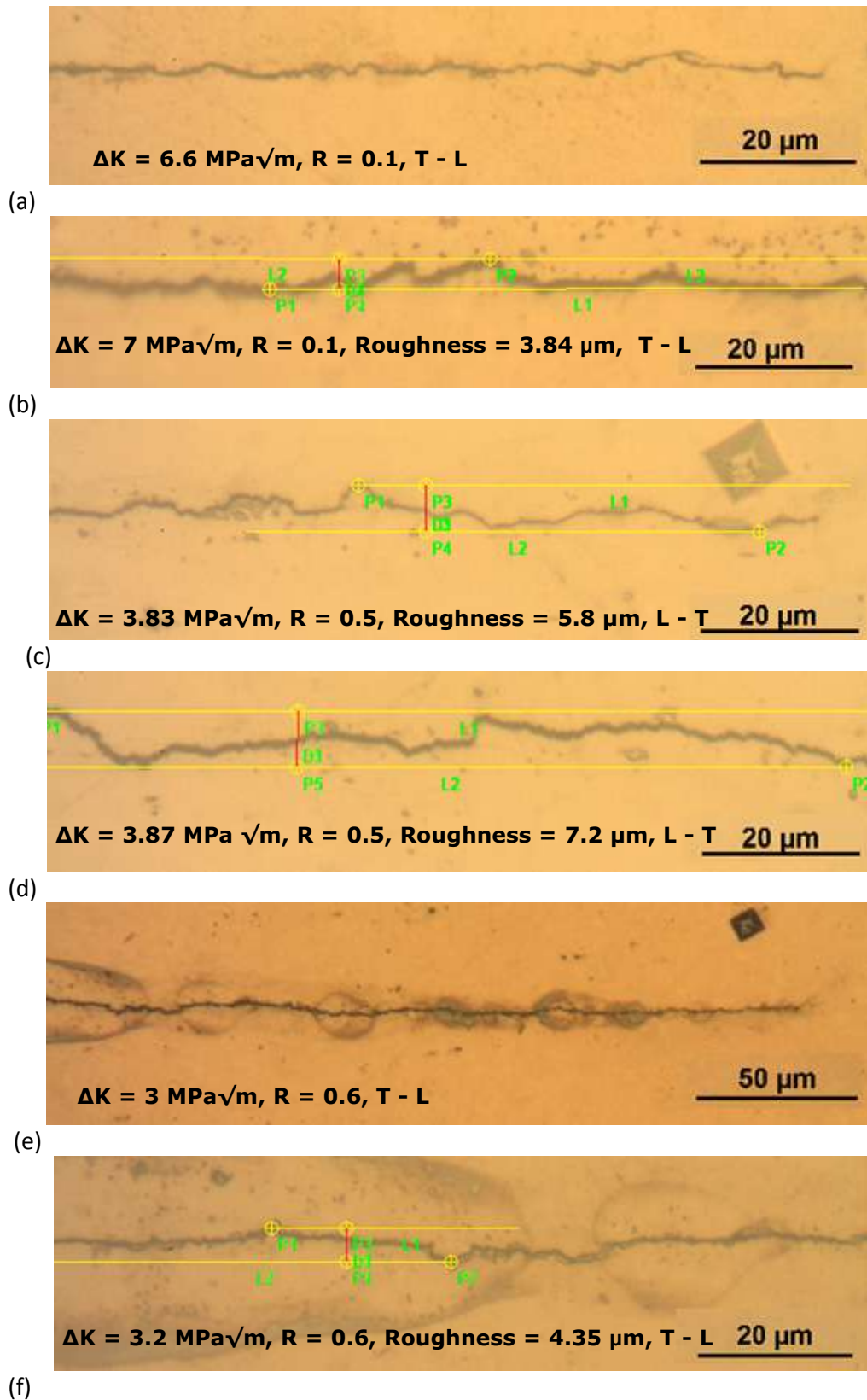


Figura 5.15. Micrografías ópticas del perfil de fisuras propagadas por fatiga en un AAM Pre-deformado a una relación de carga de (a-b) $R = 0.1$ T-L, (c-d) $R = 0.5$ L-T y (e-f) $R = 0.6$ T-L.

5.3. Caracterización del perfil de rugosidad de las fisuras en AAM recocido a temperatura de 80°C

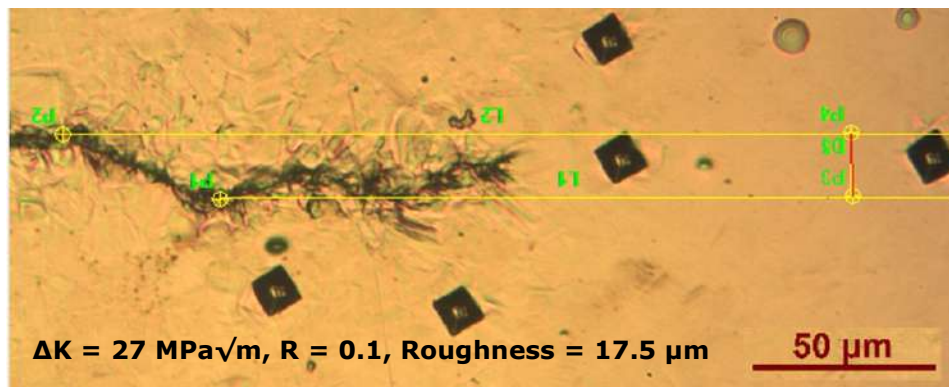
Debido a que toda la literatura revisada indica que la extraordinaria FCGR en esta clase de materiales está relacionada con el hecho de que las altas deformaciones en la punta de la fisura causan transformación martensítica, se quiso explorar el efecto de la transformación martensítica sobre el perfil de rugosidad en ensayos donde al menos teóricamente la transformación martensítica no era tan extensiva.

Teóricamente, o al menos de acuerdo a algunas investigaciones [92], una interfaz de partículas coherentes o semi-coherentes, como la producida por la transformación martensítica, puede aumentar el nivel de rugosidad en el camino de la fisura, lo que podría provocar alguno de los siguientes tres fenómenos que causan retraso en la velocidad de propagación:

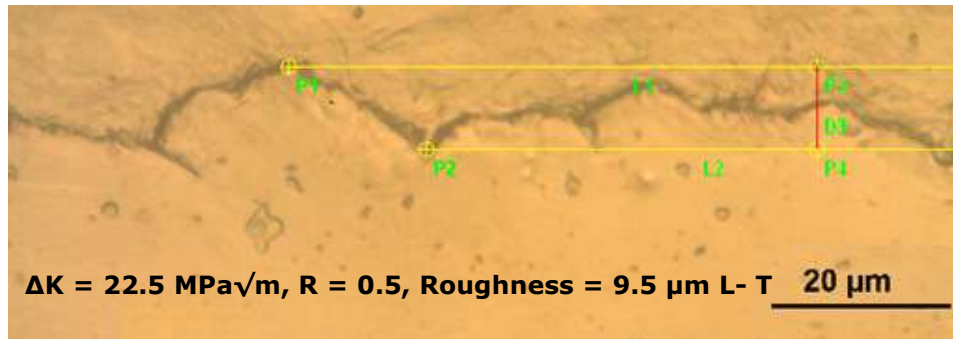
- Para la misma longitud de fisura, la longitud de fisura efectiva para una fisura rugosa es más grande que para una fisura lisa, lo cual implica más energía para la creación de una nueva superficie de fractura [66].
- Para una misma fisura, una fisura con inclinación tiene una menor fuerza impulsora neta [67].
- La rugosidad puede inducir cierre prematuro [28].

En este contexto, la naturaleza de los ensayos a alta temperatura tiene como uno de los principales objetivos, poder comparar los perfiles de propagación en un contexto de alta transformación martensítica (ensayos a temperatura ambiente) contra el perfil de propagación a altas temperaturas (transformación martensítica menos extensiva).

La **Figura 5.16** muestra dos micrografías ópticas del perfil de fisuras a una temperatura de 80°C en (a) un AAM recocido sometido a $R = 0.1$, y (b) en un AAM predeformado a $R = 0.5$. El resultado de la medición de rugosidad en ambos casos indicó que no hay diferencias apreciables con respecto a la rugosidad medida bajo condiciones muy similares pero a temperatura ambiente (ver **Figura 5.2 (e)** y **Figura 5.13 (c)**). En ambos casos también se pudo apreciar la formación de microfisuras secundarias.



(a)



(b)
Figura 5.16. Micrografías ópticas del perfil de fisuras a una temperatura de 80°C en (a) un AAM recocido sometido a $R = 0.1$, y (b) en un AAM pre-deformado a $R = 0.5$ L-T.

La **Figura 5.17** muestra una micrografía óptica del perfil de una fisura propagada por fatiga a una temperatura de 80°C en un AAM recocido a una relación de carga de 0.1. Se puede apreciar que a pesar de que los ensayos fueron realizados a una temperatura cercana a la temperatura M_d , la transformación martensítica es completa en la región correspondiente al tamaño microestructural, como se ha observado en todos los casos.

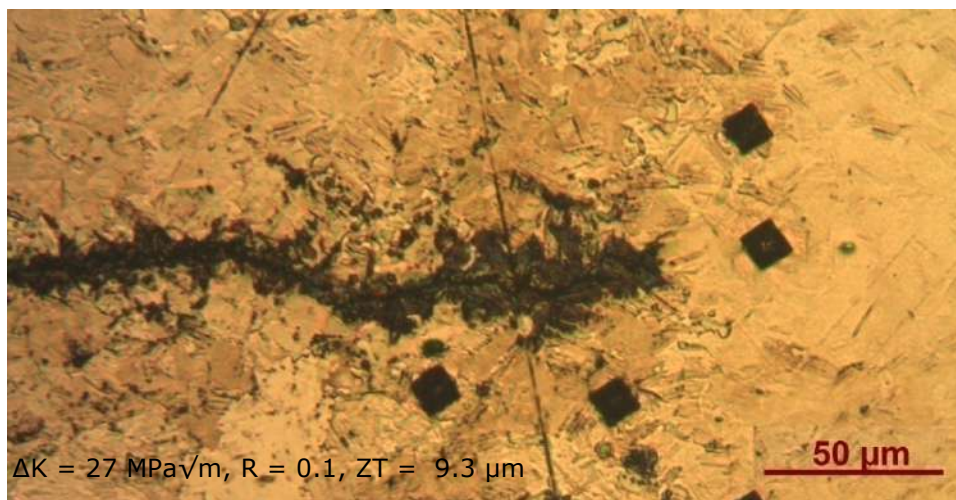


Figura 5.17. Micrografía óptica del perfil de una fisura propagada por fatiga a una temperatura de 80°C en un AAM recocido a una relación de carga de 0.1.

5.4. Análisis de las superficies de fractura

La **Figura 5.18** muestra resultados de análisis de difracción por rayos X sobre las superficies de fractura en algunas de las condiciones ensayadas para AAM recocido y predeformado. Los análisis realizados en la región intermedia del crecimiento de fisuras mostraron la no presencia de austenita en la superficie de fractura. Esto indicaría que la transformación martensítica fue total en esta región tanto para la aleación predeformada como para la recocida.

Por otro lado, los análisis de los ensayos realizados a ΔK decreciente hacia la región del umbral de propagación mostraron tanto la presencia de picos de austenita como de martensita, siendo para todos los casos, mayor la cantidad de martensita.

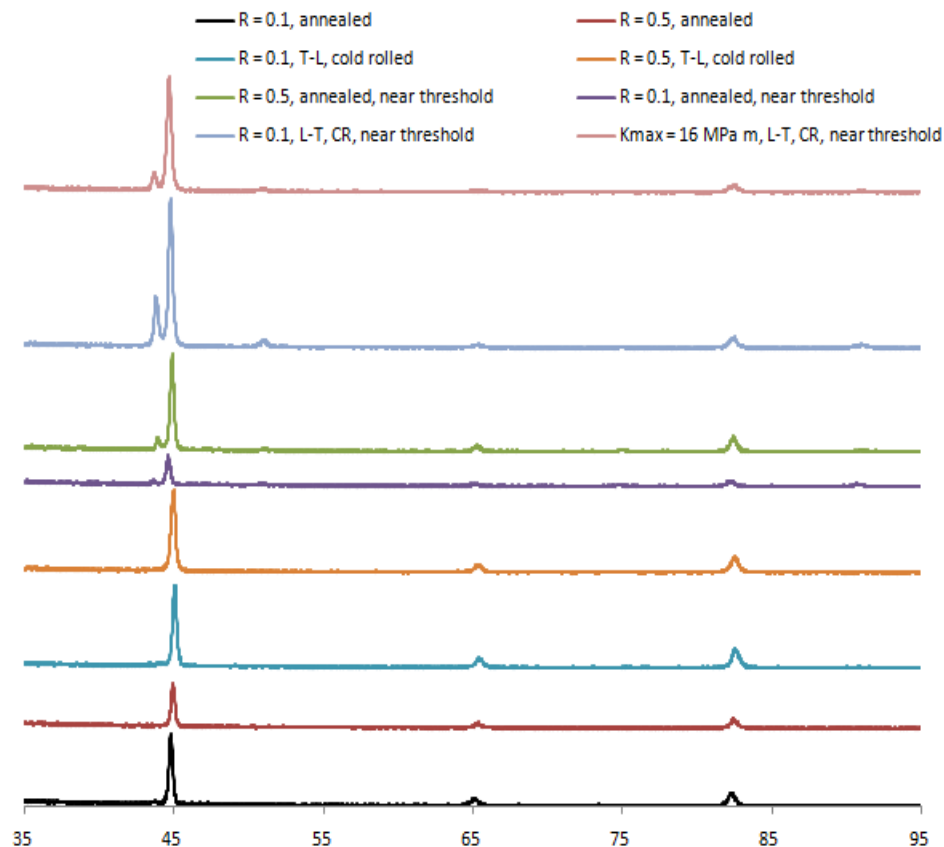


Figura 5.18. Resultados de los análisis de difracción por rayos X sobre las superficies de fractura de un AAM AISI 310LN en estado recocido y laminado en frío, para diferentes configuraciones de ensayo.

El resto de las figuras de esta sección muestran fotos de superficies de fractura tomadas utilizando microscopía electrónica. Como veremos, todas las superficies de fractura analizadas revelaron que el modo de fractura es mayormente transgranular sin estricciones, presentando las siguientes

características morfológicas para todas las situaciones: regiones de facetas planas, microfisuras perpendiculares al plano de la fisura, y mayormente regiones irregulares.

La **Figura 5.19** muestra una micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM recocido ensayado a temperatura ambiente a $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 8$ MPa \sqrt{m} (región del umbral). La **Figura 5.20** muestra en cambio la misma configuración pero para $\Delta K \approx 30$ MPa \sqrt{m} (región de Paris). Cerca del umbral las superficies de fractura se pueden diferenciar por el incremento en la cantidad de facetas planas. De acuerdo a algunos autores estas facetas planas corresponden a separación por los bordes de macla [93], mientras que las regiones rugosas están compuestas por prominencias de características paralelas que parecen revelar la existencia de la estructura de las placas de martensita (ver **Figura 5.19**). Las características presentes en la región del umbral son muy similares a las que se pueden observar en la región de Paris a bajos valores de relación de carga, aunque, en este caso, la aparición de las facetas planas fue mucho menor y el contraste de las zonas rugosas parece mucho mayor (ver **Figura 5.20**).

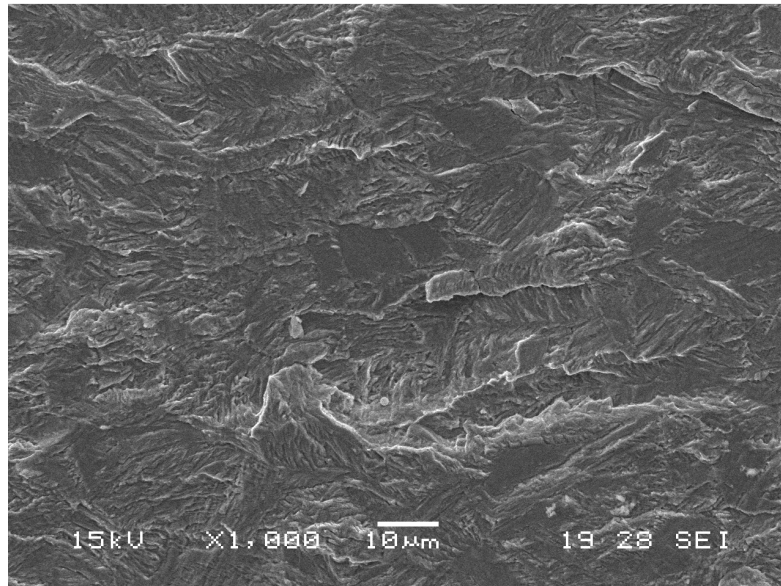


Figura 5.19. Micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM recocido ensayado a temperatura ambiente a $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 8$ MPa \sqrt{m} .

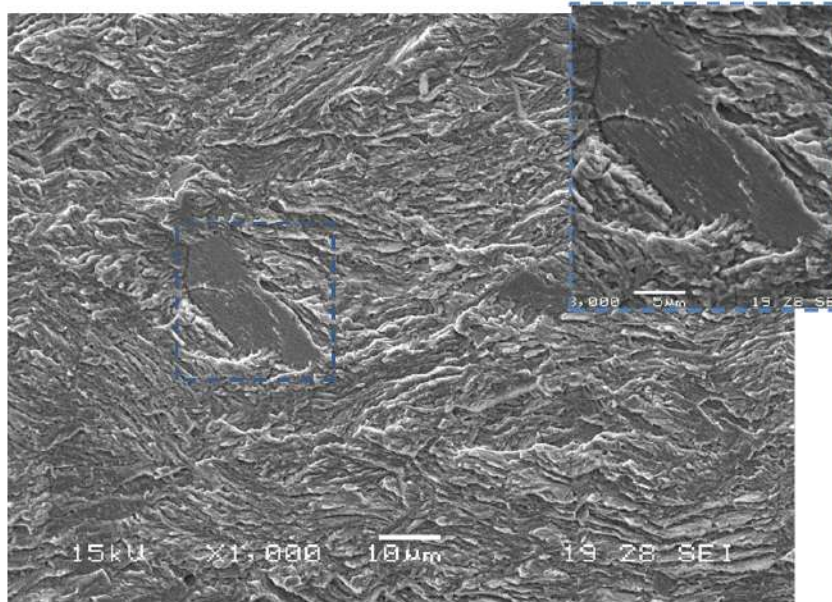


Figura 5.20. Micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM recocido ensayado a temperatura ambiente a $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

La **Figura 5.21** muestra una micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM ensayado a (a) $R = 0.5$ y $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en estado recocido, (b) $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ en condición predeformada. La **Figura 5.22** muestra en cambio una micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM predeformado ensayado a $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Si el análisis de las superficies de fractura se hace a valores intermedios de ΔK , pero a altos valores de relación de carga, la aparición de estas facetas se hace mucho menos frecuente y las zonas rugosas muestran una apariencia tipo de quasi-clivaje, con un importante aumento de fisuras secundarias perpendiculares al avance de la fisura (ver **Figura 5.21 (a)**). Este tipo de superficies de fractura es muy parecida a la que se puede encontrar en las superficies de fractura del acero laminado en frío cuando la dirección de laminado del material es perpendicular al avance de la fisura (ver **Figura 5.21 (b)**).

Cuando el avance de la fisura es paralelo a la dirección de rolado, la cantidad de microfisuras secundarias disminuye. En cambio, se pueden encontrar características de ruptura decohesiva que se asemejan a defectos de delaminado (ver **Figura 5.22.**).

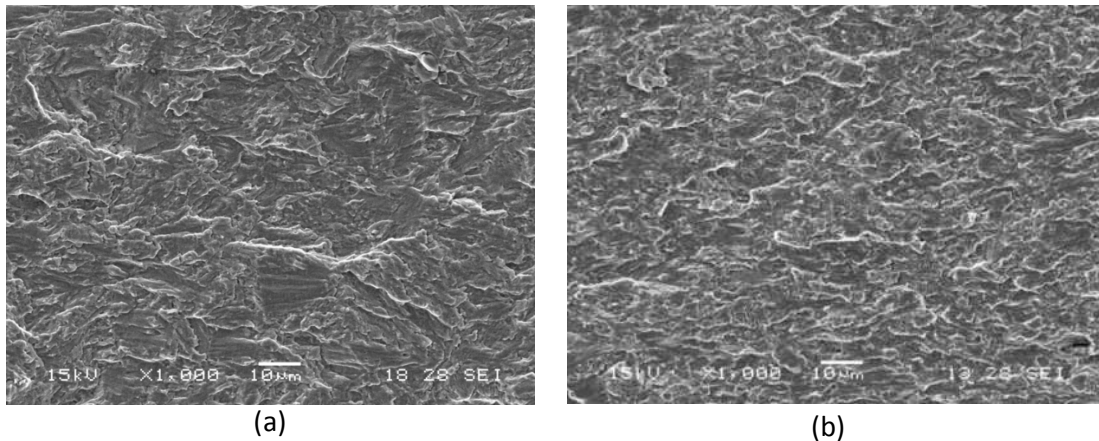


Figura 5.21. Micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM recocido ensayado a (a) $R = 0.5$ y $\Delta K \approx 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, (b) y pre-deformado a $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, L-T .

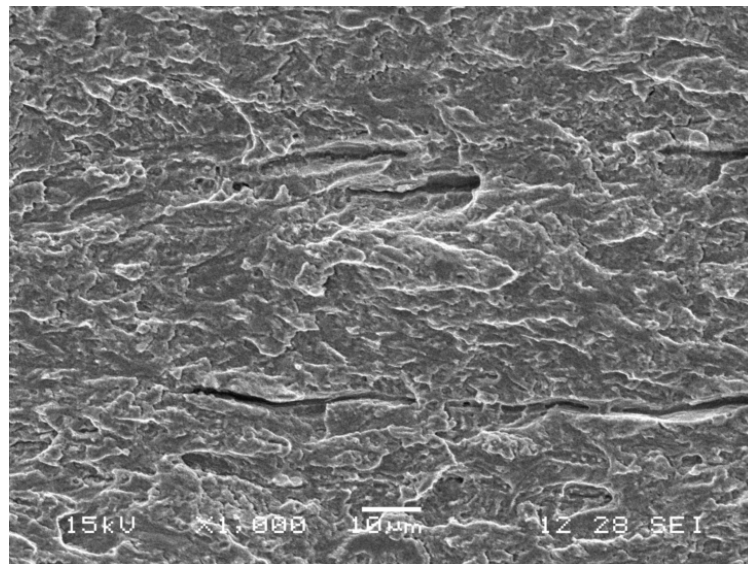


Figura 5.22. Micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM pre-deformado ensayado a $R = 0.1$ y $\Delta K \approx 28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, T-L.

En la región cercana al umbral de propagación de los aceros predeformados, **Figura 5.23**, las superficies de fractura parecen mostrar muchas facetas planas a bajas magnificaciones. Sin embargo, a altas magnificaciones puede observarse que estas regiones planas siguen siendo irregulares con la apariencia de quasi-clivaje, similar a lo encontrado en las **Figura 5.21** y **5.22**. En este caso el contraste parece mucho menor, lo cual concuerda con el muy bajo nivel de rugosidad encontrado en el umbral de propagación de aceros predeformados.

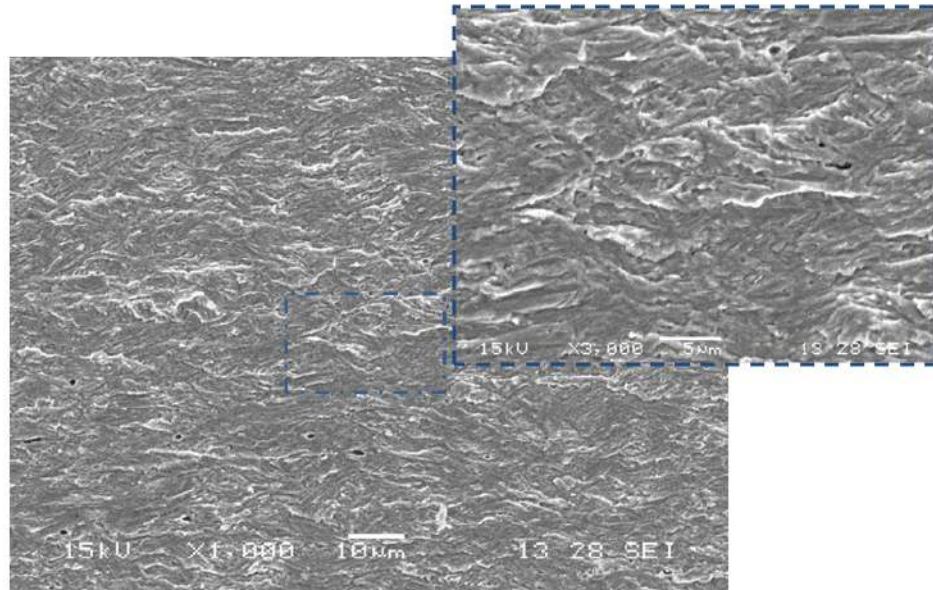


Figura 5.23. Micrografía electrónica de la superficies de fractura de un AAM predeformado ensayado a $R = 0.83$ y $\Delta K \approx 3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, L-T.

5.5. Consideraciones generales del perfil de rugosidad, del modo de fractura y de la evolución de la cantidad de martensita transformada por deformación en fisuras propagadas por fatiga en AAM

En función de los análisis realizados podríamos concluir que en general para la aleación estudiada la tortuosidad del camino de la fisura aumenta con el incremento del ΔK aplicado, al menos para la región de Paris del crecimiento de fisuras ($19 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} < \Delta K < 38 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Este incremento parece estar relacionado con el incremento en la cantidad de placas de martensita. De igual manera, con el incremento del ΔK aplicado se observa un incremento de la cantidad de fisuras secundarias, lo cual concuerda con las características de fractura frágil observadas en las superficies de fractura.

Con la disminución en el ΔK aplicado se puede observar que la rugosidad en las aleaciones de AAM en estado recocido muestran una rugosidad promedio ligeramente menor al tamaño microestructural. Cuando el ΔK se acerca al umbral ΔK_{th} , vuelve a surgir un ligero incremento en la rugosidad, lo cual se podría relacionar con un cambio del modo de deslizamiento asociado al proceso de daño en la punta de la fisura, de duplex slip a single slip. En las aleaciones laminadas en frío (predeformada, 40%), la rugosidad en la región cercana al umbral es muy pequeña. Sin embargo, dependiendo del sentido de la laminación, la rugosidad promedio puede variar en esta región.

A partir de los perfiles observados se podría concluir que la fisura tiende a ser guiada por las láminas de martensita, lo que compite con la dirección principal de propagación dada por las tensiones normales máximas asociadas al modo de carga en tracción. La consecuencia es un perfil de fisura con una rugosidad asociada al tamaño y distribución de la estructura de la martensita. La **Figura 5.24** ejemplifica este concepto.

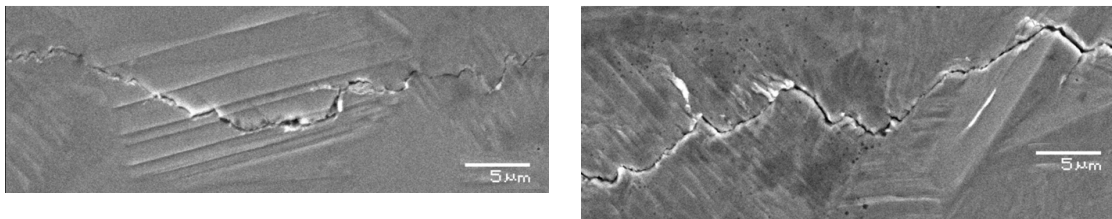


Figura 5.24. Ejemplos de perfiles de fisuras y su relación con la estructura martensítica.

Con respecto al tamaño de la zona transformada se podrían resumir de la siguiente manera las tres características generales para todos los ensayos realizados:

- (i) No hay transformación martensítica más allá del último grano hasta el que ha avanzado la fisura,
- (ii) No hay transformación martensítica causada por deformación asociada a la punta de la fisura más allá de los 200 μm del plano de la fisura,

(iii) La altura de la estela de transformación martensítica es proporcional al rango del factor de intensidad de tensiones en la zona de Paris.

La **Figura 5.25** muestra el resultado de la medición de la altura de la estela de transformación martensítica en función del ΔK aplicado en base a mediciones ópticas realizadas sobre la punta de las fisuras en AAM recocido. En la región de Paris (niveles medios y altos de ΔK) se pudo encontrar una relación entre ambas variables.

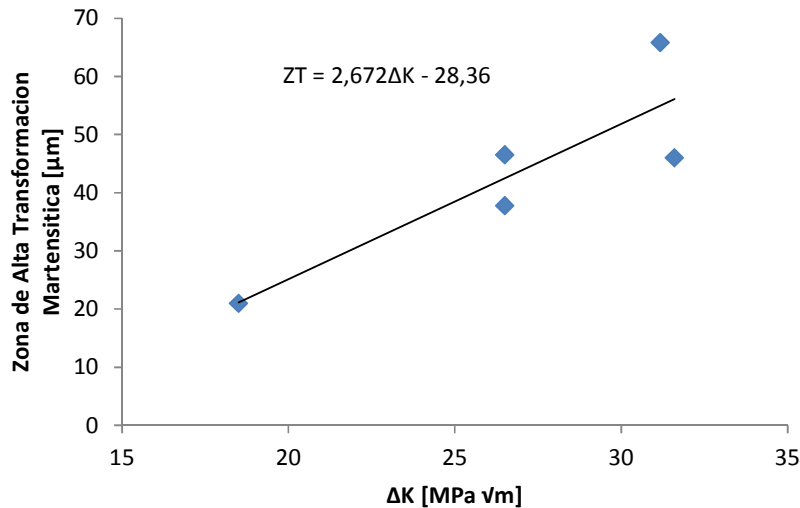
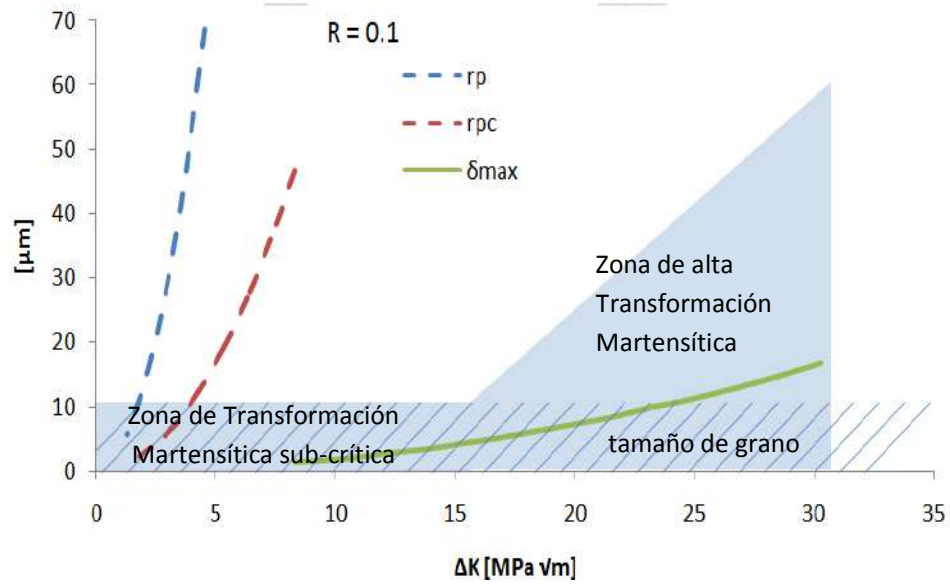


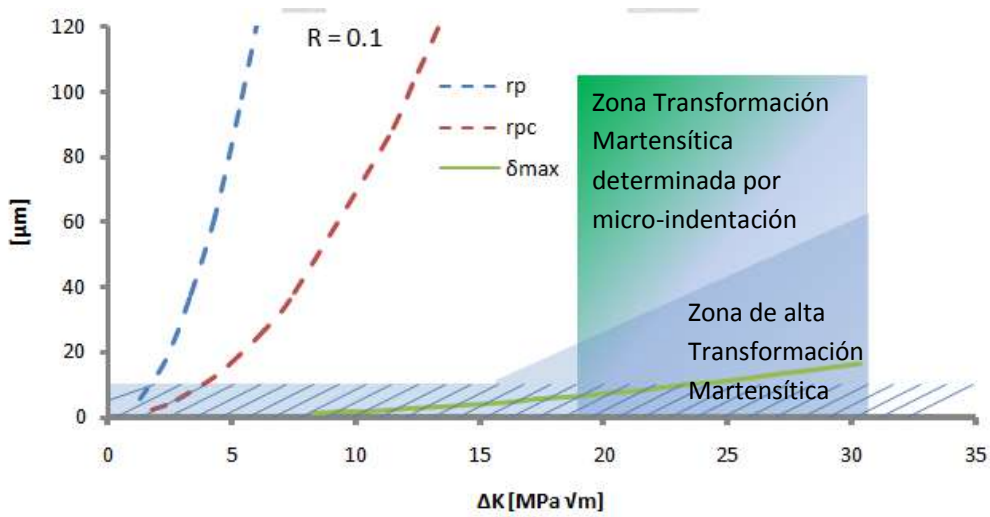
Figura 5.25. Medición del tamaño de la zona transformada en base a mediciones ópticas realizadas sobre la punta de la fisura en AAM recocido.

Si usamos como referencia las mediciones de micro-dureza en vez de las de ataque químico (ver **Figura 5.4, 5.8 y 5.12**), se puede encontrar que la dureza muestra incrementos sustanciales por debajo de los 110 μm con respecto al plano de la fisura, y el valor de dureza se mantiene constante a partir de los ≈ 19 MPa $\sqrt{\text{m}}$. Probablemente las diferencias entre estas dos técnicas se deban a que la medición de la zona transformada por micro-dureza es una técnica indirecta, y la de ataque químico es una técnica directa. Quizás las mediciones de micro-dureza estén reflejando una zona de transformación martensítica parcial. Entre aproximadamente 16 MPa $\sqrt{\text{m}}$ y 19 MPa $\sqrt{\text{m}}$ existe una zona de transición, y para todos los casos se observó que por debajo de los 16 MPa $\sqrt{\text{m}}$ la zona transformada no es más grande que el tamaño microestructural. La **Figura 5.26** muestra de forma esquemática el tamaño de las diferentes zonas que están involucradas en el proceso de daño por fatiga en este material, en la que se han agregado esquemáticamente estos conceptos.

En los aceros AAM predeformados la transformación martensítica es super-crítica en la región de Paris. Sin embargo, por las mediciones de ataque químico se puede inferir que ésta no es muy superior al tamaño microestructural. Para ambos aceros en la región cercana al umbral la transformación se limita al tamaño microestructural y es sub-crítica.



(a)



(b)

Figura 5.26. Representación esquemática de las zonas características y los parámetros microestructurales más relevantes incluyendo (a) la medición de la zona de transformación martensítica por ataque químico, (b) la zona de transformación martensítica determinada por micro-indentación.

En cuanto a las características fundamentales encontradas en las superficies de fractura de los AAM en todas las condiciones ensayadas, se puede concluir que el modo de fractura es el de un material tipo frágil. Por lo tanto no es esperable, en base al modo de fractura, que la velocidad de propagación en este tipo de materiales sea especialmente lenta. No se han encontrado además características específicas que puedan ser usadas para explicar las diferencias en la velocidad de propagación para las diferentes condiciones microestructurales estudiadas. Se esperaba encontrar al menos un ligero incremento en algunas características de fractura por fatiga dúctil, como por

ejemplo estriaciones que pudieran explicar la disminución en la velocidad de propagación, lo cual no ocurrió.

Finalmente es necesario remarcar que considerar cuantitativamente los efectos de la rugosidad y de las desviaciones del camino de la fisura sobre la velocidad de propagación es una tarea muy difícil, ya que requiere de una evaluación estadística de los ángulos y deflexiones que se puedan encontrar. Esto aún sin tener en cuenta el hecho de que los modelos analíticos conocidos y usados para estimar los efectos de la deflexión sobre el camino de la fisura (ver por ejemplo [66,94]) consideran que el tamaño de la zona deflectada debe ser mayor que la zona plástica cíclica, condición no encontrada en el material de esta investigación, incluso a valores de ΔK cerca del umbral de propagación. Más allá de estas circunstancias, sería necesario poder observar diferencias significativas en los niveles de rugosidad para poder explicar las diferencias en la velocidad de propagación en base a este mecanismo, situación que no ocurre en estos aceros para la región intermedia del crecimiento de fisuras. Sin embargo, en la región cercana al umbral de propagación la situación es diferente y en el **capítulo 6** se abordara con un poco más de detalle este tema.

Capítulo VI

Discusión y Análisis Complementarios

De acuerdo con las observaciones experimentales realizadas hasta el momento, hay claramente dos fenómenos que están influenciando la velocidad de propagación en el AISI 301LN estudiado: el cierre prematuro y la transformación martensítica. En cuanto al cierre prematuro, aún no es posible obtener con precisión la contribución de este factor al daño por fatiga, ya que para ello es necesario conocer la fuente de este fenómeno, cosa que resulta prácticamente imposible con la tecnología existente. Lo que se intentará realizar aquí es una estimación indirecta del fenómeno que causa cierre prematuro a partir de las observaciones experimentales.

En este capítulo analizaremos además la contribución de la transformación martensítica en el incremento en la resistencia del avance de fisuras por fatiga en el AAM estudiado, que se hará siguiendo los estudios realizados sobre la transformación martensítica en la Zirconita (la cual ha sido mucho más estudiada que en los AAM). El análisis de estos factores servirá para estimar más fácilmente la contribución de K_{max} como fuerza impulsora.

6.1. Evaluación y análisis de las variables fractomecánicas que controlan el crecimiento de fisuras por fatiga en AAM

Para evaluar la capacidad de los diferentes métodos estudiados en este trabajo para correlacionar los efectos de la relación de carga, se comparó la velocidad de propagación de fisuras versus las diferentes fuerzas impulsoras. Para hacer esto nos apoyamos en los gráficos de barra de las **Figuras 6.1, 6.2 y 6.3**, en los cuales la fuerza impulsora está normalizada en términos de los ensayos libres de cierre prematuro: ensayo a $R = 0.5$ en la región de Paris, y ensayo a $K_{max} = cte$ ($23\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) en la región cercana al umbral de propagación. La mejor correlación se obtiene cuando los gráficos de barra tienen todos la misma altura para una misma fuerza impulsora, y están más cercanos a una altura de 1.

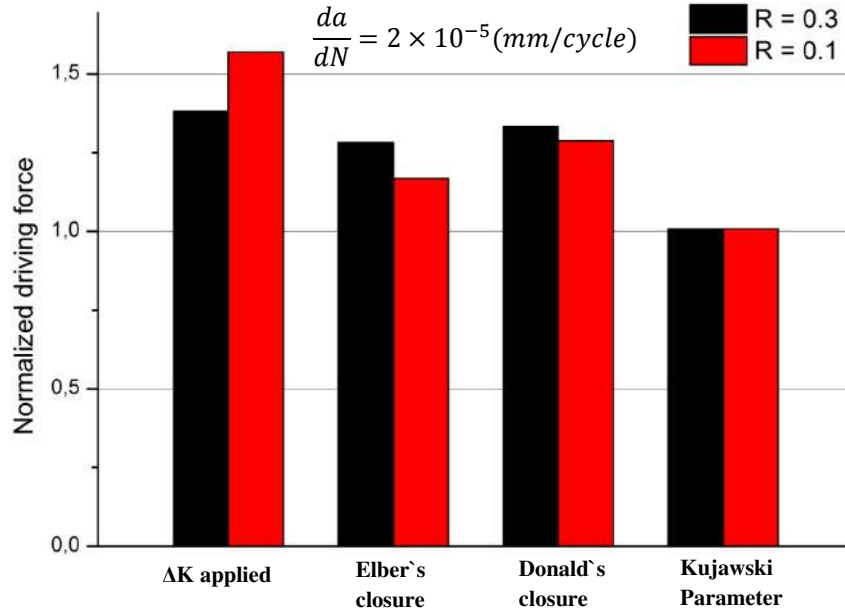


Figura 6.1. Gráfico de barras ilustrando la correlación obtenida para relacionar los efectos de la relación de carga por medio de los diferentes modelos usados en este trabajo, para el material AISI 301LN en estado recocido en la región de Paris

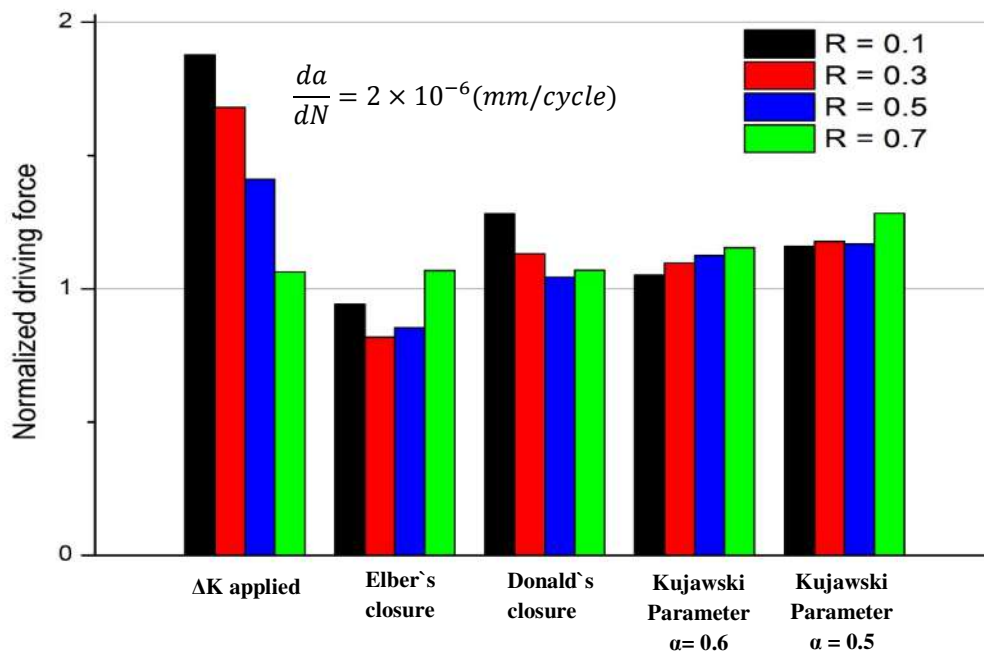


Figura 6.2. Gráfico de barras ilustrando la correlación obtenida para relacionar los efectos de la relación de carga por medio de los diferentes modelos usados en este trabajo, para el material AISI 301LN en estado recocido a una FCGR de 2×10^{-6} mm/cycle.

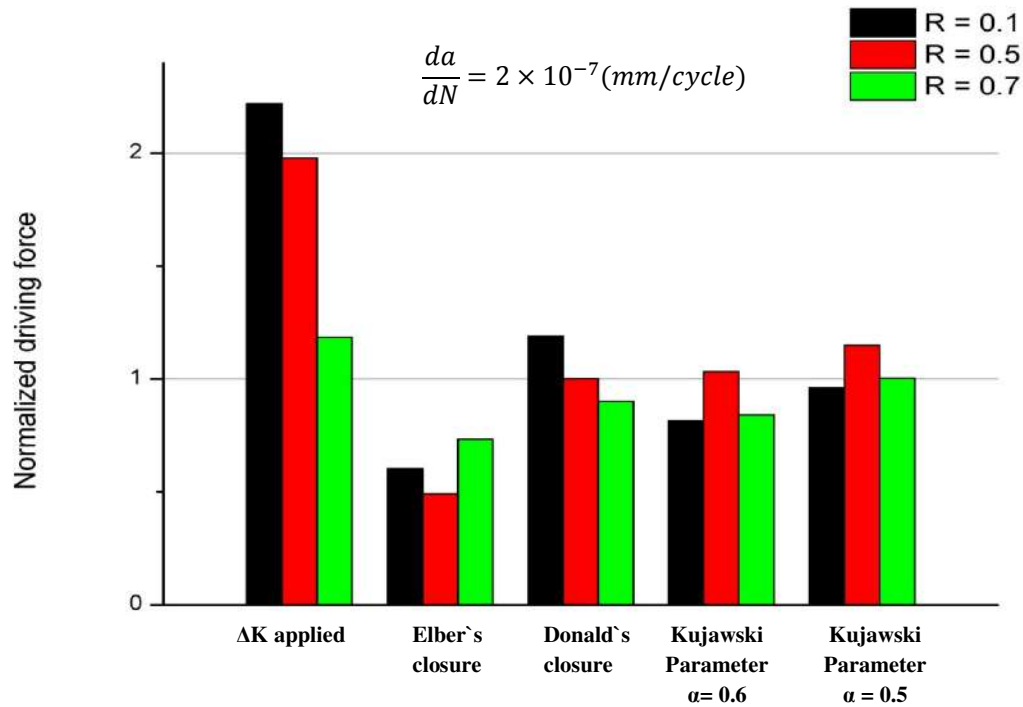


Figura 6.3. Gráfico de barras ilustrando la correlación obtenida para relacionar los efectos de la relación de carga por medio de los diferentes modelos usados en este trabajo, para el material AISI 301LN en estado recocido a una velocidad muy cercana al umbral de propagación.

6.1.1. Análisis de resultados en la región de Paris para AAM en estado recocido

En la región de Paris para el AAM en estado recocido es evidente que la mejor correlación es la obtenida usando el doble parámetro de Kujawski con un alfa de 0.6, a pesar de ser un parámetro global que no tiene en cuenta la contribución de efectos extrínsecos como lo podría ser el cierre prematuro (ver **Figura 6.1**). Si se asumiera que la única fuerza impulsora para la propagación de fisuras es el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK (o el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo, ΔK_{eff}), se podría decir que las mediciones de cierre prematuro subestiman el efecto del contacto entre las caras de la fisura en la región de Paris del acero recocido. Incluso aunque supusiéramos que la técnica empleada tiene falta de sensibilidad para la medición de este fenómeno, como se ha sugerido en varias investigaciones que aseguran que las mediciones lejanas a la punta de la fisura no tienen suficiente sensibilidad para la medición de esta variable [95], sería inevitable seguir pensando que la posibilidad del contacto entre las caras de la fisura en los ensayos a $R = 0.1$ y ≈ 0.3 se deben a las rugosidades del camino de la fisura. Este concepto es basado en la aleatoriedad que tuvieron las mediciones de cierre prematuro en esta región (ver **Figura 4.12**), y al hecho de que no siguen de forma determinística ninguno de los modelos propuestos (ver [96]u[81]) para estimar el cierre prematuro.

De acuerdo con las estimaciones realizadas por A.K. Vasudevan *et al.*[86], el valor del factor de intensidad de tensiones por cierre prematuro debido a rugosidades tan solo representa un 20% de las estimaciones según el cálculo de Elber. Si tuviéramos en cuenta la estimación del cierre

prematureo inducido por rugosidad según los cálculos de A.K Vasudevan *et al.*, se podría ver que la disminución del ΔK efectivamente aplicado a la punta de la fisura debido al cierre prematuro representa menos del 5% para los ensayos a $R = 0.1$, y del 1% para los ensayos a $R = 0.3$. En la **Figura 6.4** se muestran posibles puntos de contacto que pueden causar desviaciones en la curva carga desplazamiento.

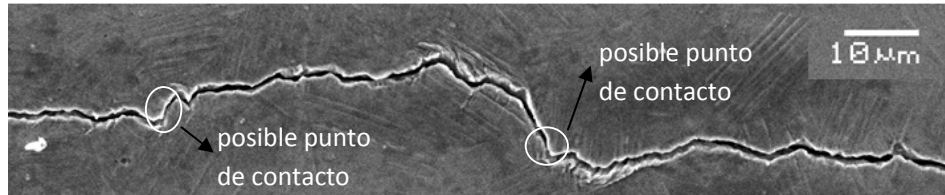


Figura 6.4. Perfil de rugosidad de un ensayo a $R = 0.1$ en la región de Paris para un acero en estado recocido, mostrando los posibles punto de contacto entre las caras de la fisura.

Pese a que los resultados usando el ΔK_{eff} no dieron resultados positivos a la hora de correlacionar los efectos de la relación de carga, se quiso evaluar la hipótesis acerca de la existencia de cierre prematuro debido a la transformación de fase. Este análisis se hizo por medio de la comparación directa entre ensayos realizados en probetas de iguales características pero a diferente temperatura, y los resultados de las mediciones pueden encontrarse en la **Tabla 4.2**. A partir de estas mediciones es evidente que para el material usado en esta investigación, y con las técnicas empleadas para medir el cierre prematuro, no se puede certificar adecuadamente la existencia del mecanismo de cierre prematuro inducido por transformación martensítica, tal como se ha sugerido para esta clase de materiales [28].

Finalmente, se podría decir que no parece casualidad que el valor del parámetro α del modelo de Kujawski sea 0.6 para esta aleación, y sea igual a 0.36 para la aleación del estudio de S. Kalnaus *et al.* [42] que ensayó un AAM a temperatura de no transformación. Esto se infiere a partir de las imágenes de las superficies de fractura de nuestro trabajo (ver por ejemplo **Figura 5.20** y **5.21 (a)**) que muestran características más propias de un material frágil que de un material dúctil, típica de materiales con pocos sistemas de deslizamiento como lo es la martensita. Esto habla claramente de la importancia del K_{max} como fuerza impulsora para la propagación de fisuras en la región de Paris del acero estudiado en estado recocido.

6.1.2. Análisis de resultados en la región cercana al umbral de propagación de fisuras en AAM en estado recocido

Una de las conclusiones de los resultados obtenidos en esta región, es que al menos siguiendo los procedimientos de la norma ASTM para ensayos de propagación de fisuras para la determinación de

umbrales de propagación⁵, el material estudiado en estado recocido tiene un comportamiento atípico en comparación con otras aleaciones metálicas. Esto se hace muy evidente si graficamos la relación ΔK_{th} vs. R , o ΔK_{th} vs. K_{maxth} (ver **Figura 6.5**), más conocidas como curvas fundamentales en el umbral tal como lo propusiera A. K Vasudévan *et al.* [97]. Para mayor información acerca de las curvas fundamentales en el umbral de A.K. Vasudevan *et al.* ver el **Anexo A**, o se recomienda leer la referencia [98].

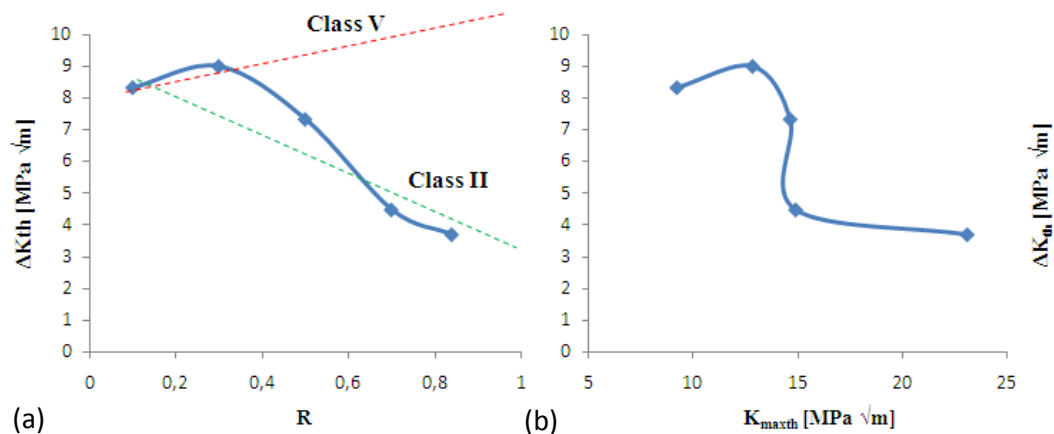


Figura 6.5. Curvas fundamentales en el umbral para el acero ensayado en estado recocido, (a) en términos de ΔK_{th} vs. R (b) en términos de ΔK_{th} vs. K_{maxth} .

Tan solo el hecho de que este material muestre una ligera tendencia a un comportamiento tipo clase V es algo bastante particular. Por este motivo fue que se realizó este ensayo tres veces para comprobar que no era un problema asociado a alguna bifurcación de la fisura ni a un problema de la máquina servo-hidráulica en la que se realizaron los ensayos. Este comportamiento se ha observado tan solo en algunos materiales poliméricos, e intuyen que se puede deber a que en esta clase de materiales la resistencia aumenta con el incremento en el K_{max} . En un sentido más general, esto aun sin ser demasiado estrictos en la categorización, el comportamiento de este material en estado recocido es similar al de materiales Clase II, que de acuerdo a A. K Vasudévan *et al.* sufren de una gran interacción entre K_{max} y ΔK_{th} .

El comportamiento de los materiales en la zona del umbral no sólo se ha intentado describir en base a las curvas de K_{max} vs. ΔK . De manera alternativa A. McEvily y R.O. Ritchie [99] lo han intentado basados en el tradicional mecanismo de cierre prematuro, y establecieron curvas de K vs. R para explicar las curvas fundamentales del umbral de propagación de A. K. Vasudevan *et al.* La **Figura 6.6** muestra el comportamiento del K_{min} , el K_{max} y el K_{op} en función de la relación de carga para dos velocidades diferentes y cercanas al umbral de propagación para la aleación recocida. Si el cierre prematuro fuera el responsable de los efectos de la relación de carga, se tendría que observar en este tipo de curvas que el ΔK_{eff} debería tener el mismo valor para todas las relaciones de carga. Y según A. McEvily *et al.*, si el cierre prematuro fuera inducido por rugosidad se debería ver a la curva

⁵Debido a que el material utilizado en esta investigación está en forma de chapas de espesor delgado, la utilización de otros procedimientos para la determinación de umbrales [193], como compresión – compresión pre-cracking se ve limitada.

de K_{op} versus la relación de carga R como una recta de pendiente nula. Basados en este tipo de curvas y en el análisis de A. McEvily *et al.*, se podría afirmar que para este material el cierre prematuro se debe a algún mecanismo de cierre prematuro característico de este material, y que se hace más importante con el aumento de la relación de carga, especialmente a $R = 0.3$ y $R = 0.5$. Esta observación es realmente atípica en metales.

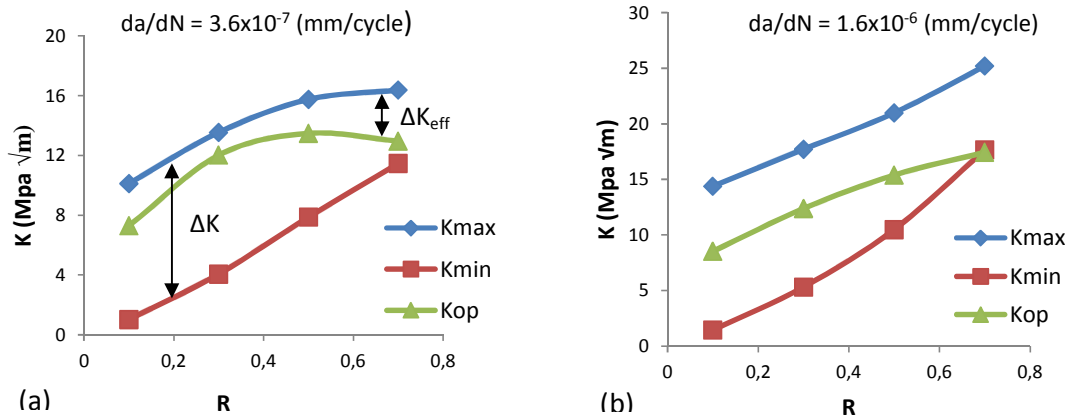


Figura 6.6. Curvas de análisis de la región cercana al umbral de propagación en términos de K_{\min} , K_{op} y K_{\max} (a) para una velocidad de 3.6×10^{-7} (mm/cycle) (b) para una velocidad de 1.6×10^{-6} (mm/cycle).

Aunque las curvas fundamentales en el umbral no sean una explicación alternativa al cierre prematuro, es evidente que para algunos materiales bajo ciertas circunstancias, el cierre prematuro puede lograr modificar el comportamiento fundamental del material. Este concepto se basa en el hecho de que la combinación de las curvas de la **Figura 6.5** y **6.6** indicarían que cuando el valor del cierre prematuro es demasiado alto puede llevar a comportamientos clase V.

En la revisión bibliográfica realizada durante el desarrollo de esta tesis doctoral, no se ha encontrado ninguna fuente de cierre prematuro que pueda explicar el comportamiento visto en la **Figura 6.6**. Sin embargo, a partir del análisis realizado a continuación se podría inferir que el cierre prematuro de este material tiene una parte importante inducido por rugosidad. Si consideramos, tal como se sugiere en muchas investigaciones y análisis elasto-plásticos, que el cierre prematuro por plasticidad es insignificante en la región cercana al umbral de propagación debido a que la plasticidad es limitada [7], y tal como se ha considerado a partir de los resultados surgidos en este estudio, que el efecto de cierre prematuro inducido por transformación martensítica no es visible a partir de las mediciones de compliancia, la única opción conocida y disponible para este material bajo las condiciones ensayadas de sufrir cierre prematuro, es por rugosidad. Este concepto es analizado entonces en mayor detalle a continuación.

Las características del cierre prematuro inducido por rugosidad revelan que podría considerarse como el que permite mayor daño en la región por debajo de la tensión de apertura [86]. Esto concuerda con los gráficos de barra de la **Figura 6.2** y **6.3**, que muestran cómo el cierre prematuro según la propuesta de Elber sobreestima el efecto del cierre prematuro en la región del umbral, contrario a lo que ocurre en la región de Paris. En la **Figura 6.7** se graficó la curva de carga vs. desplazamiento del ensayo realizado a $R = 0.5$, $C = -0.08 \text{mm}^{-1}$, un valor de $\Delta K = 10.1 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, y $S_o/S_{\max} = 0.75$. Esta curva fue comparada con la curva carga vs. desplazamiento para un ensayo a $R = 0.5$, $C = -0.08 \text{mm}^{-1}$ y orientación T-La un valor de $\Delta K = 4.4 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, y $S_o/S_{\max} = 0.75$, con el objetivo de

determinar cualitativamente que un perfil con mayor cantidad de picos de rugosidad sufre más daño por fatiga, para un mismo valor de S_o/S_{max} . La comparación se hizo en términos de la técnica ACRn2 [89]. La técnica de ACRn2 es una idea análoga al efecto Donald, ya que ambas implican que hay daño por fatiga debajo de la tensión de apertura, aunque la técnica ACRn2 es un poco más sensible para la medición de cierre prematuro sobre superficies de contacto no homogéneas. Se escogió la comparación con respecto a la probeta $R = 0.5$, $C = -0.08mm^{-1}$ y orientación T-L, debido a que las probetas con esta orientación fueron las que mostraron perfiles más planos.

Usando la técnica ACRn2 el ΔK_{eff} se calcula como:

$$\Delta K_{eff} = ACRn2 * \Delta K \quad 6.1$$

Donde ACRn2 se calcula como:

$$ACRn2 = \frac{C_s - C_i}{C_o - C_i} \quad 6.2$$

Donde C_s es la inversa de la pendiente de la secante dibujada entre el mínimo de carga y desplazamiento y el máximo de carga y desplazamiento, C_o es la inversa de la pendiente de carga desplazamiento ideal, y C_i es la inversa de la pendiente carga desplazamiento en la parte inferior de la curva.

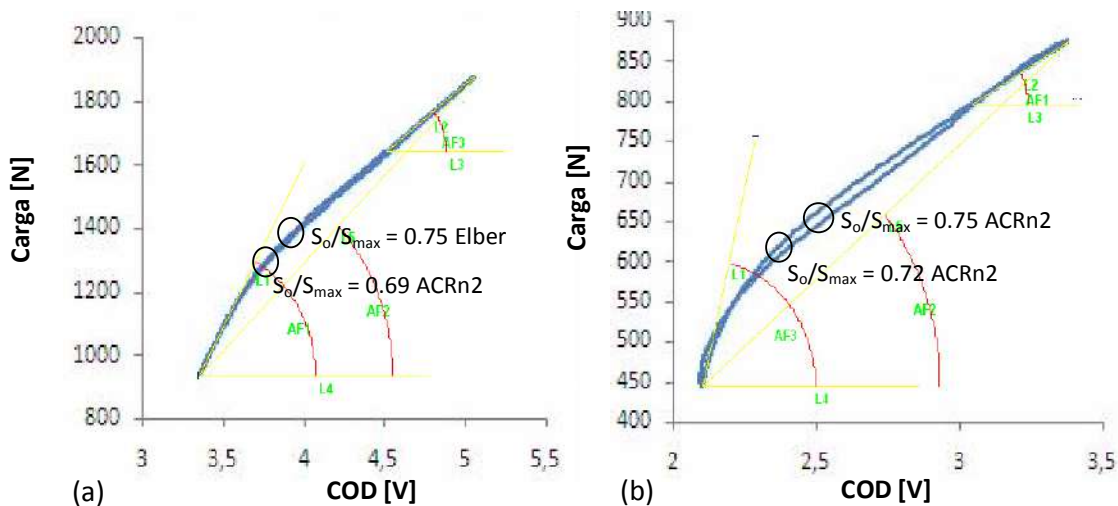


Figura 6.7. Curva de carga vs. desplazamiento⁶ para (a) un ensayo a $R = 0.5$ y $C = -0.08mm^{-1}$ a un valor de $\Delta K = 10.1 MPa \sqrt{m}$, y $S_o/S_{max} = 0.75$ y (b) para un ensayo a $R = 0.5$, $C = -0.08mm^{-1}$ y orientación T-L a un valor de $\Delta K = 4.4 MPa \sqrt{m}$, y $S_o/S_{max} = 0.75$. . La constante de conversión para el desplazamiento es de $0.01 mm/V$.

Los resultados del análisis usando esta técnica muestran que para el ensayo a $R = 0.5$ y $C = -0.08mm^{-1}$ en estado recocido, el ΔK_{eff} es mayor, que el ΔK_{eff} para el ensayo $R = 0.5$ y $C = -0.08mm^{-1}$ en estado pre-deformado en orientación T-L, lo que habla de un perfil de contacto un poco más "suave" en el ensayo $R = 0.5$ y $C = -0.08mm^{-1}$ en estado recocido. En otras palabras, se obtiene una mayor

⁶Como tal la técnica ACR no indica ningún valor de S_o , y usa los valores de la pendientes de la curva carga versus desplazamiento para calcular el daño asociado a la parte teóricamente cerrada de la fisura, se indicó un valor de S_o para poder hacer una comparación directa con el valor S_o medido con un 4% de offset.

componente de cierre prematuro inducido por rugosidad. En general se podría deducir entonces que para un mismo valor de S_{α}/S_{max} , las probetas con perfiles más rugosos sobrestiman mucho más el efecto del cierre prematuro.

Finalmente, se podría decir que, a pesar del hecho de que en esta región se sigan observando los efectos del K_{max} sobre la velocidad de propagación de fisuras, si se quiere representar fielmente su comportamiento se necesita tener en cuenta el efecto del cierre prematuro inducido por rugosidad. El otro aspecto destacable en esta región, es que con respecto a la región de Paris, en esta región se acentúan los efectos del ΔK , tal como se puede apreciar de los gráficos de barra de las **Figura 6.2 y 6.3** en los que se puede ver cómo un parámetro $\alpha = 0.5$ correlaciona mejor los efectos de la relación de carga que un parámetro $\alpha = 0.6$.

6.1.3. Análisis de resultados en la región de Paris para AAM en chapas predeformadas

Si usamos la misma línea de argumentación anterior pero ahora para el análisis del comportamiento en la región de Paris para los aceros en estado predeformado, se puede mostrar que para esta región los efectos del cierre prematuro se deben a la rugosidad del perfil de la fisura. De hecho en este caso estos efectos no representarían más que el 4% de la carga aplicada en el ensayo a $R = 0.1$, y no afectarían en ninguna forma a los ensayos a $R = 0.3$ y $R = 0.5$. Y de igual manera que en los ensayos en el material en estado recocado, los modelos basados en el mecanismo de cierre prematuro no pueden dar explicación a los efectos de la relación de carga en el material predeformado. En esta región el modelo que da una mejor correlación de los efectos de la relación de carga para el material predeformado es el doble parámetro de Kujawski con un parámetro α de 0.7, lo cual resulta esperable debido a que las superficies de fractura en esta región mostraron características más frágiles que las observadas en las de los ensayos del material en estado recocado, principalmente a bajas relaciones de carga.

6.1.4. Análisis de los resultados en la región cercana al umbral de propagación de fisuras para AAM pre-deformado

Los resultados para este caso muestran claramente dos anomalías a la hora de evaluar los resultados en términos del ΔK_{eff} ⁷. La primera es la siguiente:

Los que consideran que el ΔK_{eff} es la única fuerza impulsora para el avance de la fisura consideran que: “La velocidad de propagación de fisuras por fatiga es función únicamente del ΔK_{eff} . En ausencia

⁷ Aquí el autor quiere indicar una opinión personal particular: No duda que algunas técnicas como la de pegar strain gages muy cerca de la punta de la fisura puedan mejorar la sensibilidad de medición del cierre prematuro, y de hecho cree que incluso con el uso de estas técnicas se pueda obtener una mejor correlación de los efectos de la relación de carga (tal como nos ha dejado saber R. Pippan en una comunicación privada). Por esta razón no se excluyó la necesidad de usar el cierre prematuro para explicar diferentes fenómenos sobre la velocidad de propagación. Sin embargo, hay muchos análisis que indican que por mucho que se mejore la sensibilidad de medición de este fenómeno, el daño por fatiga sigue ocurriendo por debajo de la tensión de apertura.

de cierre prematuro la velocidad de propagación es independiente de la relación de carga [100]". Si esta afirmación fuera cierta para todas las aleaciones metálicas. Por ejemplo, Los ensayos a $R = 0.5$, 0.6 y 0.7 de la **Figura 6.8** no deberían mostrar ningún nivel de cierre prematuro, lo cual es contradictorio con respecto a los resultados experimentales obtenidos en esta investigación, que indican que en el ensayo a $R = 0.5$ se puede observar la aparición de contacto entre las caras de la fisura a partir de los $7.8 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$, y para el ensayo a $R = 0.6$ a partir de los $4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$.

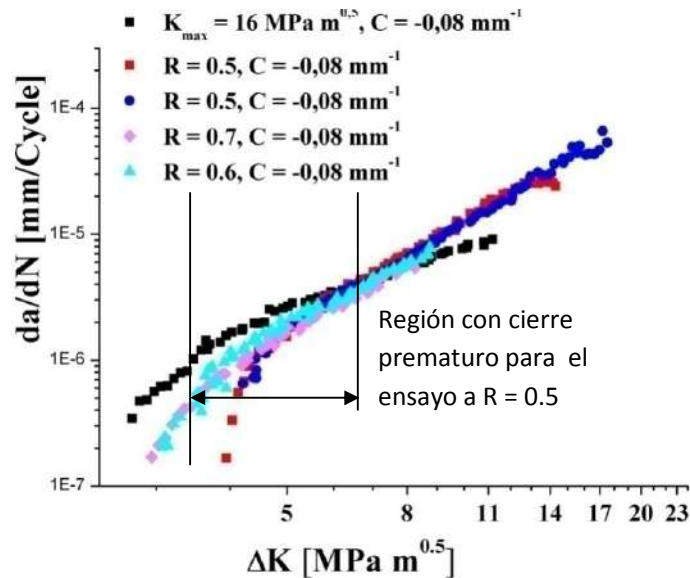


Figura 6.8. Velocidad de propagación de fisuras en función del rango del factor de intensidad de tensiones para una aleación AISI 301LN pre-deformada a valores medios y altos de relación de carga.

La segunda anomalía en estos ensayos se presentó cuando se evaluó en términos del ΔK_{eff} la influencia del sentido de laminación sobre las probetas predeformadas. La **Figura 6.9** muestra los resultados de graficar la velocidad de propagación versus el ΔK y ΔK_{eff} , en las probetas ensayadas a $R = 0.1$ y 0.5 en orientación T-L, y las probetas a $R = 0.1$ y 0.5 en orientación L-T. Se puede ver cómo la velocidad de propagación es función única del ΔK para una misma relación de carga. Sin embargo, esto no ocurre cuando se intenta obtener esta relación en términos del ΔK_{eff} . Debido a que se ha venido utilizando a la rugosidad como único mecanismo posible la existencia de cierre prematuro en esta clase de materiales, se intentó analizar las curvas de carga desplazamiento para estos ensayos en términos de la técnica ACRn2.

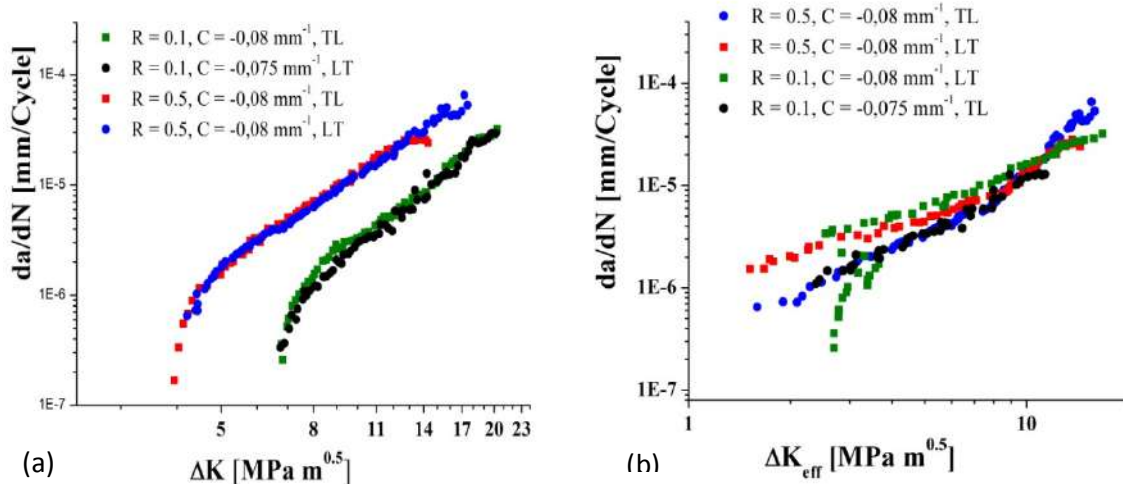


Figura 6.9. Velocidad de propagación de fisuras para el AISI 301LN pre-deformado a $R = 0.1$ y 0.5 en función de (a) el rango del factor de intensidad de tensiones y (b) el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo.

La **Figura 6.10** muestra las curvas carga-desplazamiento para los ensayos realizados a $R = 0.1$, $C = -0.075\text{mm}^{-1}$ y orientación T-L para una $\Delta K = 10.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ y a $R = 0.1$, $C = -0.08\text{mm}^{-1}$ y orientación L-T para un $\Delta K = 10.3\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Los resultados de la medición del parámetro S_o/S_{max} para estos ensayos usando un 4% de offset se pueden ver en la **Figura 6.10**. También se pueden observar los resultados obtenidos usando la técnica de ACRn2. Es evidente que los resultados de la medición usando un 4% de offset claramente sobreestiman los efectos del cierre prematuro. La explicación a este fenómeno se puede encontrar en la **Figura 5.15**, donde se puede ver la diferencia en rugosidad entre los perfiles en diferentes orientaciones (la probeta con orientación T-L es mucho menos rugosa que la probeta con orientación L-T). Los resultados del efecto Donald son numéricamente equivalentes a los del ensayo $R = 0.1$, $C = -0.075\text{mm}^{-1}$ y orientación T-L.

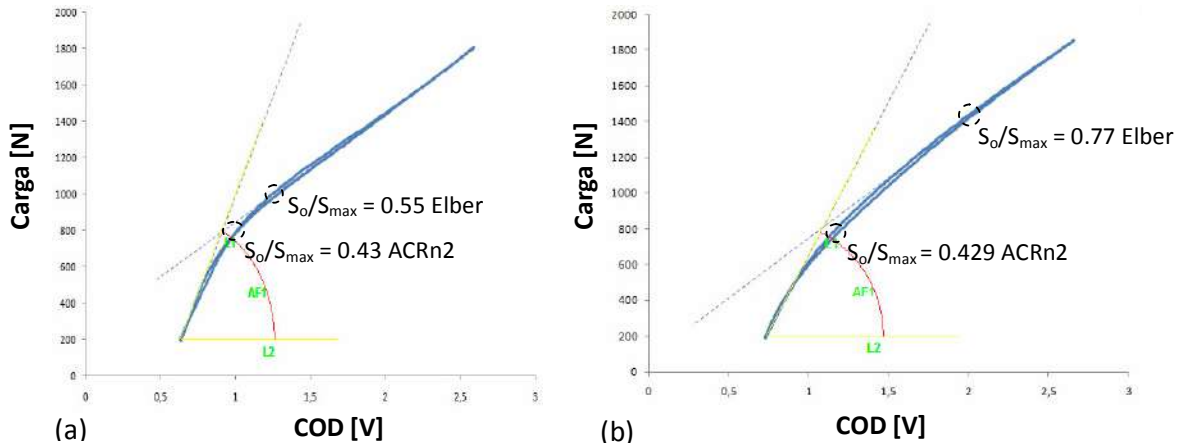


Figura 6.10. Curva de carga vs. desplazamiento para (a) un ensayo a $R = 0.1$, $C = -0.075 \text{ mm}^{-1}$ y orientación T-L para un $\Delta K = 10.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ y (b) un ensayo a $R = 0.1$, $C = -0.08 \text{ mm}^{-1}$ y orientación L-T para un $\Delta K = 10.3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. La constante de conversión para el desplazamiento es de 0.01 mm/V .

6.2. Cuantificación de las tensiones generadas por la transformación martensítica

Hasta ahora nuestro análisis ha mostrado que algunos de los diferentes enfoques que han sido usados en el pasado para explicar la disminución de la velocidad de propagación de fisuras en materiales metálicos no pueden explicar las diferencias en la velocidad de propagación observada en los AAM. Desde el punto de vista tecnológico ha sido mayor el interés mostrado por los que hacen ingeniería en materiales cerámicos acerca del efecto de la transformación martensítica en la resistencia a la fractura, ya que éste es un fenómeno que puede incrementar hasta 4 veces la tenacidad a la fractura en materiales cerámicos que generalmente son descartados para aplicaciones estructurales críticas debido a su baja tenacidad a la fractura. Es por esta razón que la mayoría de estudios que han sido realizados intentando cuantificar el efecto de la transformación martensítica sobre la resistencia a la fractura han sido en compuestos de Zirconio.

A continuación se siguieron y aplicaron estudios que consideran que la reducción en la velocidad de propagación de fisuras se debe a las tensiones compresivas generadas por la transformación martensítica. Aplicando algunas consideraciones particulares, se obtienen los resultados que serán presentados en la **sección 6.2.2**.

6.2.1. Consideraciones generales de los modelos que se han usado para tener en cuenta el efecto del incremento en la resistencia a la fractura debido a la transformación martensítica

Existen esencialmente dos metodologías para tener en cuenta el efecto de la transformación martensítica en el incremento a la resistencia a la fractura. La primera está basada en la disipación de energía causada por la transformación martensítica durante el avance de la fisura [91, 101-102]. Básicamente, en los modelos que utilizan esta metodología se intenta cuantificar la diferencia entre

la resistencia a la fractura de un material estable y uno metaestable mediante un balance de la tasa de liberación de energía por unidad de incremento de longitud de fisura, o parámetro G:

$$K_A = \sqrt{\frac{EG_\gamma}{(1-\nu^2)}} \quad 6.3$$

$$K_{AM} = \sqrt{\frac{E(G_m + G_{\gamma \rightarrow m})}{(1-\nu^2)}} \quad 6.4$$

Donde K_A y K_{AM} es la tenacidad a la fractura de la austenita estable y metaestable respectivamente, G_γ es la energía necesaria para la creación de una nueva superficie de fractura en la austenita, G_m es la energía necesaria para la creación de una nueva superficie de fractura en la martensita, y $G_{\gamma \rightarrow m}$ es la energía gastada en la transformación de austenita a martensita. El incremento en la resistencia a la fractura está dado por la diferencia entre estos dos términos: $\Delta K = K_A - K_{AM}$. Este análisis implica que si la martensita transformada es demasiado frágil el incremento en la resistencia a la fractura causado por la transformación martensítica será insignificante.

La segunda metodología, que será la utilizada en este trabajo, considera que el incremento en la resistencia a la fractura causado por la transformación martensítica se debe a las tensiones residuales compresivas generadas por el incremento de volumen debido a la transformación martensítica. Según el análisis de B. Budianski *et al.*[91] ambas metodologías son esencialmente equivalentes mientras se mantengan condiciones de propagación estable.

Para determinar el factor de intensidad de tensiones debido a las tensiones residuales compresivas se usa el método de las funciones de peso elaborado por P. Paris *et al.* [103]:

$$K = \int_S T \cdot h dS \quad 6.5$$

Donde T son las tensiones normales al contorno S, y h es un término que domina las funciones de pesos cerca de la punta de la fisura, y que está definido de la siguiente forma:

$$\begin{aligned} h_x &= \frac{\cos \frac{\theta}{2} (4\nu^* - 2 + \cos\theta - \cos 2\theta)}{4\sqrt{2\pi}(1-\nu)\sqrt{r}} \\ h_y &= \frac{\sin \frac{\theta}{2} (4 - 4\nu^* - \cos\theta - \cos 2\theta)}{4\sqrt{2\pi}(1-\nu)\sqrt{r}} \end{aligned} \quad 6.6$$

T puede expresarse como:

$$T = p\mathbf{n} = p(\mathbf{n}_x + \mathbf{n}_y) \quad 6.7$$

Donde n es un vector perpendicular al contorno y p representa las tensiones generadas por el cambio volumétrico. Sabiendo que la ecuación que se debe resolver (**Ecuación 6.5**) implica el conocimiento de las zonas de transformación. La primera consideración que se debe tener en cuenta es el hecho de que las observaciones experimentales de la región transformada de este estudio difieren de las propuestas en estudios anteriores. Por ejemplo, en el trabajo de Z. Mei *et al.*[32], o en el de R. McMeeking *et al.* [56], se considera que la transformación martensítica está ligada o bien a la componente desviadora o a la componente hidrostática del tensor de tensiones respectivamente. Y por lo tanto se debe calcular el factor de intensidad de tensiones asociado a esta zona, donde el contorno de transformación para el estudio de R. McMeeking *et al.* es:

$$r = \frac{8}{3\sqrt{3}} w c \cos^2 \frac{\theta}{2} \quad 6.8$$

Y el contorno de transformación para el estudio de Z. Mei *et al.* es:

$$r = w c(v) \cos^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \left[3 \sin^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) + (1 - 2v)^2 \right] \quad 6.9$$

Y haciendo las cuentas se puede encontrar que w está dado por:

$$w = \frac{K^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad 6.10$$

Finalmente la reducción del factor de intensidad de tensiones asociado a la transformación martensítica para ambos estudios son las siguientes, respectivamente:

$$K = \frac{-0.22 e^t E V_f \sqrt{w}}{(1 - v)} \quad 6.11$$

y

$$K = -C\sqrt{w}V_o - \frac{2}{3}C\sqrt{w}(V_i - V_o) \quad 6.12$$

Donde C es un factor asociado a la tensión generada por un cambio volumétrico, y V_o , V_i y V_f están asociados a la fracción volumétrica de zona transformada. Cabe resaltar que aunque en ambos estudios se intenta relacionar la zona transformada con los campos desviadores y hidrostáticos, siempre cuentan con un factor de corrección que salve las diferencias existentes, como lo es $c(v)$ para el estudio de Z. Mei *et al.*

Quizás sea anecdótico la deducción de los cálculos que llevaron a las **Ecuación 6.11** y **6.12** para este estudio, debido a que tal como se mostró en el capítulo 5, este material no muestra transformación frente a la punta de la fisura. Sin embargo, este análisis mostró que una zona de tensiones residuales frente a la punta de la fisura en el rango entre -60° y 60° no genera más que una disminución en la resistencia a la fractura. Por lo tanto se podría decir que la expresión "*la transformación martensítica frente a la punta de la fisura aumenta la resistencia a la fractura*" no es exactamente correcta, y sería más apropiado utilizar "*la estela de transformación martensítica que acompaña el crecimiento de la*

fisura aumenta la resistencia a la fractura". La zona de transformación de Z. Mei *et al.* es más efectiva en disminuir el factor de intensidad de tensiones frente a la punta de la fisura porque alcanza su máximo valor en el eje y para ángulos de -90° y 90° .

Otra de las conclusiones que se puede ir obteniendo de los análisis realizados, y que resulta completamente evidente si se reemplaza el valor de la tensión de fluencia del AISI 301LN en la **Ecuación 6.10** y **6.8**, es que la transformación martensítica para este material no tiene relación directa con las zonas de deformación plástica que se generan debido a la punta de la fisura, al menos de acuerdo con los campos de tensiones determinados por Irwin.

6.2.2. Cálculo del factor de intensidad de tensiones de acuerdo a las observaciones experimentales realizadas

Teniendo en cuenta que las observaciones experimentales de este estudio no mostraron transformación martensítica frente a la punta de la fisura, lo que corresponde evaluar es la disminución en el factor de intensidad de tensiones debido a una estela de tensiones residuales compresivas. Este cálculo se hizo usando una integral de línea en 4 caminos diferentes:

1. La Superficie de Fractura
2. La línea horizontal paralela a la superficie de fractura
3. La parte detrás de la punta de la fisura
4. La parte de adelante de la punta de la fisura

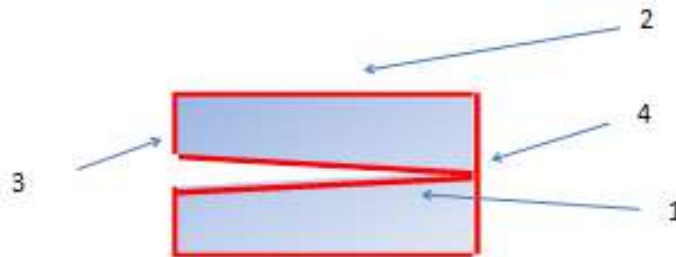


Figura 6.11. Figura esquemática del contorno de la zona de transformación martensítica alrededor de la punta de la fisura

Por lo tanto, la ecuación que se debe resolver para cada segmento es la siguiente:

$$K_{tran} = \rho \int_S \mathbf{n} \cdot \mathbf{h} dS = \rho \int_S (n_x h_x + n_y h_y) dS \quad 6.13$$

En la primera zona se tiene un contorno como el de la **Figura 6.12**, donde $n_x = 0$, $n_y = -1$, $\vartheta = \pi$, y $dS = -dr$.

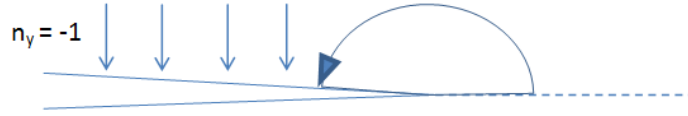


Figura 6.12. Representación de las tensiones generadas por la transformación martensítica sobre la superficie de fractura (contorno 1). Debido a la simetría de las tensiones solo se representan las tensiones superiores.

Remplazando estos valores en la **Ecuación 6.13**, se obtiene la siguiente expresión:

$$K_1 = p \int_S \left(-\frac{(4 - 4v^* - -1 - 1)}{4\sqrt{2\pi}(1 - v)\sqrt{r}} \right)^* - dr \quad 6.14$$

Si integramos la **Ecuación 6.14** desde $r = a$ hasta $r = 0$ se obtiene la contribución del segmento de la superficie de fractura en la disminución del factor de intensidad de tensiones:

$$K_1 = -\frac{p(4 - 4v^*)}{4\sqrt{2\pi}(1 - v)} \int_a^0 \frac{1}{\sqrt{r}} dr = -\frac{2p\sqrt{a}(4 - 4v^*)}{4\sqrt{2\pi}(1 - v)} \quad 6.15$$

La **Ecuación 6.15** se debe multiplicar por 2 debido a que hay 2 superficies de fractura. En el segundo segmento se tiene:

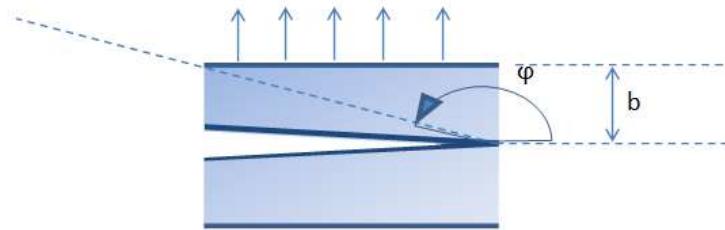


Figura 6.13. Representación de las tensiones generadas por la transformación martensítica sobre la línea paralela a la superficie de fractura (contorno 2). Debido a la simetría de las tensiones solo se representan las tensiones superiores.

Donde $n_x = 0$, $n_y = 1$, $b = r \sin\theta$, $dS = dx$, $y x = r \cos \theta$, entonces⁸:

$$r = \frac{b}{\sin \theta} \quad 6.16$$

Remplazando la **Ecuación 6.16** en la expresión dx se obtiene:

$$dx = \cos \theta dr - r \sin \theta d\theta = \left(-\frac{\cos^2 \theta}{\sin^2 \theta} - 1 \right) b d\theta = -\frac{bd\theta}{\sin^2 \theta} = dS \quad 6.17$$

⁸La altura de la estela de transformación "b" es igual al término "ZT" (zona de transformación martensítica) del capítulo 5, solo que se cambió su nomenclatura para evitar complicaciones matemáticas.

Así para el segmento 2, reemplazando la **Ecuación 6.17** en **6.13**, y reemplazando valores se obtiene:

$$K_2 = p \int_S \frac{(4 - 4v^* - \cos\theta - \cos\theta) * \sin\frac{\theta}{2}}{4 * \sqrt{2\pi}(1 - v)\sqrt{r}} * \frac{bd\theta}{\text{sen}^2\theta} \quad 6.18$$

Resolviendo la **Ecuación 6.18** e integrando con respecto a θ , desde $\pi/2$ hasta φ , se obtiene la siguiente expresión:

$$K_2 = -\frac{p\sqrt{b}}{2\sqrt{2\pi}(1 - v)} \int_{\varphi}^{\pi/2} \frac{(4 - 4v^* - \cos\theta - \cos\theta) * \sin\frac{\theta}{2}}{\text{sen}^{\frac{3}{2}}\theta} d\theta \quad 6.19$$

En esta región no es exactamente cierta la hipótesis que indica que $b = r \text{sen } \theta$, debido a que tal como se estableció anteriormente, la altura de la estela de transformación es función del ΔK aplicado, y por lo tanto la pendiente de este segmento es positiva bajo ensayos de ΔK crecientes y negativa en ensayos de ΔK decrecientes. Sin embargo, la variación de ΔK en estos ensayos no es lo suficientemente grande como para que el cambio en la pendiente de este segmento sea mayor a 1° . De hecho, al resolver numéricamente este segmento para los datos encontrados en algunos de los ensayos, se comprobó que la influencia de la variación de la pendiente era insignificante. La **Ecuación 6.19** debe multiplicarse por 2 debido a que hay 2 segmentos paralelos a la fisura.

Para el tercer segmento, debido a que resulta muy complicado resolverlo analíticamente, se realizaron los cálculos numéricamente y se encontró que su contribución era insignificante. Finalmente, para el cuarto segmento se tiene:



Figura 6.14. Representación de las tensiones generadas por la transformación martensítica sobre la parte delante de la zona transformada (contorno 4)

Donde $n_y = 0$, $n_x = 1$, $dS = dy$, $y = r \text{sen } \theta$, y $\theta = \pi/2$

$$dy = dr \text{sen}\theta + r \cos\theta = dS \quad 6.20$$

Reemplazando la **Ecuación 6.20** en **6.13** y reemplazando valores se obtiene:

$$K_4 = p \int_S \frac{\cos\frac{\pi}{4}(4v^* - 1)}{4\sqrt{2\pi}(1 - v)\sqrt{r}} dr \quad 6.21$$

Integrando con respecto a r desde 0 hasta b , se obtiene:

$$K_4 = \frac{p \cos \frac{\pi}{4} (4v^* - 1)}{4\sqrt{2\pi}(1-v)} \int_0^b \frac{dr}{\sqrt{r}} = \frac{2p \cos \frac{\pi}{4} (4v^* - 1)\sqrt{b}}{4\sqrt{2\pi}(1-v)} \quad 6.22$$

Este resultado se debe multiplicar por 2 debido a que la integración se debería hacer entre $-b$ y b . El valor de v^* debe ser remplazado por $(v/(1+v))$ debido a que es un caso de tensión plana, y por último se debe sumar la contribución de todos los segmentos, lo que da como resultado las conocidas curvas de resistencia, **Figura 6.15**.

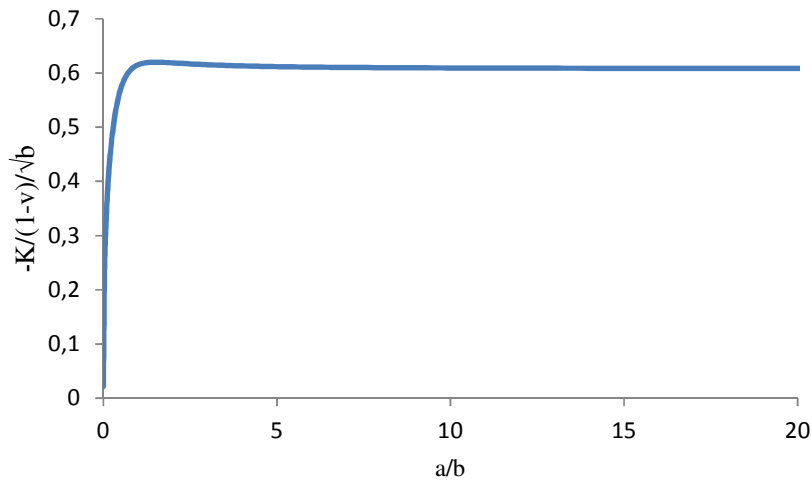


Figura 6.15. Curva normalizada del factor de intensidad de tensiones inducido por la transformación martensítica versus el avance de la fisura, para una zona de transformación tal como la observada en el AISI 301LN de este estudio.

La siguiente **Ecuación 6.23** representa la disminución en el factor de intensidad de tensiones debido a una zona de transformación súper-crítica como la que se observó en este material.

$$K_{tran} = K_1 + K_2 + K_4 \Rightarrow K_L \xrightarrow{a \rightarrow \infty} -0.608 \frac{p}{(1-v)} \sqrt{b} \quad 6.23$$

Antes de seguir con el análisis de las tensiones compresivas inducidas en la punta de la fisura por la transformación martensítica, conviene mostrar las consecuencias que resultarían del uso de la **Ecuación 6.23**. El análisis de esta ecuación se hará sobre la base de los resultados del **capítulo 4**:

- Uno de los dos aspectos más positivos de la **Ecuación 6.23**, es el hecho de que el valor del factor de intensidad de tensiones por transformación martensítica sea independiente de la cantidad de martensita transformada. Es función única de la altura de la estela de transformación. Esto es importante ya que una de las hipótesis que se habían planteado era

realizar ensayos a una misma relación de carga pero con diferentes valores de tensión media, o ensayos con diferente velocidad de caída de carga, a fin de lograr el mismo rango del factor de intensidad de tensiones pero con longitudes de fisura diferentes y por ende diferentes cantidades de martensita transformada. Los resultados experimentales han demostrado que la velocidad de propagación de fisuras es tan sólo función del ΔK para una misma relación de carga.

- Por otro lado, este análisis tiene como limitante el hecho de que el valor del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK aplicado no cambia, tan sólo lo hace el valor medio del factor de intensidad de tensiones. Matemáticamente se podría expresar así:

$$K_{\min \text{ tran}} = K_{\min} - K_{\text{tran}}$$

$$K_{\max \text{ tran}} = K_{\max} - K_{\text{tran}} \quad \mathbf{6.24}$$

$$\Delta K_{\text{tran}} = K_{\max \text{ tran}} - K_{\min \text{ tran}} = (K_{\max} - K_{\text{tran}}) - (K_{\min} - K_{\text{tran}}) = \Delta K$$

Donde el subíndice *tran* se refiere al valor del factor de intensidad de tensiones aplicado adicionándole la componente por transformación martensítica. De esta manera cualquier modelo que tenga como variable única el ΔK o ΔK_{eff} (que son la mayoría de los modelos de propagación de fisuras por fatiga) se encuentra limitado para predecir la velocidad de propagación en esta clase de materiales.

En el próximo capítulo se presenta una propuesta que considera todos los análisis realizados y los resultados obtenidos.

Capítulo VII

Avance en la Propuesta de un modelo para estimar la Velocidad de Propagación de Fisuras por Fatiga en AAM

7.1. Premisas iniciales

Por lo menos hasta finales del siglo pasado la mayoría de modelos para estimar la velocidad de propagación de fisuras, tanto teóricos como los basados en observaciones experimentales, habían mostrado que la única fuerza impulsora para el avance de la fisura era el rango del factor de intensidad de tensiones. Quizás ésta haya sido una de las razones por las cuales el cierre prematuro había sido utilizado como mecanismo predominante para explicar diversos fenómenos asociados al daño por fatiga, como la relación de carga, picos de carga y descarga, temperatura, corrosión y fisuras cortas entre muchos otros [104].

No fue hasta mediados de los 90, que gracias a los estudios A.K. Vasudevan *et al.* que se le dio la debida importancia al K_{max} como umbral adicional para el avance de la fisura. De esta forma los autores introdujeron como condición para la propagación de fisuras la necesidad de superar dos umbrales: ΔK_{th} y K_{maxth} . En cuanto a la importancia de K_{max} como fuerza impulsora para la propagación de fisuras, ésta no fue considerada seriamente hasta que D. Kujawski [39] demostró cómo con un simple análisis es posible correlacionar de manera muy efectiva los efectos de la relación de carga usando el doble parámetro ($K_{max}^\alpha \Delta K^{1-\alpha}$). Sin embargo, algunos autores consideraron que a pesar de que se pudieran explicar los efectos de la relación de carga dándole la debida importancia al K_{max} como fuerza impulsora, no había razones fenomenológicas ni mecanicistas que indicaran que el cierre prematuro no era el responsable de los efectos del K_{max} [105].

Si bien el análisis de C. Krenn *et al.* [105] era bastante razonable para la época, en los últimos 15 años la situación ha cambiado un poco y hoy hay más análisis que señalan la importancia del K_{max} como fuerza impulsora, en particular en el desarrollo de modelos tanto teóricos [106], como aquellos basados en observaciones experimentales que indican la necesidad de incluir el K_{max} como fuerza impulsora necesaria para el avance de la fisura [107]. En todo caso, los análisis que incluyen al K_{max} como fuerza impulsora no niegan la existencia de otros mecanismos que retrasen la velocidad de propagación de fisuras por fatiga, como es el cierre prematuro, sólo que es necesario estimar además de manera correcta la influencia de estos mecanismos.

De acuerdo con las observaciones experimentales realizadas hasta el momento, hay claramente dos fenómenos que están influenciando la velocidad de propagación en el AISI 301LN estudiado: el cierre prematuro y la transformación martensítica. En cuanto al cierre prematuro, aún no es posible medir con precisión la contribución de este factor al daño por fatiga, ya que para ello es necesario conocer la fuente de este fenómeno, cosa que resulta prácticamente imposible con la tecnología existente hasta hoy.

En base a los análisis realizados en la **sección 6** se pueden inferir los siguientes planteamientos:

- Los análisis realizados, al menos en la región de Paris, tanto para el material recocido como para el material predeformado indican que no habría forma de correlacionar los efectos de la relación de carga usando el ΔK o el ΔK_{eff} , ni siquiera teniendo en cuenta los efectos de la transformación martensítica, tal como se puede ver de la expresión matemática de la **Ecuación 6.24**. Sin embargo, en esta región y para este material resulta muy conveniente el uso de propuestas de doble parámetro. En la región del umbral se puede observar un aumento en la predominancia del ΔK como fuerza impulsora para el avance de la fisura, lo cual concuerda con la disminución de la altura de la estela de transformación martensítica alrededor de la fisura. Incluso bajo una apropiada selección de criterios de determinación de la apertura de la fisura y usando diferentes métodos para la cuantificación del daño por debajo de la tensión de apertura, se pueden correlacionar relativamente bien los efectos de la relación de carga bajo el parámetro ΔK_{eff} . Sin embargo, no se ha encontrado la forma de explicar por qué razón el parámetro K_{max} es una fuerza impulsora predominante en la región de Paris, pero su influencia se desvanece cerca del umbral.
- Con respecto al fenómeno de cierre prematuro, los análisis realizados tan sólo pretenden indicar que la definición de ΔK_{eff} tal como la propuso W. Elber tiende a sobreestimar los efectos, y que con la ayuda de ciertos métodos como el ACRn2 o el efecto Donald, se puede estimar de manera más eficaz la contribución al daño por fatiga de la región por debajo de la tensión de apertura de la fisura. Sin embargo, en un plano más riguroso estos métodos tienden a simplificar la complejidad de analizar el contacto real entre dos caras de una fisura. En la revisión bibliográfica que se ha realizado se han encontrado algunos trabajos que pretenden tener en cuenta el contacto entre caras de la fisura con algunas rugosidades, también en forma simplificada [108]. Aunque, analizar el contacto entre dos superficies de fractura generadas por una fisura real parece sobreestimar la complejidad en el cálculo de la contribución del cierre prematuro. Esta última afirmación resulta del hecho de que prácticamente toda la información experimental indica que para un mismo material y mismas condiciones micro estructurales y ambientales, la velocidad de propagación es función única del ΔK para una misma relación de carga. En todo caso, la idea fundamental que se podría inferir es que el cierre prematuro debe ser tenido en cuenta al cuantificar la fuerza impulsora para el avance de la fisura, y que depende fundamentalmente de los mecanismos que intervienen.

7.2. Propuesta realizada para estimar la velocidad de propagación en AAM

Teniendo en cuenta lo dicho en la **sección 7.1**, junto con el análisis de la **sección 6.2**, el parámetro que sea usado como fuerza impulsora para correlacionar efectivamente la velocidad de propagación de fisuras en los AAM debería tener, por ejemplo, la siguiente forma:

$$K^* = (K_{max} - f(x))^\alpha * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha} \quad 7.1$$

Donde, $f(x)$ en este caso está relacionado con el factor de intensidad de tensiones asociado a la transformación martensítica, y $g(y)$ está asociado a la contribución del cierre prematuro. Para poder definir con mayor facilidad los parámetros $f(x)$ y $g(y)$ de la **Ecuación 7.1**, primero se analizará la velocidad de propagación para el acero en los dos estados (recocido y predeformado) en la región de Paris, debido a que en esta región la contribución del cierre prematuro es insignificante ($g(y) \approx 0$), y que fue la región en la que se pudo medir con mayor precisión la fracción de austenita transformada y la altura de estela de transformación martensítica. Inicialmente los cálculos del factor de intensidad de tensiones asociados a la zona de transformación martensítica para el material estudiado K_{tran} (**Ecuación 6.23**), se harán teniendo en cuenta como magnitud del término tensiones generadas por el cambio volumétrico p , la misma expresión que uso R. M. McMeeking *et al.* [56], donde p es igual a:

$$p = \frac{e^t E}{3(1 - 2\nu)} \quad 7.2$$

Se utilizaron algunos valores de bibliografía, como un módulo de Young de 210000 MPa y una transformación volumétrica de 2%, y se consideró la altura de la estela de transformación cuantificada con las mediciones ópticas. La **Ecuación 7.1** puede reescribirse para este caso como:

$$f(x) = K_{tran} \quad 7.3$$

$$K^* = (K_{max} - K_{tran})^\alpha * (\Delta K)^{1-\alpha}$$

Para el cálculo de K_{tran} de la **Ecuación 7.3**, la altura instantánea de la estela de transformación martensítica, parámetro b de la **Ecuación 6.23**, está definido para el acero en estado recocido y para el acero predeformado, según las mediciones ópticas realizadas, de la siguiente forma (ver **Figura 5.25**):

$$b_r = 2.672\Delta K - 28.36 \quad 7.4$$

$$b_p = 0.2208\Delta K + 3.87$$

El uso de estas nuevas expresiones implica un re-cálculo del valor del término α de la **Ecuación 7.3**, que para el acero en estado recocido resultaría en 0.27, y para el acero pre-deformado en 0.48. Los resultados de graficar la velocidad de propagación vs. el parámetro propuesto en la **Ecuación 7.3** pueden verse en la **Figura 7.1**.

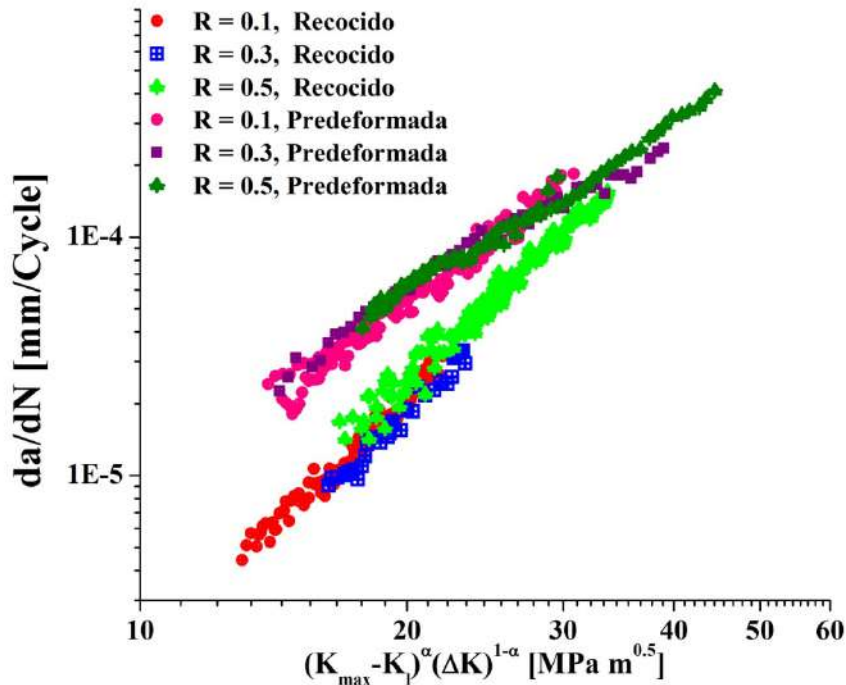


Figura 7.1. Velocidad de crecimiento de fisuras por fatiga en función del parámetro $(K_{max} - f(x))^{\alpha} * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha}$ para la aleación AISI 301LN.

Ciertamente los resultados expresados en la **Figura 7.1** perdieron validez ante las premisas bajo las cuales D. Kujawski propuso su doble parámetro, que implica que el avance de la fisura tan solo está determinado por el valor K_{max} y la parte positiva del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK^+ , ya que se calculó el parámetro α usando el rango completo del factor de intensidad de tensiones ΔK . Esto es necesario porque al hacer los cálculos usando tan sólo la parte positiva del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK^+ , el parámetro α perdía su significado físico. Este análisis también pierde validez, debido a que tal como se muestra en la **Tabla 7.1**, no parece razonable pensar que un acero tenga asociadas velocidades de propagación tan elevadas en función de sus nuevos valores de factor de intensidad de tensiones máximo $K_{max\ tran}$ y mínimo $K_{min\ tran}$ de la **Ecuación 6.24**. Esto es particularmente evidente para el ensayo a $R = 0.1$. Según estas nuevas estimaciones del factor de intensidad de tensiones máximo $K_{max\ tran}$, las velocidades de propagación para este acero sería por lo menos 100 veces más rápidas en comparación con otros aceros, y de acuerdo al factor de intensidad de tensiones mínimo $K_{min\ tran}$, este acero debería tener una componente de cierre prematuro de al menos el 60% en la región de Paris.

Tabla 7.1. Rango del factor de intensidad de tensiones, y factor de intensidad de tensiones máximo con las contribuciones de la transformación martensítica, en función de la velocidad de propagación para la aleación en estado recocido

da/dN [mm/cycle]	R = 0.1			R = 0.3		R = 0.5	
	R _{appl} = -1.8			R _{appl} = -0.5		R _{appl} = 0.2	
	ΔK [Mpa m ^{0.5}]	K _{max tran} [Mpa m ^{0.5}]	K _{min tran} [Mpa m ^{0.5}]	ΔK [Mpa m ^{0.5}]	K _{max tran} [Mpa m ^{0.5}]	ΔK [Mpa m ^{0.5}]	K _{max tran} [Mpa m ^{0.5}]
1.50E-05	24.16	8.56	-14.97	21.33	14.21	17.39	21.85
1.60E-05	24.47	8.69	-15.21	21.64	14.42	17.60	22.07
1.70E-05	25.46	9.14	-16.00	21.58	14.37	16.84	21.29
1.80E-05	25.27	9.05	-15.84	22.25	14.84	17.59	22.07
1.90E-05	25.12	8.99	-15.73	22.28	14.85	18.19	22.71
2.00E-05	26.36	9.57	-16.75	22.68	15.14	18.37	22.90
2.10E-05	26.03	9.41	-16.47	23.09	15.43	18.17	22.68
2.20E-05	26.48	9.63	-16.86	23.51	15.74	19.76	24.49
2.30E-05	26.98	9.88	-17.28	23.72	15.89	18.83	23.42
2.40E-05	26.94	9.86	-17.25	24.03	16.13	19.14	23.77
2.50E-05	27.53	10.15	-17.77	24.41	16.42	18.90	23.50
2.60E-05	27.17	9.98	-17.46	25.01	16.87	18.98	23.58
2.70E-05	26.97	9.87	-17.27	25.24	17.05	19.28	23.94
2.80E-05	27.50	10.14	-17.74	25.47	17.23	19.99	24.77
2.90E-05	27.92	10.35	-18.11	25.69	17.41	20.32	25.16
3.00E-05	27.77	10.27	-17.98	25.63	17.36	20.36	25.21

* R_{appl} = K_{min tran} / K_{max tran}

Se volvió a graficar la velocidad de propagación utilizando la **Ecuación 7.3**, pero esta vez usando como valor de las tensiones generadas por el cambio volumétrico las obtenidas en el trabajo [48]. Pese a que los valores de tensiones residuales sobre la martensita fueron obtenidos por la técnica de difracción por rayos X, los resultados eran más razonables que los obtenidos por la **Ecuación 7.2** en términos de ΔK y $K_{max tran}$. Usando los nuevos valores ΔK y $K_{max tran}$, y considerando tan solo la parte positiva del rango del factor de intensidad de tensiones ΔK^+ , se obtuvo que en esta ocasión el valor del parámetro alfa para el acero en estado recocido es igual a 0.5 y para el acero predeformado 0.6. Desafortunadamente, este nuevo análisis no dio mejores resultados a la hora de correlacionar la velocidad de propagación en la región de Paris, tal como se puede ver en la **Figura 7.2**.

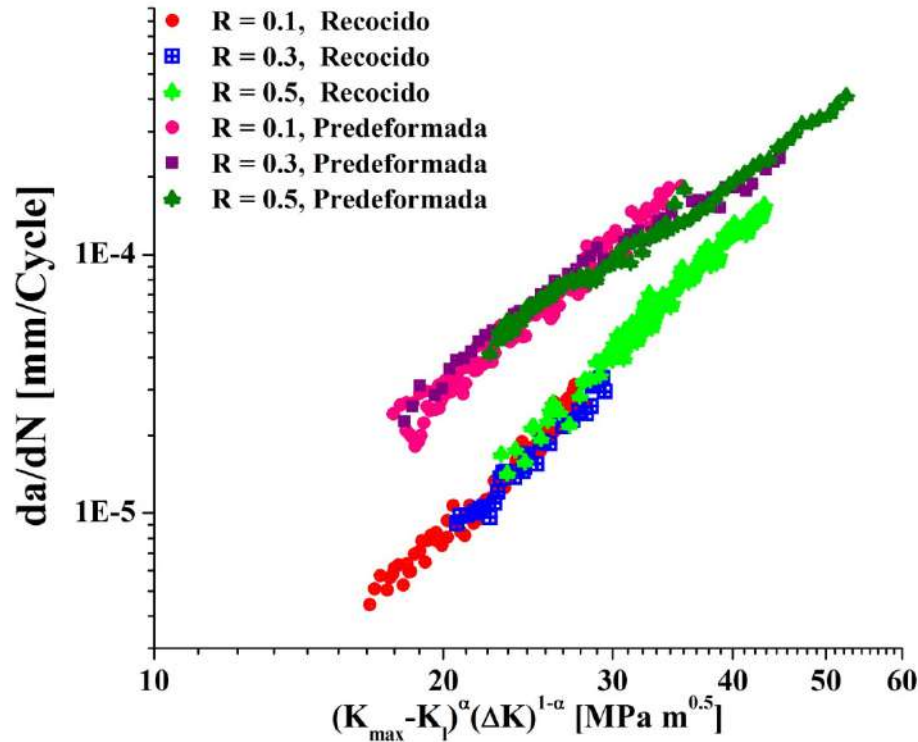


Figura 7.2. Velocidad de crecimiento de fisuras por fatiga en función del parámetro $(K_{max} - f(x))^{\alpha} * (\Delta K)^{1-\alpha}$ para la aleación AISI 301LN, con $\alpha = 0.5$ para el acero en estado recocido, y $\alpha = 0.6$ para el acero en estado pre-deformado.

Usando las tensiones compresivas del estudio de K. Rajanna *et al.* [48], la máxima contribución del factor de intensidad de tensiones por transformación martensítica (que ocurre al máximo valor del rango del factor de intensidad de tensiones), es de 3.6 MPa√m para el acero recocido; y el máximo valor esperable del factor de intensidad de tensiones por transformación martensítica en el umbral sería de 2 MPa√m también para el acero recocido. Estos resultados representan, por ejemplo para el ensayo a $R = 0.1$, un 11% y 20% del K_{max} , respectivamente. De hecho, si usamos los resultados de la **Figura 7.2** y los comparamos con los obtenidos con el doble parámetro de Kujawski tradicional, se puede observar que las diferencias entre las dos expresiones no es más del 10%, por lo que inicialmente los análisis de los efectos de la relación de carga se harán sin tener en cuenta los efectos de la transformación martensítica.

Debido a que en la región del umbral se puede observar una contribución importante de los efectos del cierre prematuro, se debe considerar una ecuación $g(y)$ que tenga en cuenta la contribución de este factor, sin sobreestimar su contribución. Considerando todo lo anteriormente dicho se propone un parámetro de fuerza impulsora de la siguiente forma:

$$K^* = (K_{max})^{\alpha} * (\Delta K - g((S_o/S_{max}), R))^{1-\alpha} \quad 7.5$$

Dónde:

$$g\left(\left(\frac{S_o}{S_{max}}\right), R\right) = \Delta K \frac{\sqrt{R}}{e^{\left(\frac{1-\frac{S_o}{S_{max}}}{1-R}\right)^4}} \quad 7.6$$

Teniendo como única consideración especial que el valor del parámetro α sea igual al obtenido por ajuste en la región de Paris, y que más cerca de la región del umbral sea de 0.5. Esta consideración se puede hacer basada en la siguiente deducción. El parámetro α caracteriza la importancia del K_{max} y ΔK como fuerza impulsora para el avance de la fisura, y al menos para materiales convencionales se ha visto que para materiales más frágiles α tiendo a 1, mientras que para materiales muy dúctiles α tiende a 0. El estudiado es un material que transforma su estructura cristalina de austenita a martensita con lo que ello conlleva. Justamente en la región del umbral para este material la transformación martensítica es menor, y la propagación ocurre en un material en una forma relativamente más dúctil. Este análisis concuerda con el realizado anteriormente, donde se observa que al restar los efectos de la transformación martensítica, se puede observar una disminución del parámetro α .

Los resultados de usar la **Ecuación 7.5** para correlacionar los efectos de la relación de carga se pueden ver en la **Figura 7.3** para el acero en estado recocido, y la **Figura 7.4** para el acero en estado predeformado.

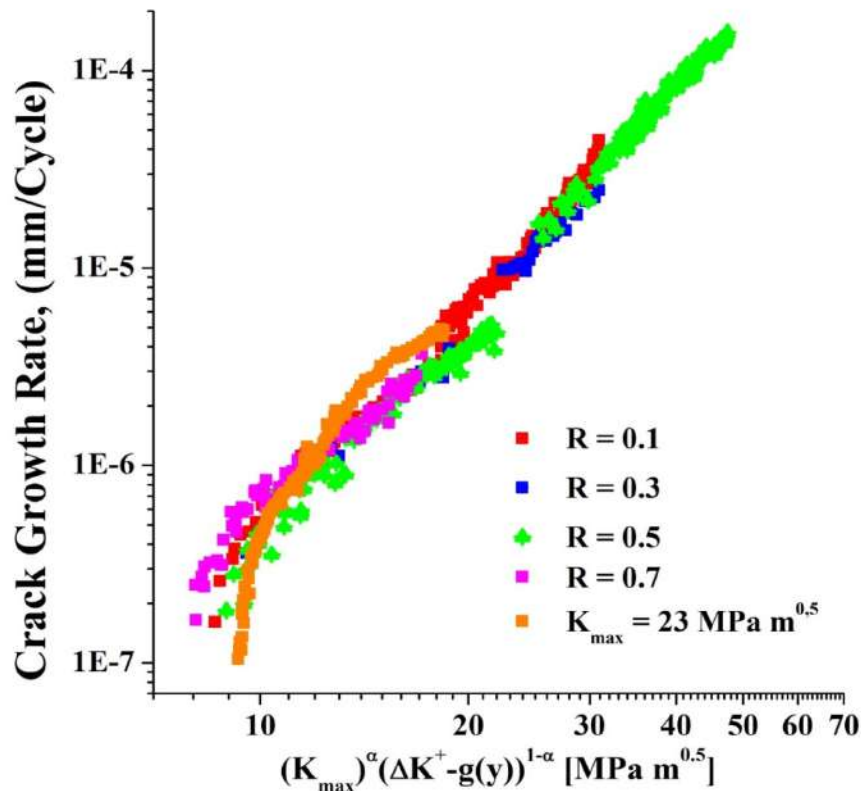


Figura 7.3. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del parámetro $(K_{max})^\alpha * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha}$ para el acero en estado recocido, con $\alpha = 0.6$ en la región de Paris, y 0.5 más cerca del umbral.

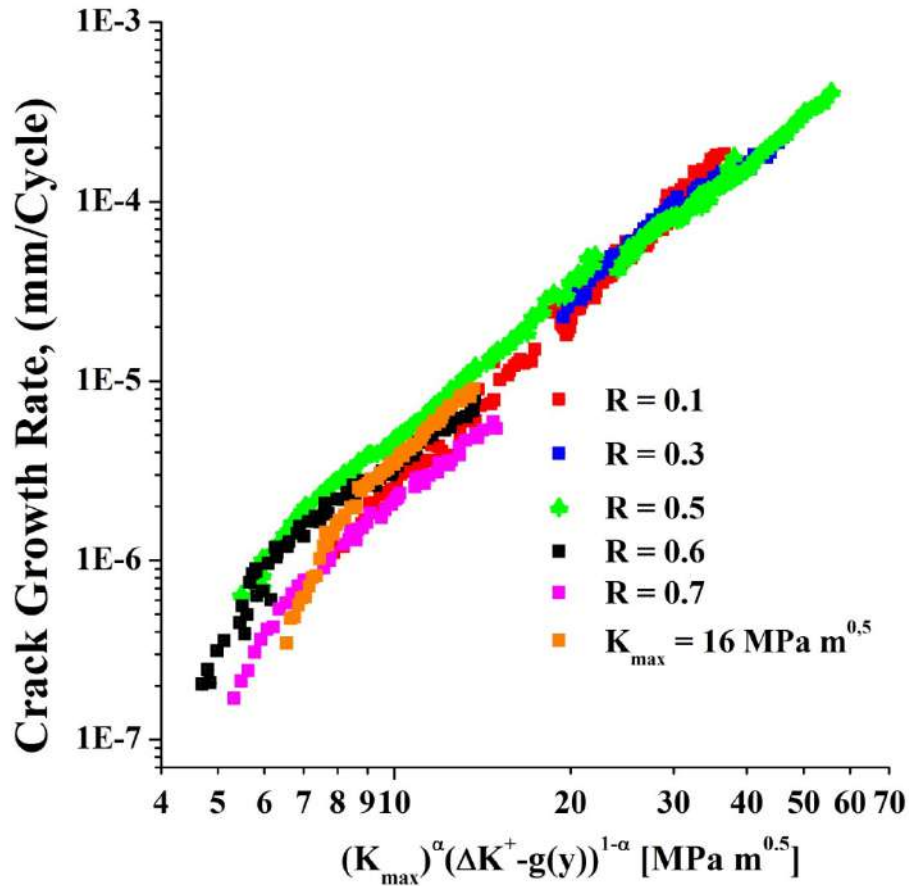


Figura 7.4. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del parámetro $(K_{max})^\alpha * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha}$ para el acero en estado predeformado, con $\alpha = 0.7$ en la región de Paris, y 0.5 más cerca del umbral.

En base a las **Figura 7.3** y **7.4**, se podría decir que el método propuesto correlaciona satisfactoriamente los efectos de la relación de carga, especialmente para el acero en estado recocido, mientras que la correlación menos exitosa fue la obtenida en la región cercana al umbral de propagación del acero en estado pre-deformado.

Cabe resaltar que en la **Figura 7.4**, en la región del umbral sólo se usaron los ensayos con una orientación T-L cuando se detectaron mediciones de cierre prematuro, ya que como se mostró en la **sección 6.1.4**, las probetas con orientación L-T requieren de otro tipo de metodologías para determinar el daño por debajo de la tensión de apertura.

Finalmente, en la **Figura 7.5** y **7.6** se muestran los resultados de graficar la velocidad de propagación versus el parámetro propuesto en forma integral, considerando como valores del factor de intensidad de tensiones por transformación martensítica en la región del umbral los valores mínimos esperables a forma de obtener umbrales conservativos. Se utilizó además como único valor del parámetro α , el encontrado al hacer los cálculos en la región de Paris teniendo en cuenta la transformación martensítica, y se escogió el encontrado para los aceros recocidos debido a que es el que da mejores correlaciones globales para los dos aceros en la región del umbral. El estudio de las velocidades de propagación en el umbral es desde el punto de vista tecnológico la zona de mayor interés. La **Figura 7.5** muestra los resultados para el acero en estado recocido y la **7.6** para el acero predeformado.

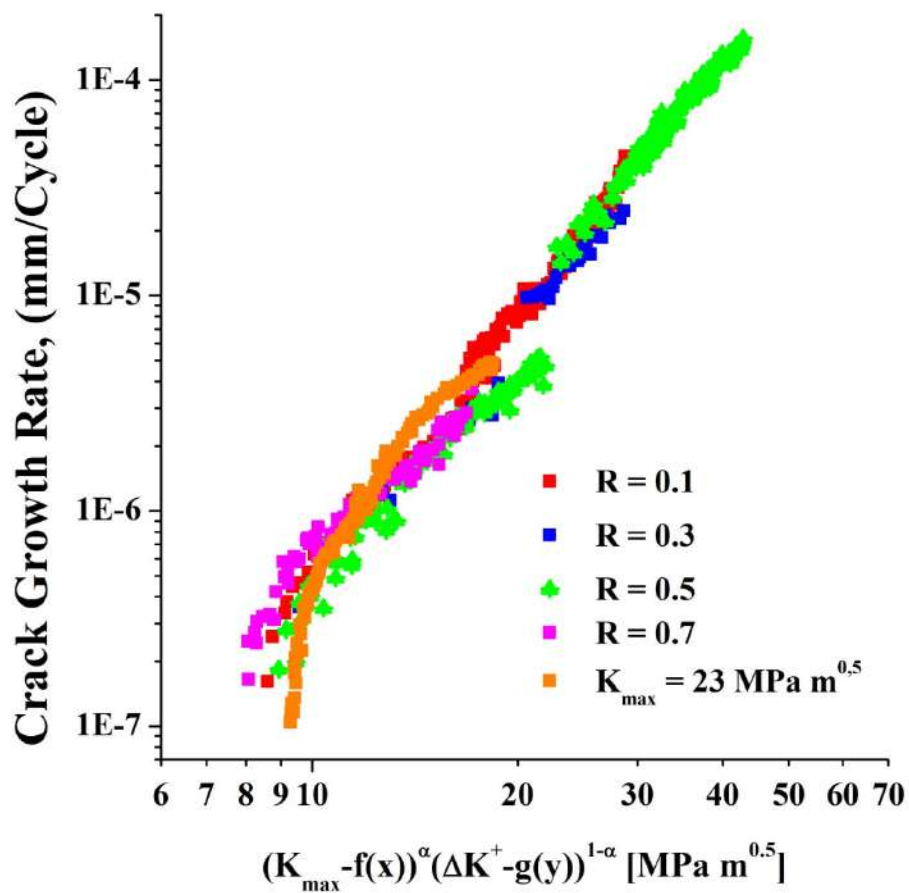


Figura 7.5. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del parámetro $(K_{max} - f(x))^\alpha * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha}$ para el acero en estado recocido con $\alpha = 0.5$

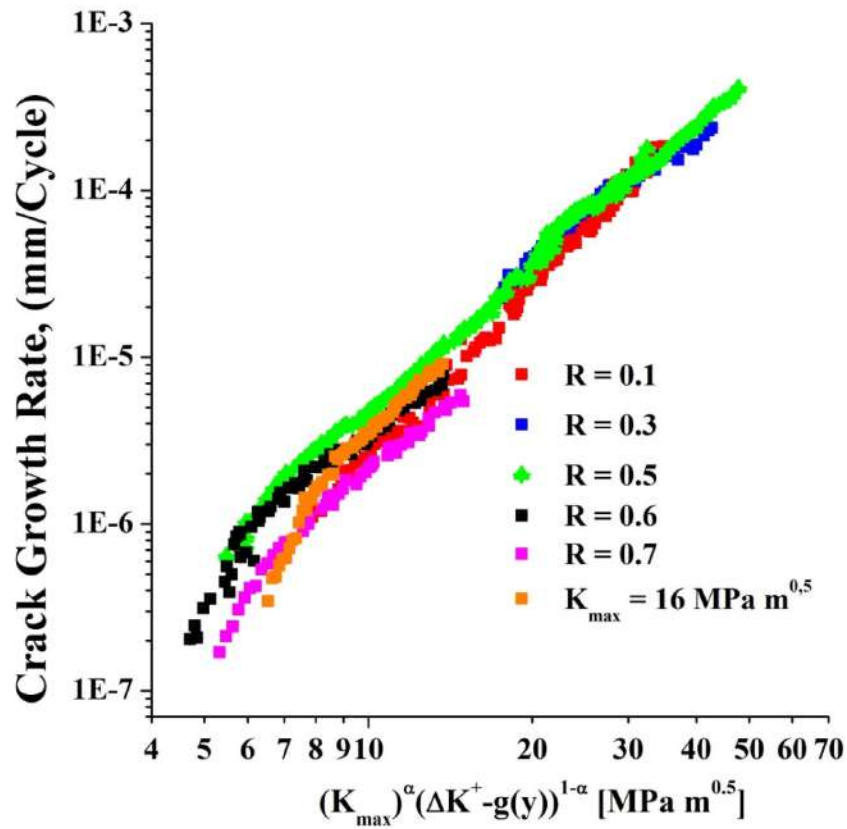


Figura 7.6. Velocidad de propagación de fisuras por fatiga en función del parámetro $(K_{max} - f(x))^\alpha * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha}$ para el acero en estado pre-deformado con $\alpha = 0.5$.

Los resultados obtenidos permiten afirmar que se ha avanzado satisfactoriamente en el entendimiento de los mecanismos actuantes en el proceso de propagación de fisuras por fatiga en aceros austeníticos metaestables. El parámetro propuesto como fuerza impulsora para estimar en forma biunívoca la velocidad de propagación de fisuras en todo el rango estudiado (zona del umbral y zona estable de Paris), arroja resultados aceptables para todas las configuraciones microestructurales y de carga analizadas.

Capítulo VIII

Conclusiones

El propósito de este trabajo ha sido el estudio del comportamiento de fisuras propagadas por fatiga de una aleación AISI 301LN, que cuando es sometida a altos valores de tensión o grandes deformaciones experimenta transformación martensítica de su estructura cristalina austenítica. Los análisis realizados se han hecho con el objetivo de encontrar una fuerza impulsora que pueda cuantificar la resistencia intrínseca del material a la propagación de fisuras por fatiga para diferentes combinaciones de R y condiciones microestructurales (acero en estado recocido y predeformado).

Los resultados de la revisión bibliográfica realizada mostraron que el estudio de la excepcional velocidad de propagación de fisuras por fatiga en AAM ha sido un tema de interés desde los años setenta. A lo largo del tiempo se han propuesto diferentes mecanismos para explicar la velocidad de propagación en estos materiales. Sin embargo, ninguno de los mecanismos propuestos ha podido explicar claramente el comportamiento en esta clase de materiales, e incluso algunas de las explicaciones propuestas causan contradicciones a la luz de los resultados experimentales de otros estudios. En cuanto a la revisión bibliográfica realizada en propagación de fisuras en chapas de espesor delgado de AAM, se puede ver que en los pocos estudios presentados sobre la región de Paris se reporta una particular influencia de la tensión nominal media sobre la velocidad de propagación, mientras que para la región cercana al umbral no hay estudios previos en este tema.

Como primera medida, se planteó el desarrollo de un conjunto de experimentos para tener información confiable con la cual contrastar todos los diferentes mecanismos que se han propuesto para explicar la baja velocidad de propagación comparada con otros materiales, inclusive aceros inoxidables austeníticos como el AISI 304 y el 316. Esto requirió la implementación de una metodología adecuada que consistió en la realización de ensayos en probetas SENT electropulidas, en las que la medición de la longitud de la fisura se hizo por medio de sensores Krag gages respaldadas por el método de la compliancia.

Entre la puesta a punto y calibración de todos los métodos y técnicas usadas en esta investigación, se realizaron más de 60 ensayos de propagación de fisuras por fatiga, de los cuales el 60% de estos se realizaron prácticamente de manera ininterrumpida durante un año, gracias a la exitosa implementación de un sistema de control y almacenamiento de datos para la ejecución de los ensayos de manera automatizada.

Los resultados de los ensayos de propagación fueron evaluados en primer lugar en término del ΔK . En este punto cabe aclarar que la solución del factor de intensidad de tensiones para la probeta ensayada y las condiciones propias de la disposición experimental utilizada fue determinada por medio del cálculo de la integral J usando el método de los elementos finitos. El uso de esta nueva solución del factor de intensidad de tensiones permitió esclarecer el efecto del rango de tensiones nominal sobre la velocidad de propagación. Los resultados mostraron que si se utiliza una adecuada solución para la determinación del ΔK aplicado desaparece la influencia del rango de tensiones para un dado ΔK y R sobre la velocidad de propagación de fisuras por fatiga reportado en la literatura, y

que para este material bajo las condiciones ensayadas las herramientas de la mecánica de fractura lineal elástica son las apropiadas para analizar el fenómeno estudiado.

Como se encontró dependencia con R y de las condiciones microestructurales, se propuso graficar los datos de velocidad de propagación versus el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo ΔK_{eff} . Los resultados mostraron que según la técnica empleada para la medición del cierre prematuro, y según la metodología empleada para cuantificar el daño debajo de la tensión de apertura, se pueden lograr mejores o peores correlaciones de los efectos de la relación de carga para este material. Se pudo estimar que para el material estudiado, el cierre prematuro tiene una fuerte componente inducida por rugosidad y que, para el umbral del material en estado recocido se evidenció la contribución de un mecanismo de cierre prematuro hasta ahora no reportado. Finalmente, se puede considerar que basados en toda la información experimental recopilada, no hay ninguna evidencia del mecanismo de cierre prematuro inducido por transformación martensítica.

Las explicaciones de la disminución en la velocidad de propagación de fisuras en los AAM, basadas en mecanismos relacionados con la transformación martensítica, como el aumento de la rugosidad por transformación martensítica o el cambio del modo de fractura, demostraron ser insuficientes para explicar el aumento en la resistencia a la propagación de este material. Las observaciones y mediciones ópticas mostraron que la mayor resistencia a la propagación de fisuras por fatiga del acero en estado recocido con respecto al acero predeformado no solo se debían a la diferencia de austenita ya transformada previo al inicio de los ensayos. Sino que también, en los aceros en estado recocido la altura de la estela de transformación martensítica concomitante al proceso de avance de la fisura es mayor que para los aceros predeformados

Razonamientos basados en el incremento en la resistencia a la fractura debido al aumento en las tensiones residuales alrededor de la punta de la fisura debido al cambio volumétrico de la transformación de fase, mostraron ser inefectivos si usamos como fuerza impulsora el ΔK o el ΔK_{eff} . Sin embargo, basados en conceptos de doble dependencia, como lo es el modelo de dos parámetros de Kujawski, se podría explicar el incremento en la resistencia a propagación debido a la transformación martensítica. Los resultados del presente trabajo, sugieren la posible existencia de otras fuentes que contribuyan a la resistencia intrínseca a la propagación de fisuras por fatiga en los AAM.

El modelo de dos parámetros de Kujawski (**Ecuación 4.8**) con un $\alpha = 0.6$ para el acero en estado recocido, y con $\alpha = 0.7$ para el acero en estado predeformado, resulto adecuado para describir una curva maestra de velocidad de propagación versus fuerza impulsora en la región lejana al umbral de propagación. Sin embargo, en la región cercana al umbral de propagación, donde los efectos del cierre prematuro son un poco más relevantes, no se pudo encontrar un valor único de α que permitiera describir el efecto de la relación de carga. De esta manera, teniendo en cuenta la contribución de los parámetros intrínsecos ΔK , K_{max} o K_{min} al proceso de daño por fatiga por medio de un parámetro α , y teniendo en cuenta la contribución de la transformación martensítica $f(x)$ y el efecto de cierre prematuro $g(y)$, se propone una fuerza impulsora para el avance de la fisura de la siguiente forma:

$$\frac{da}{dN} \propto (K_{max} - f(x))^{\alpha} * (\Delta K - g(y))^{1-\alpha}$$

Teniendo en cuenta las limitaciones del modelo propuesto, y basados en algunos resultados experimentales obtenidos y que no fueron incluidos en esta tesis, se proponen las siguientes tareas:

- Hacer estudios para evaluar la influencia de la historia previa de carga debido a que, los ensayos realizados a $K_{max} = \text{cte}$ no mostraron la misma velocidad de propagación comparados con los ensayos realizados a $R = \text{cte}$.
- Realizar estudios sobre la influencia de fenómenos de sobrecarga y descarga en la velocidad de propagación (sobre todo de descarga), ya que algunos ensayos realizados han mostrado que picos de descarga cerca del umbral pueden generar valores ΔK_{th} no conservativos.
- Plantear fuerzas impulsoras en términos del ΔCOD y COD_{max} , ya que cuando se hicieron comparaciones de la velocidad de propagación para las diferentes microestructuras en términos del ΔCOD , se observó una mejor correlación de los efectos microestructurales con respecto al uso del ΔK . Este análisis va muy de la mano con las propuestas de G. Glinka *et al.* [106], quien analiza parámetros de doble dependencia relacionados con lo que efectivamente ocurre en el entorno de la punta de la fisura.
- Continuar con el desarrollo de la fuerza impulsora propuesta en este trabajo para otro tipo de materiales, condiciones ambientales y microestructurales, haciendo las simplificaciones adecuadas para obtener los valores de los parámetros $f(x)$, $g(y)$ y α .

Anexo A

A. Conceptos básicos de la Mecánica de Fractura lineal elástica

La mecánica de fractura lineal elástica es la herramienta utilizada para caracterizar la velocidad de propagación de fisuras en materiales metálicos. Los conceptos de la MFLE sirven para relacionar las tensiones remotas con las tensiones cercanas al entorno del vértice de la fisura mediante las ecuaciones de Irwin:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \dots \quad \text{A.1}$$

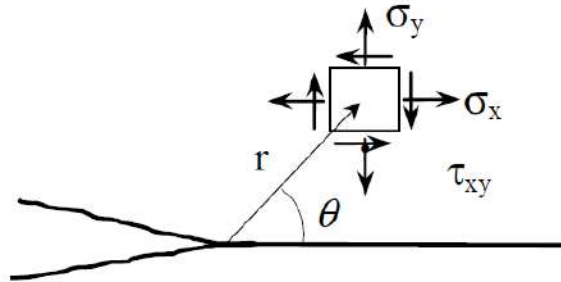


Figura A.1. Tensiones cerca de la punta de la fisura.

De este análisis se deduce que la magnitud de las tensiones en el entorno del vértice de la fisura está caracterizado por un único valor conocido como factor de intensidad de tensiones K_I , cuyo subíndice hace referencia a los 3 modos de apertura de la fisura **Figura A.2**, durante este trabajo se referirá a K como K debido a que fue el modo estudiado en esta investigación y que es el más analizado, por este modo se producen la mayoría de roturas por fatiga.

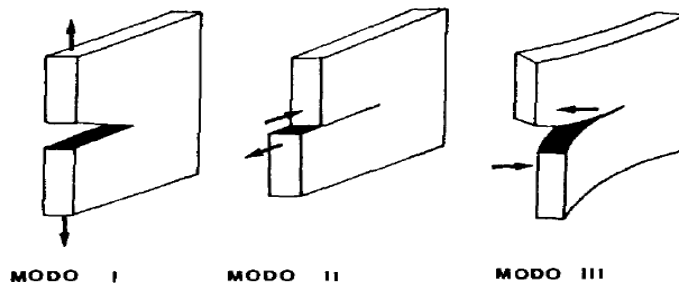


Figura A.2. Modos de apertura de la fisura: Modo I (apertura en tensión), Modo II (Corte Planar), Modo III (Corte transversal) [109].

El valor de K depende del tipo de carga, de la longitud de la fisura, la geometría del componente, de los vínculos o restricciones del componente a analizar, y se expresa generalmente de la siguiente forma:

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{A.2}$$

Donde σ es la tensión remota aplicada, a la longitud de la fisura, e Y es un parámetro de corrección relacionado con todas las diferencias presentes en una fisura real ubicada en un componente real con respecto a una fisura ideal en un sólido de dimensiones infinitas.

Las ecuaciones del análisis de Irwin proponen una singularidad para $r = 0$, lo que implica que las tensiones tiendan al infinito en el vértice de la fisura. Sin embargo, en la práctica esto no es posible debido a que el material experimenta deformaciones plásticas cuando la tensión equivalente del estado tensional supera la tensión de fluencia del material, lo que induce un pequeño volumen deformado plásticamente llamado zona plástica r_p en la punta de la fisura.

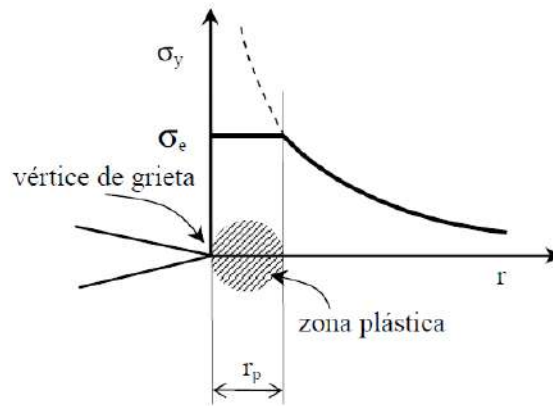


Figura A.3. Representación esquemática de la zona plástica alrededor de la punta de la fisura.

Bajo estas condiciones la MFLE será válida mientras el tamaño de la zona plástica sea pequeño en comparación con las dimensiones del componente. Estas condiciones se pueden expresar matemáticamente de la siguiente forma [110]:

$$a, (b - a), h \geq \frac{4}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_0} \right)^2 \quad \text{A.3}$$

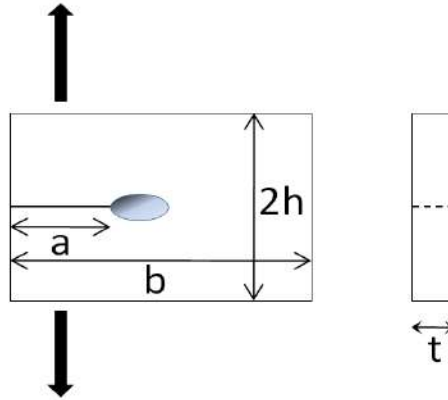


Figura A.4. Representación esquemática de las dimensiones principales que dan validez a la MFLE.

El tamaño de la zona plástica no sólo es afectado por el valor del factor de intensidad de tensiones, y la tensión de fluencia, sino también por el estado tensional completo del componente. En este sentido existen 2 condiciones límites conocidas como tensión plana y deformación plana, que están definidas según la **Ecuación A.4**.

$$t, a, (b - a), h \geq 2.5 \left(\frac{K}{\sigma_0} \right)^2 \quad \text{(Deformación plana)} \quad \text{A.4}$$

En el estado de deformación plana existe una mayor triaxialidad, la que es encontrada en probetas de mayor espesor donde el flujo plástico se ve restringido. En estos casos, el tamaño de la zona plástica se ve disminuido con respecto a probetas de menor espesor, caracterizadas por un estado de tensión plana. Entre otras variables, el tamaño de la zona plástica afecta la velocidad de propagación en materiales metálicos como el de la referencia [111].

En el estudio del fenómeno de fatiga se consideran 2 zonas plásticas: una zona plástica monotónica r_p y una zona plástica cíclica r_{pc} embebida dentro de la anterior. Para analizar la formación de la zona plástica cíclica se puede considerar una placa de un material elasto-plástico perfecto con una fisura central y sometida a una sollicitación de tracción remota. La fluencia del material en la punta de la fisura bajo la influencia de esta carga crea una zona plástica monotónica de dimensiones r_p dado por la **Ecuación A.5**. Si la carga aplicada es cíclica, además de la zona plástica monotónica generada por la carga máxima alcanzada durante el ciclado, también se crea una zona plástica cíclica generada por el rango de carga aplicada.

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left[\frac{K_{max}}{\sigma_f} \right]^2 \quad \text{(Tensión plana)} \quad \text{A.5}$$

Así, en una fisura que es descargada parcialmente a partir de un campo de tensiones de tracción remoto, se genera dentro de la zona plástica monotónica una región de flujo reversible llamada zona plástica cíclica de tamaño r_{pc} , en la cual se introducen tensiones de compresión residuales. Para un sólido elástico perfectamente plástico experimentando flujo proporcional, las tensiones dentro de la zona plástica cíclica son iguales a la tensión de flujo en compresión $-\sigma_f$. El tamaño de la zona plástica cíclica para tensión plana está dado por la **Ecuación A.6**. Para materiales que endurecen o ablandan

cíclicamente, σ_f debería ser remplazada por la resistencia de fluencia cíclica σ'_y , como se muestra en la **Ecuación A.6**.

$$r_{pc} = \frac{1}{\pi} \left[\frac{\Delta K}{2\sigma_f} \right]^2 \quad (\text{Tensión plana}) \quad \text{A.6}$$

La secuencia del flujo plástico se puede explicar en términos del movimiento de las dislocaciones usando la **Figura A.5**. La configuración de las dislocaciones a carga máxima se representa por el círculo del límite elasto-plástico que define el tamaño de la zona plástica unidireccional a carga máxima (cuando comienza la descarga). Durante la descarga las dislocaciones regresan en su dirección de movimiento siempre y cuando el cambio en las tensiones locales sean lo suficientemente altas como para que las dislocaciones superen la fuerza de fricción. En una forma alternativa la marcha atrás de las dislocaciones puede ser descrita como el movimiento de avance de un nuevo set de dislocaciones con un vector de burgers en sentido contrario. Cuando $P_{min} > P'_f$ (por ejemplo a relaciones de carga altas) el flujo plástico en reversa no ocurre y la descarga de la fisura ocurre en una forma completamente elástica.

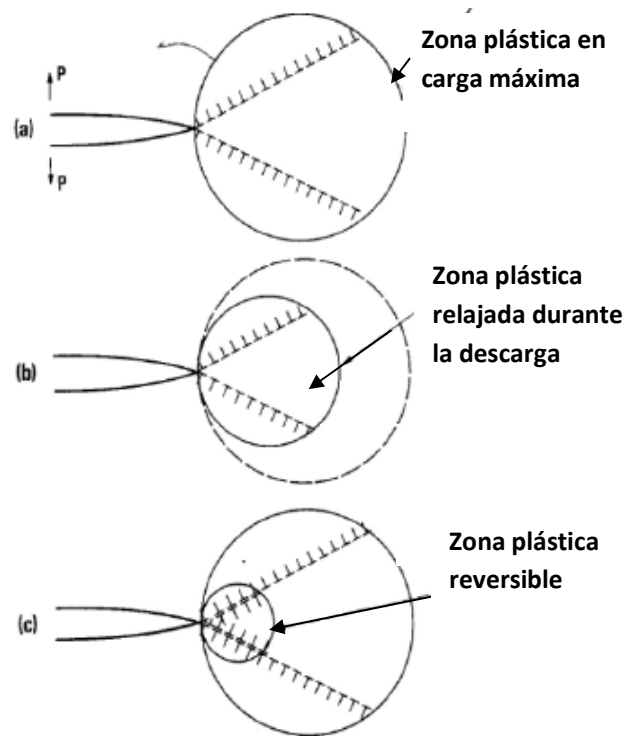


Figura A.5. Representación esquemática del movimiento de las dislocaciones alrededor de la punta de la fisura, durante un ciclo de carga y descarga. (Figura esquemática de A. Vasudevan & K. Sadananda)

A.1. Conceptos relacionados al estudio del daño por fatiga

Existen 2 diferentes enfoques para diseñar componentes que van a estar sometidos durante su ciclo de vida al daño por fatiga. La elección del método de diseño está basada en la decisión de evitar la iniciación de fisuras, o en evitar su propagación. El primer enfoque involucra la caracterización de la vida total del componente hasta la falla en términos del rango de tensiones cíclicas $\Delta\sigma$. Bajo este enfoque de diseño la iniciación de la fisura (microscópica) involucra el 90% de la vida del componente. El otro enfoque es de tolerancia al daño y es un enfoque mucho más conservativo que se suele utilizar en aplicaciones donde una falla catastrófica resulte en la pérdida de vidas humanas.

En el planteo de tolerancia al daño, los modelos utilizados para describir el daño por fatiga están basados en la MFLE. Los estudios de fatiga usando este enfoque tienen como objetivo caracterizar la velocidad de propagación de fisuras en función del parámetro ΔK que no es más que la diferencia del factor de intensidad de tensiones en el punto de carga máxima y en el punto de carga mínima de un ciclo:

$$\Delta K = K_{max} - K_{min} \quad \text{A.7}$$

La primera relación entre el factor de intensidad de tensiones y la velocidad de propagación de fisuras por fatiga fue la establecida por P. Paris, su planteo se puede expresar matemáticamente de la siguiente forma:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \text{A.8}$$

Donde C y m son constantes que pueden ser influenciadas por la microestructura, las condiciones medio-ambientales, la relación de carga y la transformación martensítica entre otras. Sin embargo, esta relación tan sólo es aplicable en la región intermedia del crecimiento de fisuras por fatiga conocida también como región II. Existen otras 2 regiones en el comportamiento del crecimiento de fisuras por fatiga; una de estas es la región I conocida también como región cerca del umbral, y la tercera es la región III donde el factor de intensidad de tensiones máximo K_{max} está cerca del factor de intensidad de tensiones crítico K_c .

Desde el punto de vista práctico tan sólo resulta de interés el estudio de las 2 primeras regiones. En el régimen I la velocidad de propagación de fisuras muestra un incremento promedio menor al parámetro de red por ciclo, esto está asociado con la existencia de un umbral del factor de intensidad de tensiones.

A.1.1. Mecanismo de crecimiento de fisuras en la región de bajos valores de ΔK

El crecimiento de fisuras por fatiga en la región cerca del umbral avanza bajo un modo de falla microscópico conocido como etapa I (stage I), que ocurre cuando la deformación plástica alrededor de la punta de la fisura está confinada dentro de unos pocos granos (los granos en los que está inmersa la punta de la fisura) y la propagación de la fisura ocurre predominantemente por deslizamiento por corte en la dirección de deslizamiento primario [28] como se muestra en la **Figura A.6**. Este mecanismo de deslizamiento lleva a una ruta de fisura en zigzag, y se ha encontrado incluso

en fisuras mucho más grandes que el tamaño de grano, mientras que se mantenga que la zona plástica en la punta de la fisura sea comparable con las dimensiones del tamaño microestructural característico (por ejemplo para muy bajos niveles de ΔK). Este mecanismo de avance de fisura hace que la velocidad de propagación de fisuras sea particularmente sensible a la microestructura del material. Los dos principales parámetros microestructurales que contribuyen a la resistencia a la fractura por fatiga son: tamaño de grano, y el tamaño y la distribución de los precipitados [92].

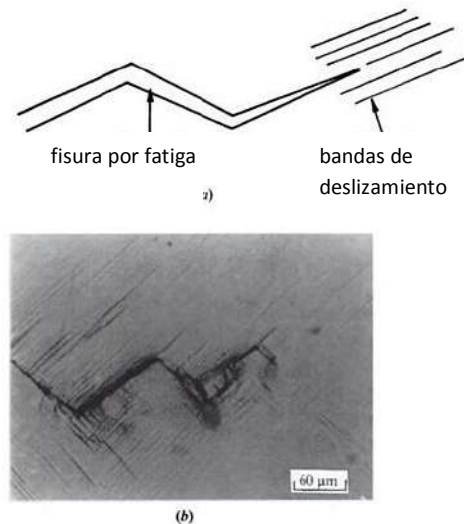


Figura A.6. Representación del mecanismo de avance de fisuras en la etapa I. (micrografía de P.B. Aswath & S. Suresh)

No resulta fácil hacer un compilado acerca del efecto de las variables microestructurales cerca del umbral de propagación debido a que muchas veces el cambio en una de estas tiene efectos opuestos en aleaciones diferentes, y en condiciones ambientales diferentes. Sin embargo, se puede afirmar que el principal mecanismo por el cual las variables microestructurales tienen tanta importancia en la región de umbral, es que éstas pueden alterar marcadamente la rugosidad del camino de la fisura.

Los efectos microestructurales se comienzan a hacer presentes en el material cuando el valor de la zona plástica cíclica se hace comparable al tamaño microestructural característico [28]. Cuando el tamaño microestructural característico es el tamaño de grano este se hace importante si afecta los mecanismos de avance de la fisura, aunque no es la única forma en la que contribuye. A.K. Vasudevan *et al.* muestran en un review [92], cómo, para diferentes tipos de aleaciones, el ΔK_{th} no sufre de gran variación con respecto al tamaño de grano, mientras que el K_{maxth} es fuertemente alterado si la microestructura ofrece un mecanismo de deslizamiento planar. En general se puede observar que K_{maxth} (K_{maxth} es el valor máximo del factor de intensidad de tensiones en el umbral y se introducirá en mayor detalla en la **sección A.1.5**) aumenta con el tamaño de grano (algunas aleaciones Cu-Al como la de la referencia [112] muestran una excepción a este comportamiento). Otro de los factores que afecta el valor del factor de intensidad de tensiones en el umbral es el cambio en el campo de tensiones de corte alrededor de la punta de la fisura debido a una deflexión. Esta contribución aumenta cuando el tamaño de la zona deflectada es mayor que el tamaño microestructural característico [78].

Los precipitados son otra de las variables microestructurales que puede afectar en mayor medida la velocidad de propagación de fisuras en la región cercana al umbral de propagación, dependiendo de su tamaño, forma y espaciado entre ellos. El efecto de los precipitados puede superar el efecto del tamaño de grano si los precipitados no son fácilmente penetrados por las fisuras. El umbral de fisuras K_{maxth} disminuye con el aumento en el espacio entre los precipitados hasta el límite en que las dimensiones del precipitado sean comparables con el tamaño de grano, donde el tamaño de grano tomaría la predominancia del comportamiento. Al igual que en la explicación de la influencia del tamaño de grano, el modo de deslizamiento juega un papel fundamental en el entendimiento de cómo afectan los precipitados en el umbral K_{maxth} . Los precipitados coherentes o semi-coherentes pueden producir deslizamiento planar, mientras que en el caso de precipitados incoherentes el deslizamiento se vuelve más homogéneo permitiendo el dúplex slip [92].

Teniendo en cuenta que el mayor factor que afecta el crecimiento de fisuras por fatiga en la región I es el modo de deslizamiento de la fisura; Una de las formas de alterar el modo de deslizamiento de una aleación es cambiando su energía de falla de apilamiento. En general se encontró una disminución del umbral K_{maxth} con el aumento de la energía de falla de apilamiento [92].

A.1.2. Propagación por Fatiga de Fisuras Pequeñas

Hasta el momento se ha expuesto el comportamiento de fisuras propagadas por fatiga en la región de bajos valores del rango factor de intensidad de tensiones (región I). De acuerdo con la **Ecuación A.2**, el factor de intensidad de tensiones es función de la tensión aplicada, la longitud de fisura y una constante geométrica. Si mantenemos la misma configuración geométrica se puede obtener un valor del factor de intensidad de tensiones pequeño tanto disminuyendo la carga, como disminuyendo longitud de la fisura.

Si la longitud de fisuras se hace demasiado pequeña se puede entrar en una zona donde los conceptos de la mecánica de fractura pierden validez. Debido a que el concepto de fisura pequeña puede ser muy ambiguo, S. Suresh *et al.* establecieron como fisura pequeña aquella en la que los conceptos de similitud⁹ no se aplican [113]. El apartamiento de las condiciones asociadas a las fisuras largas, genera diferentes comportamientos, como puede verse en la **Figura A.7**, que muestra esquemáticamente que las fisuras cortas pueden propagar a ΔK aplicados menores que el umbral de propagación de fisuras largas y a mayores velocidades si se considera el mismo ΔK aplicado.

⁹El concepto de similitud de la mecánica de fracturas aplicado al daño por fatiga implica que el rango del factor de intensidad de tensiones caracteriza la velocidad de propagación de fisuras sin importar la geometría o la longitud de la fisura, mientras se mantengan las mismas condiciones medio ambientales y de historia de carga.

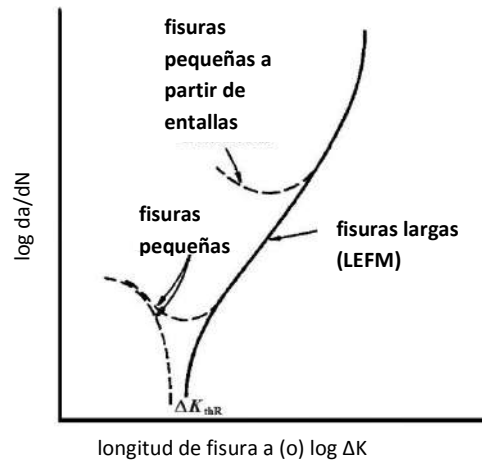


Figura A.7. Esquema del típico crecimiento de fisuras por fatiga cortas y largas para una relación de carga dada [28].

Las fisuras pequeñas se pueden clasificar de la siguiente forma [114]:

- fisuras mecánicamente pequeñas (tamaño comparable con zona plástica cíclica).
- Fisuras micro-estructuralmente pequeñas (tamaño comparable con la escala micro-estructural).
- Fisuras físicamente pequeñas (tamaño típico menos que 1 mm)

Tal como se ve en la **Figura A.7**, el principal interés del estudio de fisuras pequeñas es que éstas han mostrado una velocidad de crecimiento que puede ser significativamente más grande que la velocidad de crecimiento de fisuras largas. Cuando estas dos se caracterizan en término de la misma fuerza impulsora, esto puede llevar a peligrosas sobre-estimaciones de la vida a fatiga. El hecho de que las fisuras pequeñas tengan una velocidad de propagación mayor que las fisuras largas se le ha atribuido, al menos parcialmente, al hecho de que en éstas no hay cierre prematuro de la fisura. Es necesario remarcar aquí que el cierre prematuro se desarrolla con el aumento de la longitud de la fisura [115].

Debido a que la peligrosidad de las fisuras pequeñas está dada por las condiciones de carga que pueden hacer que éstas nucleen y crezcan, su estudio se ha centrado en tratar de encontrar parámetros adecuados para caracterizar su umbral de crecimiento. Una forma muy conveniente de describir su comportamiento en el umbral ha sido usando el diagrama propuesto por H. Kitagawa, en el que se puede observar que la tensión umbral se aparta de aquella definida por el umbral de fisuras largas, **Figura A.8**. Por el contrario, si se analiza el umbral de propagación de fisuras pequeñas en términos del rango del factor de intensidad de tensiones, se puede observar que existe una disminución en el rango del factor de intensidad de tensiones umbral con la disminución de la longitud de la fisura. Cuando la fisura pequeña crece lo suficiente su rango del factor de intensidad de tensiones umbral se hace independiente de la longitud de la fisura, tal como ocurre en fisuras largas para una dada relación de carga..

En el presente trabajo este comportamiento no será tenido en cuenta, ya que sólo se trabajará con fisuras ingenierilmente largas (mayor que el milímetro).

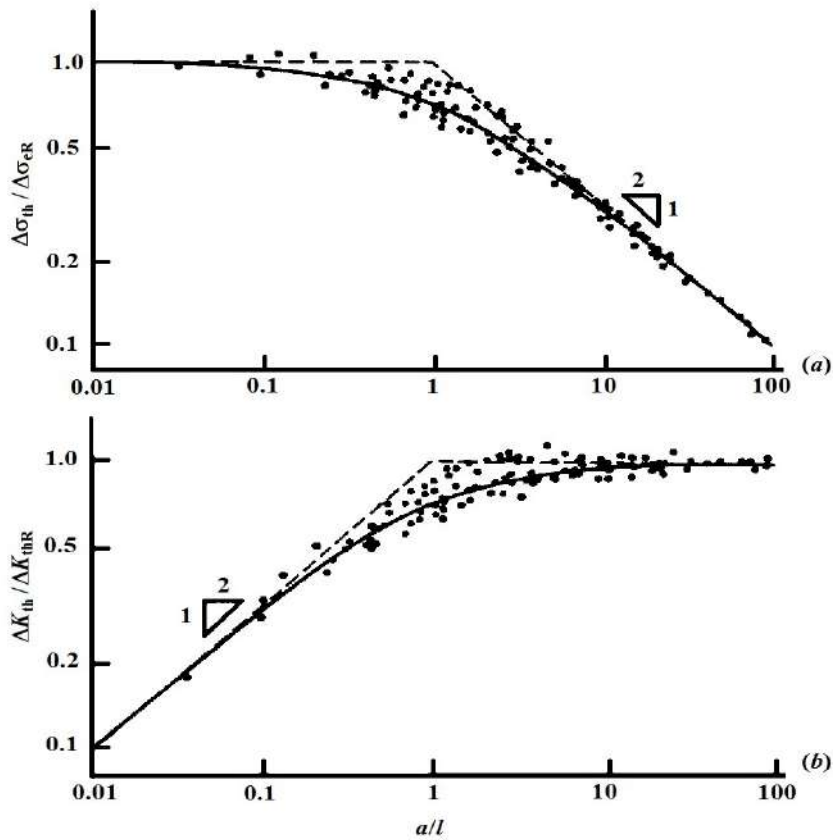


Figura A.8. Efecto del tamaño de fisura sobre (a) tensión umbral y (b) umbral del rango del factor de intensidad de tensiones, para una amplia variedad de aleaciones metálicas con valores de tensión de fluencia que van desde los 30MPa hasta los 770 MPa [116].

A.1.3. Mecanismo de crecimiento de fisuras en la región de Paris

En la región de Paris las fisuras crecen por un mecanismo de deslizamiento conocido como dúplex slip. Este mecanismo de crecimiento lleva a la formación de lo que comúnmente se observa en las superficies de fractura por fatiga y se conoce como estriaciones. El modelo más usado para explicar la formación de estriaciones es el formulado por C. Laird [117], en el que conceptualiza que la fisura se redondea por carga y luego se re-afila por descarga, con cada carga y descarga, en dos sistemas de deslizamiento diferentes los cuales interceptan la punta de la fisura. El avance de la fisura se da por redondeo en cada incremento de carga. A partir de estos conceptos se han dado diferentes explicaciones de las razones por las cuales las estriaciones se forman o no se forman de acuerdo a diferentes circunstancias, pero la mayoría están relacionadas con los efectos de la oxidación de la nueva superficie de fractura creada.

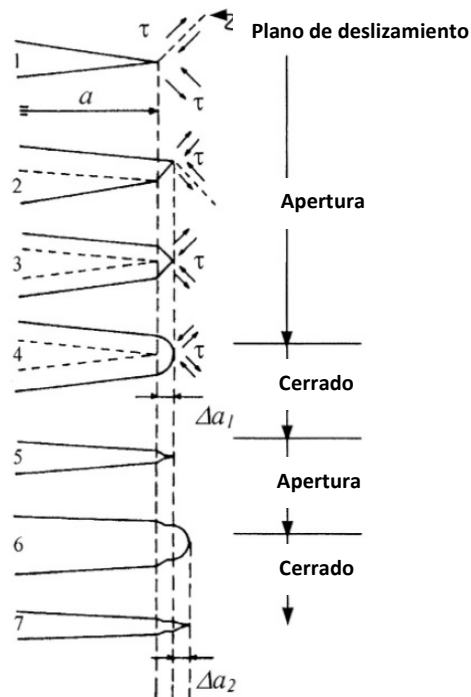


Figura A.9. Representación del mecanismo de avance de fisuras en la etapa II [118].

A.1.4. Cierre Prematuro

Idealmente la amplitud del factor de intensidad de tensiones nominal (ΔK) y/o la máxima intensidad de tensiones (K_{max}) gobiernan inequívocamente la velocidad de avance de la fisura. Sin embargo, hay una gran variedad de situaciones donde la amplitud del factor de intensidad de tensiones y/o el pico del factor de intensidad de tensiones en la punta de la fisura, los cuales son responsables de la propagación de fisuras por fatiga, difieren marcadamente del factor intensidad de tensiones aplicado. Estas diferencias pueden provenir de diferentes efectos como:

- Contacto prematuro de las caras de la fisura incluso en ciclos de carga con un campo de tensiones completamente de tensión ($0 \leq R \leq 1$).
- Deflexiones periódicas en la ruta de la fisura debido a impedimentos microestructurales o cambios en los estados de tensión locales y en el modo de fractura.
- Blindaje del campo de tensiones de tensiones local por medio de tensiones residuales generadas dentro de la zona plástica cíclica o por tensiones inducidas por transformaciones de fase.
- Por puentes generados entre las caras de la fisura ya sea por fibras, como en los polímeros reforzados, partículas, granos intactos o productos de corrosión.

Estos mecanismos extrínsecos pueden alterar marcadamente la velocidad de propagación de fisuras incluso cuando la resistencia a la fractura intrínseca del material permanezca inalterable.

El primer investigador en mencionar la posibilidad del contacto entre las caras de la fisura en un campo de tensiones completamente en tensión fue W. Elber (1970,1971) [40, 119], el observó en sus experimentos que había un cambio en la compliancia (la compliancia es la pendiente de la curva desplazamiento vs. carga normalizada por el módulo de Young y el espesor de la probeta) en las probetas de aluminio. W. Elber argumentó que este cambio en la compliancia a medida que la fisura se iba cerrando se debía a una zona de deformaciones residuales dejadas en la raíz de la punta de la fisura. El contacto prematuro de las caras de la fisura da lugar a la reducción de la fuerza impulsora para el avance de la fisura

Investigaciones posteriores mostraron que el mecanismo de contacto prematuro de las caras de la fisura propuesto por Elber, el cual se llamó cierre prematuro inducido por plasticidad (plasticity induced crack closure), no era la única fuente de cierre prematuro. Los otros mecanismos propuestos son:

- Óxido formado dentro de la fisura por fatiga (oxide induced crack closure)
- Cierre prematuro por rugosidad (Roughness induced crack closure)
- Fluidos viscosos penetrando dentro de la fisura (Viscous fluid induced crack closure)
- Tensión y/o deformación induciendo cambio de fase en la punta de la fisura (Transformation induced crack closure)

Desde que W. Elber mencionó la existencia del cierre prematuro, numerosas investigaciones se han realizado en el tema incluyendo investigaciones en materiales no metálicos. Todos estos trabajos han llevado a proponer la existencia de otros mecanismos que impiden el crecimiento de fisuras por fatiga, entre éstos se incluyen:

- Deflexión en el camino de fisura (crack Deflection)
- Formación de puentes en la fisura (Crack bridging or trapping)
- Blindaje de la fisura debido a micro-figuras, multi-fisuración y transformaciones de fase.

Cabe señalar que no es posible cuantificar con precisión la influencia de los mecanismos que causan disminución en la velocidad de propagación de fisuras. Inclusive muchos de éstos pueden presentarse simultáneamente, por lo que es frecuentemente imposible identificar las contribuciones individuales de cada uno de éstos. Por lo tanto no es sorprendente que exista tanta controversia y diferencias de opinión en la aplicabilidad y significado de los mecanismos que retardan la propagación de fisuras por fatiga.

A.1.5. Velocidad de propagación de fisuras usando los 2 umbrales de fisuras largas (A.K. Vasudevan y K. Sadananda)

Existen investigadores que no consideran que muchos de los efectos de la velocidad de propagación de fisuras que no están explicados por la ley de París estén relacionados con la existencia del cierre prematuro, por lo que han buscado explicaciones alternativas usando parámetros fractomecánicos

para explicar las anomalías en la velocidad de propagación de fisuras; A.K Vasudevan y K. Sadananda han presentado algunos trabajos en los que describen el comportamiento en la región del umbral usando curvas de ΔK_{th} vs K_{max} , las cuales definieron como curva fundamental del umbral de propagación [86, 97, 120-122]. Una de las características principales de las curvas fundamentales de fatiga en el umbral es que define dos valores críticos, que son ΔK_{th} y K_{maxth} , que representan los valores mínimos para dos fuerzas impulsoras para el avance de la fisura. Estos investigadores proponen la existencia de dos umbrales, que deben superarse para lograr la propagación de fisuras por fatiga. Contemplan entonces los requerimientos de dos parámetros de carga independientes para describir el ciclo de carga de manera unívoca, considerando por lo tanto la existencia de estos dos umbrales intrínsecos a la fatiga. La interpretación que requiere dos umbrales críticos en vez de uno provee un medio para relacionar el comportamiento a fatiga de un dado material con los parámetros metalúrgicos y el medio ambientales. En particular el uso de dos parámetros para describir el comportamiento a fatiga tiene importantes implicaciones en las metodologías de predicción de la vida a fatiga. Esta descripción podría ayudar a una aplicación más directa de la información de velocidad de propagación de fisuras en probetas de laboratorio a componentes estructurales en servicio.

Usando una descripción paramétrica de dos variables A.K Vasudevan *et al.*, [98] analizaron un número importante de curvas de propagación de fisuras disponibles en la literatura y las clasificaron en 5 categorías diferentes. Dicha clasificación está basada en el comportamiento observado en base a la fuerza mecánica impulsora y no en base a los micromecanismos involucrados.

En la nueva interpretación se representan las curvas ΔK_{th} vs R en términos de las curvas fundamentales del umbral ΔK_{th} vs K_{maxth} , cuya naturaleza fundamental es que son independientes de la carga, la geometría de la probeta y del método de determinación del umbral. Estas curvas solo dependen del material y del medio ambiente. Si bien K_{max} y K_{min} están relacionados por la relación de carga R , no se puede usar el R como segundo parámetro debido a que no puede ser interpretado como una fuerza mecánica impulsora, además de que no se puede hablar de la existencia de un R crítico debajo del cual no exista crecimiento de fisuras. La **Figura A.10** representa una figura esquemática con los distintos tipos de curvas definidos por los autores para diferentes tipos de aleaciones. La forma y la magnitud de la curva ΔK_{th} vs R tiene una pendiente característica .A.K. Vasudevan *et al.*[98] describieron el comportamiento global de fisuras propagadas por fatiga en 5 categorías, las cuales ayudan a identificar los roles relativos de las dos fuerzas impulsoras en el frente de la fisura. La clasificación es de la siguiente forma y se puede encontrar más información del tema en la referencia [98]:

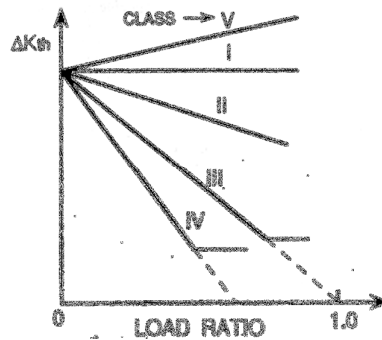


Figura A.10. Curva esquemática del comportamiento a fatiga en términos de ΔK_{th} vs. R , de acuerdo a A. Vasudevan y K. Sadananda se pueden clasificar en cinco formas diferentes [98].

I: Esta tendencia es observada en ensayos realizados en el vacío, para algunas aleaciones comerciales.

II: Este comportamiento es observado en varios materiales no aleados, en ambientes acuosos (Humedad/NaCl) y en ambientes oxidantes a alta temperatura, este comportamiento también es observado en materiales con alta y baja resistencia a la fluencia pero con alta resistencia a la fractura.

III: Este es el comportamiento común de muchas aleaciones metálicas en aire o en ambientes acuosos.

IV: Este comportamiento es visto en aleaciones donde los modos de fractura estático o de otro tipo diferentes a los de la fatiga se ven acentuados.

V: Este comportamiento tan solo ha sido observado en materiales poliméricos.

A.2. Revisión bibliográfica de los modelos de predicción de fisuras por fatiga

El uso de la mecánica de fracturas para el estudio del daño por fatiga tiene como objetivo el desarrollo de modelos predictivos para la estimación de la vida a fatiga de componentes con fisuras. La mayoría de los modelos propuestos a la fecha intentan predecir el comportamiento de fisuras propagadas en la región estable del crecimiento de fisuras, y bajo modo I de apertura de la boca de la fisura. A la par de estos modelos también se han desarrollado modelos para el análisis de fisuras propagadas en un régimen de carga variable [123-124]. En la última década, y debido a que generalmente las estructuras reales están sometidas a carga multiaxial, se han estado desarrollando modelos para predecir el comportamiento de fisuras propagadas por fatiga bajo diferentes modos de apertura [125-126]. Si bien con el desarrollo de estos nuevos modelos se ha dado un gran avance en la predicción de la vida remanente de componentes con fisuras, el desarrollo de nuevos materiales ha hecho necesaria la re-validación de modelos ya conocidos debido a la existencia de situaciones en la que estos puedan llevar a estimaciones no conservativas.

A.2.1 Modelos de predicción de tiempo estimado de vida a fatiga

El avance general del conocimiento en el área de la mecánica de fracturas indicaría que las tensiones y deformaciones locales cerca de la punta de la fisura controlan el proceso de crecimiento de éstas, sin embargo, al día de hoy no es posible evaluar el valor de las tensiones y deformaciones muy cerca de la punta de la fisura en materiales elasto-plásticos, a menos que se usen modelos numéricos, o se usen modelos con importantes simplificaciones. Por esta razón la mayoría de modelos para la estimación de la vida remanente de componentes con fisuras están basados en la longitud de la fisura, la carga y la geometría del componente, que gracias a la mecánica de fracturas lineal elástica están relacionados a través de un parámetro global conocido como factor de intensidad de tensiones, K .

A.2.2. Modelos de Predicción bajo relación de carga constante

El primero y más conocido de los modelos que usó el factor de intensidad de tensiones para predecir el número de ciclos hasta la fractura final del componente fue el propuesto por P. Paris [27]. Este modelo sirvió para describir el comportamiento de una aleación de aluminio bajo una relación de carga constante en la región de crecimiento estable, más conocida como región II o región de Paris. Este modelo describe que la velocidad de propagación de fisuras es proporcional al rango del factor de intensidad de tensiones ΔK , y a 2 constantes (C y m) propias del material y de las condiciones del ensayo **EcuaciónA.8**.

Usando este modelo, lo que se debe hacer para determinar el número de ciclos necesarios para la falla de un componente o probeta, es una integración de la **EcuaciónA.8** desde una longitud de fisura inicial, hasta una longitud de fisura que esté relacionada con un rango del factor de intensidad crítico ΔK_c , que en muchos casos viene dado por K_{max} . En la mayoría de los casos lo que se requiere es una integración numérica de la **EcuaciónA.9**.

$$N = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(\Delta K)^m} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{C(Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a})^m} \quad \text{A.9}$$

La expresión de Paris y otras de su estilo sólo tienen en cuenta la región II de la curva de velocidad de propagación de fisuras vs rango del factor de intensidad de tensiones, en la cual existe una relación lineal entre el rango del factor de intensidad de tensiones y la velocidad de propagación de fisuras, si estas dos se grafican en escala logarítmica, como se ve en la **Figura 3.2**. Sin embargo, cuando en esta curva se comienza a disminuir el valor del factor de intensidad de tensiones, este comportamiento lineal cambia y el material parece presentar un rango del factor de intensidad de tensiones umbral por debajo del cual la fisura no propaga. Para tener en cuenta el efecto de la región del umbral R. Donahue *et al.*[127] propusieron la siguiente expresión:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad \text{A.10}$$

Donde ΔK_{th} es el rango del factor de intensidad de tensiones umbral para una relación de carga dada. Para tener en cuenta la región III de la curva de velocidad de propagación de fisuras versus el rango del factor de intensidad de tensiones se puede usar la **EcuaciónA.11**. Esta ecuación es para una relación de carga igual a 0. En general los modelos propuestos para tener en cuenta la inestabilidad de la región III incluyen la relación de carga R , o el factor de intensidad de tensiones máximo K_{max} , y esto se debe a que el valor factor de intensidad de tensiones crítico K_c viene dado por el máximo valor del factor de intensidad de tensiones.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(K_c - K_{max})} \quad \text{A.11}$$

A.2.3. Modelos de predicción para carga variable

Uno de los principales retos del estudio del comportamiento de fisuras propagadas por fatiga, es estimar la vida a fatiga en componentes en maquinaria real en los cuales los espectros de carga generalmente son de carga variable.

Es de gran interés desde el punto de vista del diseño evaluar la vida a fatiga ante carga variable, siendo uno de los principales fenómenos la influencia de la relación de carga en la velocidad de propagación de fisuras, también existen otros fenómenos como picos de sobrecarga en ensayos de relación de carga constante, picos de descarga en relación de carga constante, y uno que ha mostrado particular influencia en los AAM que es la historia previa de carga.

Contrario a lo que el sentido común indicaría, en general los picos de carga por sí solos en ensayos realizados a carga constante no producen aceleración en la velocidad de propagación de fisuras, por lo que se puede cuantificar su influencia casi de manera casi conservativa analizando las curvas de propagación a una relación de carga constante. las situaciones comprometidas en componentes reales, comienzan cuando el espectro de carga incluye carga variable con picos de descarga, o la combinación de picos de carga y descarga. Otra situación que causa inconvenientes en algunos materiales particulares como los AAM, es el efecto de la historia previa de carga, que puede causar que la velocidad de propagación de fisuras se estime de forma no conservativa según la curva de velocidad de propagación vs. rango del factor de intensidad de tensiones que se use.

Los efectos de la relación de carga no pueden ser estimados con la ley de Paris, u otras ecuaciones basadas tan sólo en el rango del factor de intensidad de tensiones ΔK . El primer investigador que observó esta limitación, y propuso una expresión para tener en cuenta los efectos de la relación de carga fue K. Walker. [128], **EcuaciónA.12**:

$$\frac{da}{dN} = C \left[\frac{\Delta K}{(1 - R)^{1-\gamma_w}} \right]^m \quad \text{A.12}$$

Al igual que la ecuación de P. Paris, la ecuación de K. Walker está basada en el fiteo de un tercer parámetro γ_w que sea capaz de hacer converger las curvas de da/dN vs ΔK en una sola curva para diferentes relaciones de carga. En ocasiones es posible que no sea encontrado un único valor de γ_w , y en estos casos la **EcuaciónA.12** no se puede utilizar. Haciendo uso de fenómenos físicos intrínsecos al

proceso de daño por fatiga, el efecto de la relación de carga ha sido analizado usando dos clases de enfoques diferentes, que están basados en:

- Cierre prematuro de la fisura (Crack Closure)
- Uso de dos parámetros fracto-mecánicos o dos fuerzas impulsoras

A.2.4. Efecto de la relación de carga

Modelos de Cierre prematuro de la fisura

Desde que W. Elber en 1970 [40] descubrió que las caras de la fisura entraban en contacto antes de alcanzar la carga mínima, incluso en ciclos de carga donde la tensión mínima era mayor que cero, el cierre prematuro ha sido el mecanismo más usado para explicar las anomalías en la velocidad de propagación de fisuras. El modelo propuesto por Elber fue el siguiente:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad \text{A.13}$$

En el **Anexo D** se aclara cómo es la determinación experimental del rango del factor de intensidad de tensiones efectivo, y en las referencias [28, 129-131] se puede encontrar información general y particular del tema.

La propuesta original de Elber expresa que el crecimiento de fisuras por fatiga ocurría tan solo durante la porción del ciclo de carga en la cual la fisura estaba completamente abierta. Sin embargo, con el tiempo han surgido nuevos conceptos para calcular el factor de intensidad de tensiones efectivo. En este trabajo se implementó el propuesto por K. Donald y P. Paris [87-88], debido a que había sido usado con gran éxito en aleaciones de aluminio.

El efecto Donald asume que el contacto prematuro de las caras de la fisura no protege completamente a la fisura del daño por fatiga. Basados en este concepto, la propuesta de K. Donald *et al.* [87-88] para calcular el rango del factor de intensidad de tensiones efectivo fue la siguiente:

$$\Delta K_{2/P10} = K_{max} - \frac{2}{\pi} K_{op} \quad \text{A.14}$$

Y de manera análoga a la **Ecuación A.13** se puede estimar la velocidad de propagación de fisura por medio de la siguiente expresión:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{2/P10})^m \quad \text{A.15}$$

Modelos Basados en 2 parámetros fracto-mecánicos o 2 fuerzas impulsoras

No es nuevo el hecho de querer analizar la velocidad de propagación de fisuras usando modelos de más de un parámetro, de hecho un buen ejemplo de esto es el modelo de K. Walker. Sin embargo, después de la aparición del mecanismo de cierre prematuro todos estos modelos fueron opacados. No obstante, a pesar de que en los últimos 40 años se han generado datos acerca del cierre prematuro, existen numerosas dificultades para correlacionar de forma consistente las mediciones de cierre prematuro con el comportamiento del crecimiento de la fisura. Esas dificultades incluyen:

- El K_{op} depende del lugar de medición y de la técnica empleada [132].
- El K_{op} cambia después del tratamiento térmico [133].
- K_{op} depende de la geometría y de la longitud de la fisura [134].
- El efecto de la relación de carga no es frecuentemente observado en el vacío.

En la última década los modelos de 2 parámetros como el modelo empírico de 2 parámetros de D. Kujawski [41] han ganado mucha atención entre los investigadores del área de fatiga. D. Kujawski usando su modelo, **Ecuación A.16**, mostró que para muchas aleaciones los efectos de la relación de carga se podían explicar dándole la debida importancia al factor de intensidad de tensiones máximo K_{max} .

$$\Delta K^* = (K_{max})^\alpha (\Delta K^+)^{1-\alpha} \quad \text{A.16}$$

Donde el parámetro α es una variable de fiteo que puede ser determinada a partir de la curva de París para 2 relaciones de carga diferentes, si esto se hace con varias curvas a diferentes relaciones de carga se obtiene el valor de α promedio.

$$\alpha = \frac{\log\left(\frac{\Delta K_1^+}{\Delta K_2^+}\right)}{\log\left(\frac{1-R_1}{1-R_2}\right)} \quad \text{A.17}$$

El valor de α sirve para determinar el aporte de K_{max} y ΔK^+ (parte positiva del factor de intensidad de tensiones efectivo) al proceso de avance de la fisura, y de acuerdo con las observaciones realizadas, α está más cerca de 1 para aleaciones frágiles, mientras que α se acerca a 0 para aleaciones dúctiles [41]. El mayor interés de este tipo de modelos es el de encontrar una curva maestra que pueda relacionar velocidad de propagación de fisuras vs fuerza impulsora, interés motivado por los inconvenientes que resultan de tener usar valores diferentes de C y m para cada relación de carga en los modelos predictivos de vida a fatiga. La ecuación general del modelo propuesto por D. Kujawski sería de la siguiente forma:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K^*)^m \quad \text{A.18}$$

Este modelo ha sido usado muy exitosamente para correlacionar la velocidad de propagación de fisuras en ensayos realizados a relaciones de carga positiva, aunque la correlación no ha sido tan buenacuando se utiliza para ensayos realizados a relaciones de carga negativas [135].

A.2.5. Picos de carga y descarga en ensayos realizados a relación de carga constante

Los fenómenos mencionados hasta el momento implican que mientras que la tensión cíclica sea mantenida constante, la velocidad de propagación de fisuras tan sólo es función del rango del factor de intensidad de tensiones y de la carga aplicada. Sin embargo, rara vez un componente está sometido a un campo de tensiones cíclicas constantes, sino más bien a un espectro de carga con interacciones entre ciclos a diferentes relaciones de carga, picos de carga o descarga, e incluso otro tipo de fenómenos.

Cuando se intenta estimar de manera predictiva la vida a fatiga de componentes en los que existen interacciones de carga, es de vital importancia tener en cuenta tanto el pico de carga, como la historia precedente de carga. Incluso de acuerdo al tipo de material y condiciones medio ambientales es posible que la misma secuencia de carga tenga efectos opuestos. Por lo encontrado se podría decir que existen 3 tipos de fenómenos que han sido usados para explicar los efectos de las interacciones de carga en la velocidad de propagación de fisuras por fatiga:

- Redondeo de la punta de la fisura
- Plasticidad en la punta de la fisura (Tensiones residuales)
- Plasticidad induciendo cierre prematuro

Redondeo de la punta de la fisura

La idea en la que se basa este argumento para explicar la reducción en la velocidad de propagación debido a una sobrecarga, está basada en la idea física de que una sobrecarga haría comportarse a la punta de la fisura como una entalla de radio muy pequeño. En este caso la disminución en la velocidad de propagación estaría dada por la cantidad de ciclos necesarios para que la fisura vuelva a crecer a partir de una entalla.

Tensiones residuales generadas en la zona plástica

Esta hipótesis está basada en el hecho de que durante la descarga se crea una zona plástica cíclica, en la cual el flujo plástico está en reversa por lo que se crea una zona de tensiones residuales compresivas. Durante un pico de carga la zona plástica cíclica se hace más grande por lo que la velocidad de propagación de fisuras se verá afectada hasta que la fisura salga de esta zona. Los modelos más populares basados en la plasticidad en la punta de la fisura son los de O. Wheeler [123] y J. Wllienborg *et al.* [124].

Plasticidad Induciendo cierre prematuro

A diferencia del caso en cual se usa el cierre prematuro para tener en cuenta los efectos de la relación de carga en la FCGR, en el caso del cierre prematuro inducido por picos de sobre-carga es necesaria la existencia del fenómeno de cierre prematuro inducido por plasticidad. Como la variable

principal empleada para estimar la vida a fatiga usando los conceptos de cierre prematuro sigue siendo el ΔK_{eff} , uno de los aspectos más importantes de esta metodología es la medición de la carga de apertura P_{op} .

El modelo teórico más exitoso para estimar el cierre prematuro inducido por plasticidad ha sido el propuesto por J.C. Newman Jr [136]. Este modelo está basado en el modelo de Dugdale, y predice que el cierre prematuro es función de la relación de carga, del espesor, y del nivel de carga, entre otras variables. En el desarrollo de esta tesis se aplicaron las ecuaciones de J.C Newman Jr [137], y además se utilizó un modelo de elementos finitos para estimar el cierre prematuro inducido por plasticidad. Este modelo de elementos finitos está basado en el trabajo de tesis de doctoral de A. Gonzales [138]. Sin embargo, los resultados de estas implementaciones fueron poco alentadores al compararlos con los resultados experimentales en nuestro material.

No era el objetivo de este trabajo de tesis doctoral estudiar los efectos de picos de carga sobre la velocidad de propagación de fisuras en este material, aunque es un vacío en la literatura debido a que no hay estudios en este tema en AAM. Sin embargo, se han realizado estudios preliminares en este tema, los que han mostrado que este material muestra similares características a las que se observan en otros materiales sometidos a picos de carga.

Anexo B

B. Transformación Martensítica

B.1 Introducción

Sin importar hasta ahora el tipo de experimentación realizada, o sin importar los mecanismos que se han propuesto para explicar la velocidad de propagación de fisuras en aceros austeníticos metaestables, el común denominador en todos los ensayos de propagación de fisuras por fatiga es que la transformación martensítica disminuye la velocidad de propagación de fisuras por fatiga en esta clase de aceros.

Se llama transformación martensítica a una transformación en la que la nueva estructura nuclea y crece sin difusión atómica. Se produce un cambio de estructura cristalina provocada casi exclusivamente por las fuerzas de corte. El hecho de que la transformación martensítica sea no difusiva implica que la nueva fase se consiga por pequeños desplazamientos relativos de los átomos en distancias menores a las distancias interatómicas. Esto resulta en que se mantenga la composición y el orden de la fase inicial [139].

La transformación martensítica tiene lugar en un intervalo finito de temperatura durante la cual coexisten las dos fases: la austenita o fase matriz y la martensita. La transformación más conocida se induce al enfriar rápidamente. La temperatura a la cual comienza el proceso de transformación durante el enfriamiento se conoce habitualmente como M_s (Martensite start), mientras que M_f (Martensite finish) es la temperatura a la cual finaliza.

Las temperaturas de transformación dependen, entre otros factores, de la composición de la aleación. Esto hace necesario la producción de aleaciones con elevada precisión en la composición si se quiere obtener una transformación controlada en temperatura.

La formación de Martensita también es posible mediante la aplicación de un esfuerzo externo sobre el material a una temperatura que puede ser superior a M_s . Sin embargo, para entender las razones por las cuales la transformación martensítica se puede llevar a cabo por esfuerzos mecánicos, es necesaria una introducción acerca de la cristalografía y termodinámica asociada a la transformación martensítica.

Se considerará la transformación martensítica como la que ocurre mayormente en el acero inoxidable AISI 301LN de este estudio, que es la transformación de una estructura cubica centrada en las caras (Austenita) a una estructura cubica centrada en el cuerpo (Martensita) [9]. Para llevar a cabo esta transformación debemos cumplir con tres condiciones [140-141]:

- Cambio de estructura FCC a BCC sin difusión atómica.
- La interfase debe contener una línea invariante.
- La forma macroscópica de la estructura austenítica y martensítica deben contener en la interface un plano invariante.

La primera condición resulta en el hecho la martensita sea una solución sólida sobresaturada de carbono en hierro. Esta es la misma razón para la extraordinaria dureza de los aceros martensíticos, y por esta misma razón es que también se puede decir que la martensita crecida en los aceros de bajo carbono (designación L según la AISI) no posee una dureza particularmente importante.

La segunda de las condiciones nace del análisis de la interfase entre la austenita y la martensita, lo primero que se debe tener en cuenta es el hecho experimentalmente observado de que la transformación martensítica puede ocurrir a velocidades tan elevadas como la velocidad del sonido en los metales [142-143], esto requiere que la interfase tenga una elevada movilidad, por lo tanto debe ser coherente o semicoherente [144].

Una interfase coherente como su nombre lo dice es en la que los dos cristales tienen un ajuste perfecto en la interfase. Este es el tipo de interfase que se observa en la transformación martensítica de una estructura FCC a una BCT (tetragonal centrada en el cuerpo). Sin embargo, para la transformación martensítica de una estructura FCC a BCC se requiere de una interfase semicoherente.

Una interfase semicoherente es aquella en la que existe una correspondencia parcial entre las dos redes [145]. Generalmente se puede observar como una región de gran coherencia junto con la existencia de dislocaciones periódicas, cuyo objetivo es compensar el desacomodamiento entre las dos regiones de manera que se minimice la energía elástica que existiría si se le obligara a las dos redes a tener perfecta coherencia. Existen dos tipos de dislocaciones que pueden ajustar las interfaces semicoherentes. Sin embargo, el único tipo de dislocación que puede causar que la interfase se mueva es una dislocación en la cual el vector de Burgers se pueda deslizar en los planos coincidentes de la red adyacente. Para el caso de la transformación martensítica en el caso de que existan más de dos de estas dislocaciones en la interfase se requiere que el vector de Burger de éstas sea paralelo, de lo contrario generarían jogs que harían a la interfase inmóvil al menos sin difusión. Esto es característica esencial de la transformación martensítica, ya que ésta se puede producir a temperaturas tan bajas como los 4º Kelvin en tiempos tan rápidos que hacen que la difusión sea inconcebible.

De la estructura de dislocaciones que se necesita para la transformación martensítica, resulta que debe existir una línea que no se distorsione ni se rote a lo largo de la interfase. A esta línea se le llama línea invariante. Un plano invariante de deformación IPS está formado por infinitas líneas invariantes. Sin embargo, como se mostrará a continuación, la transformación de una fase cúbica centrada en las caras a una estructura cúbica centrada en el cuerpo no se puede producir por un IPS.

Se ha demostrado que la deformación que conlleva menor cantidad de energía para la transformación de una fase FCC a una fase BCC es la deformación de Bain. Esta teoría predice que si se tiene dos celdas unitarias de FCC adyacentes podemos encontrar en el medio de éstas una celda BCT, que si la contraemos en el eje Z y la alargamos en los eje X e Y, tal como se ve en la **Figura B.1**, podemos obtener una estructura BCC. Esta teoría no considera una sola línea invariante, la cual se demostró anteriormente que es necesaria para la transformación martensítica.

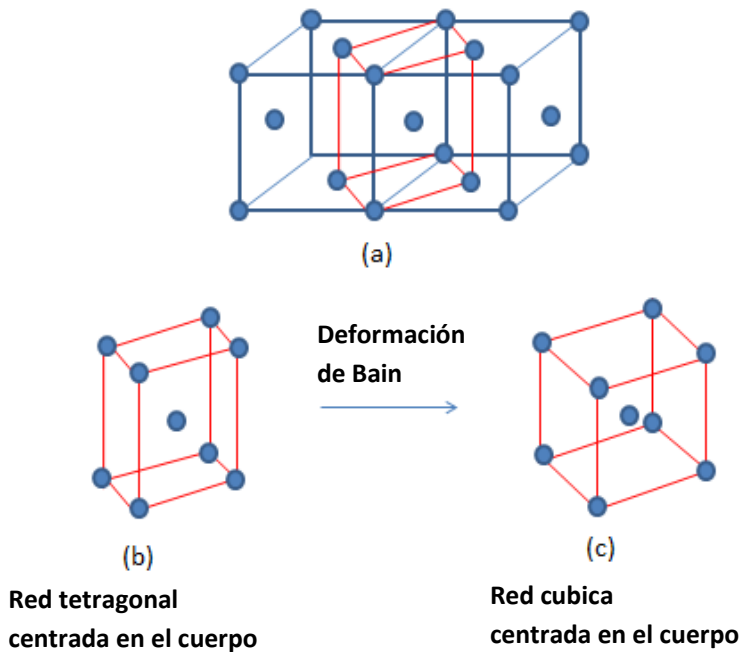


Figura B.1. Transformación de Bain Strain (a) celdas de austenita (B) celda tetragonal centrada en el cuerpo obtenida del medio de las dos celdas de austenita (c) transformación de una celda tetragonal centrada en el cuerpo a una celda cubica centrada en el cuerpo.

Para demostrar más fácilmente como se consigue esta línea invariante a través de una simple rotación, se puede considerar a la red austenita como una esfera a la que si le aplica la transformación martensítica se puede observar que ésta se contrae en el eje Z y alarga en los ejes X e Y, tal como está expresado en la **Figura B.2**. En la **Figura B.2 (b)** se observa un plano paralelo al eje Y. En esta transformación no podemos observar una sola línea que permanezca invariante. Para obtener esta línea invariante se tiene que rotar el elipsoide que representa a la estructura BCC como se observa en la **Figura B.2 (c)** hasta que las líneas dc y $d'c'$ sean paralelas.

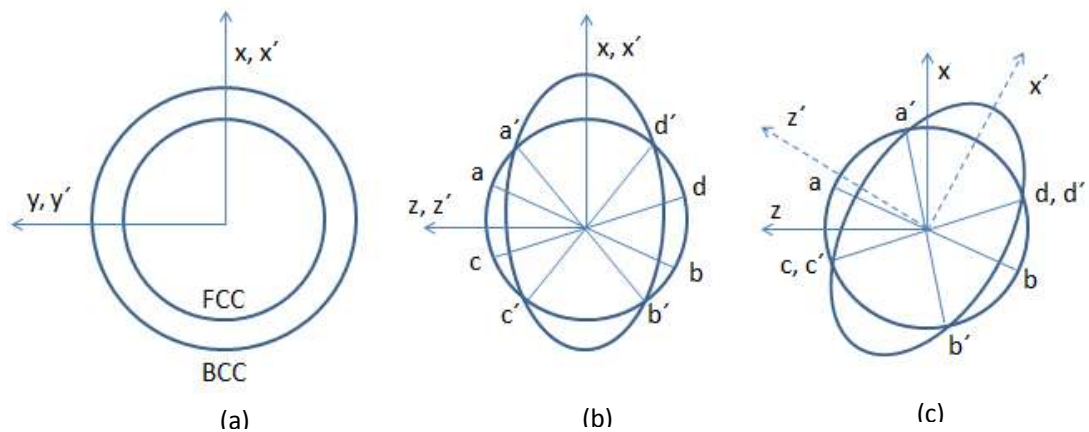


Figura B.2 (a) representación de una celda de austenita y martensita como esferas en el plano, (b) representación de la transformación de Bain (c) representación de la rotación necesaria para la obtención de una línea invariante.

Si quisiéramos obtener un plano invariante IPS usando este modelo de esferas se necesitaría conseguir que al menos dos líneas en dos planos diferentes permanezcan invariantes tal como se observa en la **Figura B.3**, la única forma de conseguir esto es que en la deformación de las redes haya un eje que se contraiga, uno que se alargue y uno que no se deforme. Esta imposibilidad de conseguir un IPS entre la austenita y la martensita a pesar de que sea la forma macroscópicamente observada, es lo que obligó a formular el último aspecto de la teoría de la cristalografía de la martensita.

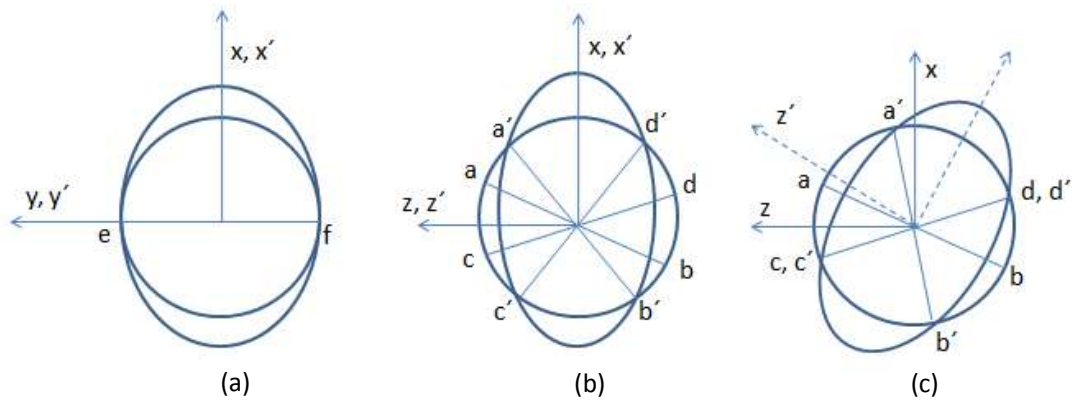


Figura B.3. Representación de la transformación martensítica de una celda cubica centrada en las caras a una celda hexagonal compacta, esta transformación también ocurre en la aleación AISI 301LN pero en menor cantidad.

Si se usa la siguiente analogía propuesta por el H.K.D.H Bhadeshia [141], y se asume que la austenita tiene una forma tal como la presentada en la **Figura B.4**, si a esta austenita la rotamos obtenemos una placa de martensita con la forma macroscópica deseada y con su correspondiente plano invariante. Sin embargo, como se ha demostrado anteriormente, la transformación martensítica no puede dejar un IPS, por lo tanto lo volvemos a rotar y obtenemos en esta ocasión otro plano invariante, esta vez con respecto a XY. La combinación de estos dos planos invariantes produce la línea invariante necesaria para la transformación martensítica, aunque en este caso no obtenemos la forma macroscópica deseada. Para solucionar este inconveniente se adicionan 2 tipos de deformaciones que no son capaces de producir cambios de fase en la estructura cristalina. Estas son la deformación por twining y la deformación por deslizamiento de dislocaciones. Estos dos mecanismos son capaces de explicar la forma macroscópica de la martensita (línea punteada verde) y la transformación de una estructura FCC a una estructura BCC (línea punteada roja), en la **Figura B.4**.

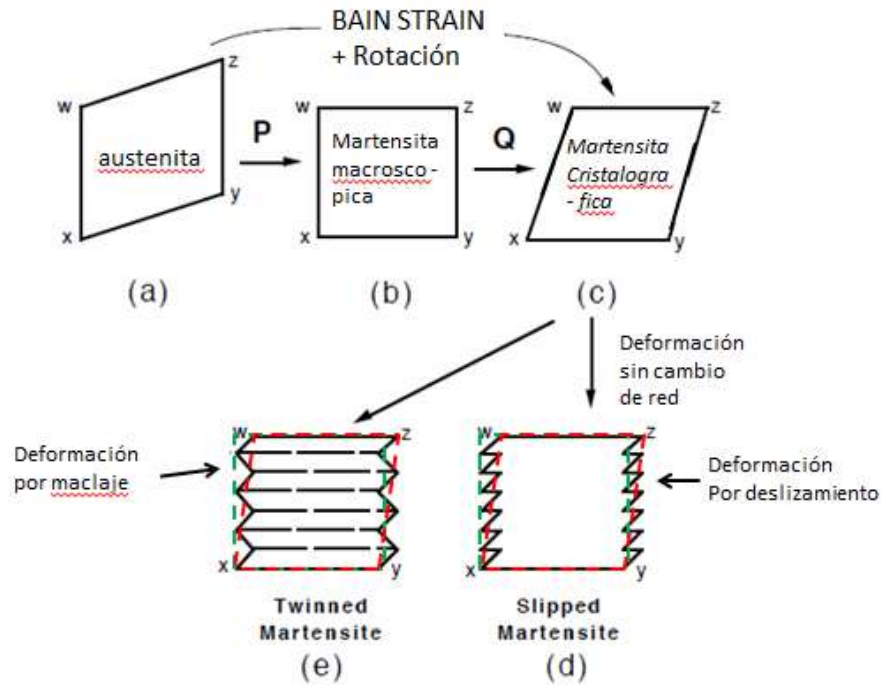


Figura B.4. ilustración esquemática de la teoría fenomenológica de la transformación martensítica. (a) representa la celda austenítica (b) existencia de una estructura intermedia entre la austenita y la martensita (c) celda martensítica predicha por la transformación de Bain mas una rotación (d) celda de martensita con forma deseada debido al deslizamiento por dislocaciones (e) celda martensítica con la forma deseada debido al maclaje [141].

Hasta ahora la teoría mencionada ha sido formulada para el crecimiento de una placa de martensita que no tiene ninguna condición de borde, por lo tanto ésta puede crecer libre sin ninguna restricción, y el orden de la componente dilatacional y de corte ha sido calculada en 2% [52] y 10% [53] respectivamente (esto para la aleación AISI 304). Sin embargo, lo más usual es que el crecimiento de las placas de martensita se dé en un medio policristalino rodeadas de austenita, por lo que para minimizar la energía elástica asociada a la nucleación de estas placas ésta decide crecer en forma de lunetas. En teoría se puede especular que debido a que el crecimiento de la martensita ocurre en planos cristalográficos preferenciales y reproducibles, en materiales con orientación aleatoria, es esperable que la componente de corte se cancele y que la componente neta resultante sea compresiva, esto debido a que el cambio de volumen es positivo. Este comportamiento es la base usada del muy aceptado mecanismo de aumento de tenacidad en materiales como la Zirconita que sufre de transformación martensítica. En este tipo de materiales la resistencia a la fractura puede ser tres veces superior a la del material base.

B.2 Introducción a la teoría termodinámica de la nucleación de la martensita

La formación de martensita en los aceros se produce debido al hecho de que una estructura cúbica centrada en el cuerpo es más favorable que una red de FCC a bajas temperaturas. De esta manera el criterio termodinámico para la transformación martensítica puede ser escrito como:

$$\Delta G_{A \rightarrow M}^{nch} + \Delta G_{A \rightarrow M}^{ch} \leq 0 \quad \text{B.1}$$

El término de energía libre no química $\Delta G_{A \rightarrow M}^{nch}$ está determinado por la energía interfacial, la energía de deformación elástica y el término de energía consumida por la fricción del movimiento de las dislocaciones, mientras que la fuerza impulsora para la transformación martensítica, que es el término de energía libre química $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}$, está definido como la diferencia de energía libre entre la matriz austenita y producto martensita, y es generalmente proporcional al grado de subenfriamiento. Se ha comprobado la barrera crítica $\Delta G_{A \rightarrow M}^{nch}$ para la transformación martensítica en aleaciones de hierro a la temperatura M_s está entre 900 y 1300 Jmol^{-1} [146], la **Figura B.5** muestra esquemáticamente la curva de energía libre de la austenita y la martensita, donde T_0 es la temperatura a la cual la fase martensítica y austenítica tienen la misma energía libre, M es la temperatura de subenfriamiento, y la transformación martensítica ocurre cuando M se hace igual a M_s .

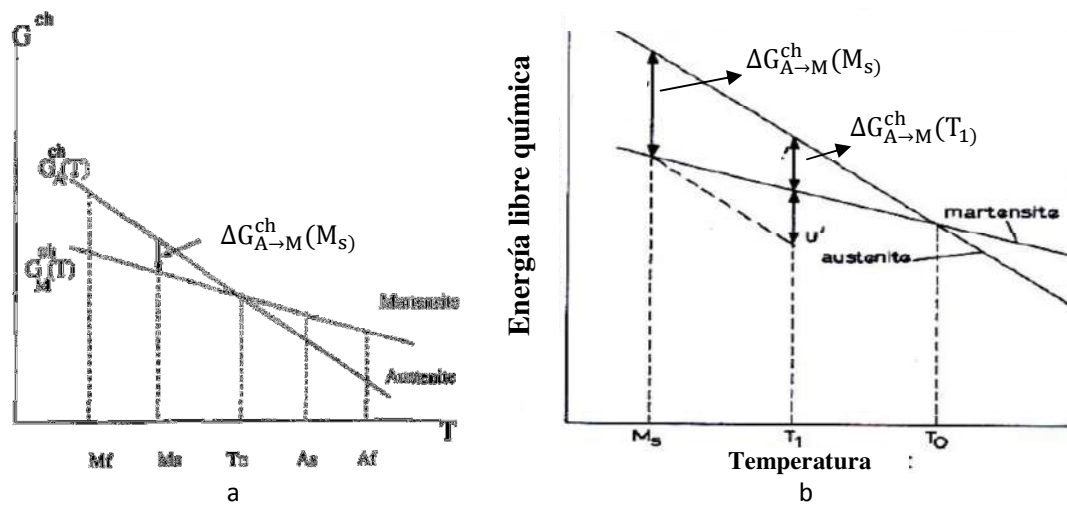


Figura B.5. (a) Ilustración esquemática de la energía libre de la austenita y la martensita en función de la temperatura [147], (b) se observa como una fuerza impulsora mecánica U' puede ayudar a la transformación martensítica [140].

B.3 Transformación martensítica inducida por tensión y/o deformación

Hasta el momento se ha mostrado cómo la transformación martensítica es un fenómeno altamente ligado al movimiento de las dislocaciones dentro del material base. Este comportamiento potencia el

hecho de que la martensita pueda ser inducida por tensión y/o deformación, siendo estos 2 mecanismos completamente diferentes. En el mecanismo de martensita inducida por deformación, las dislocaciones introducidas durante la deformación plástica de la austenita asisten a la nucleación de la martensita [148]. En cambio, la tensión afectando la transformación ocurre debido a la interacción entre la tensión aplicada con la deformación de la placa de martensita que contribuye a la componente mecánica del cambio de energía libre de fuerza impulsora [149].

La **Figura B.5** representa la energía libre de la austenita y la martensita en función de la temperatura, en el rango de temperatura entre T_0 y M_s , la formación de martensita es termodinámicamente favorecida, sin embargo, si la temperatura no está por debajo M_s no se obtiene martensita debido que la diferencia de energía libre no ha superado la barrera para comenzar la transformación. $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(M_s)$ es la diferencia de energía libre entre las fases austenita y martensita a la temperatura M_s , y representa la energía libre exacta para comenzar la nucleación de martensita. Sin embargo, la fase martensita también puede formarse por encima de la temperatura M_s , por ejemplo a T_1 si existe una carga aplicada U' , carga que compensa la energía termodinámica que le falta a $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(T_1)$ para igualar a $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(M_s)$. Esta relación se puede expresar matemáticamente de la siguiente forma [149]:

$$\Delta G_{A \rightarrow M} = \Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(T_X) + U' \quad \text{B.2}$$

La fuerza mecánica impulsora en función de la tensión y la orientación de la placa de martensita puede ser expresada como [149]:

$$U' = \tau s + \sigma \delta \quad \text{B.3}$$

Donde τ es la tensión de corte a lo largo de la dirección de corte en el plano de hábito, σ es la tensión normal perpendicular al plano de hábito, y s y δ son las componentes de corte y de dilatación de la deformación debido a la transformación martensítica. Para una orientación cualesquiera de las placas de martensita y una orientación dada del plano de hábito, los valores de τ y σ se pueden expresar de la siguiente forma:

$$\tau = \frac{1}{2} \sigma_1 \sin 2\theta \cos \alpha \quad \text{B.4}$$

$$\sigma = \pm \frac{1}{2} \sigma_1 (1 + 2 \cos 2\theta) \quad \text{B.5}$$

La representación de estos ángulos y direcciones se puede expresar de forma análoga a la representación gráfica de la ley de Schmid, como se ve en la **Figura B.6**, donde σ_1 es la magnitud de la tensión aplicada, θ es el ángulo entre la tensión aplicada y la normal al plano de hábito, y α es el ángulo entre la dirección del cortante de la transformación y la máxima tensión de corte en el plano de hábito. El símbolo más o menos en la **Ecuación B.6** corresponde al tipo de ensayo, tensión uniaxial y a compresión uniaxial. Reemplazando las **Ecuación B.5** y **B.6** en **B.3**, se obtiene:

$$U' = \frac{1}{2} \sigma_1 [s \sin 2\theta \cos \alpha \pm \delta (1 + \cos 2\theta)] = \sigma_1 \frac{d\Delta G}{d\sigma} \quad \text{B.6}$$

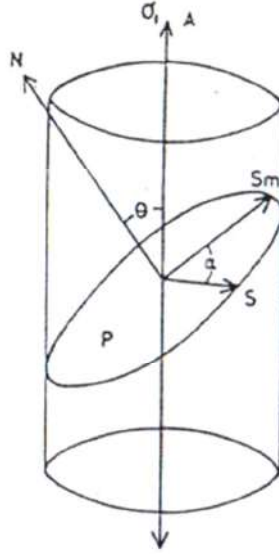


Figura B.6. Figura esquemática representando la tensión aplicada sobre una placa de martensita, su plano de hábito, y la dirección de las máximas tensiones de corte [140].

Cuando la martensita es inducida en un material policristalino conteniendo granos orientados aleatoriamente mediante una tensión externa, las placas de martensita cuya orientación lleve al máximo valor de U' serán las primeras en formarse. Si se considera que las placas se formaran primero para el ángulo α igual 0, entonces el valor máximo de U' es obtenido para $\frac{dU}{d\theta} = 0$. Para una aleación como por ejemplo la AISI 304 ($s = 0.1$, $\delta = 0.02$), el valor de θ para el cual maximizaría el valor de U es encontrado ser 39.3° para tensión y 50.6° para compresión. Esos ángulos serian exactamente 45° si $\delta = 0$.

Si la fuerza impulsora química $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}$ disminuye linealmente con el incremento en la temperatura por encima de M_s , entonces se requiere de una mayor fuerza impulsora mecánica a mayor temperatura para el inicio de la formación de martensita. Si se reemplazan los valores correspondientes en la **Ecuación B.6**, se obtiene que la tensión necesaria para la formación de las primeras placas de martensita incrementa linealmente con el aumento de la temperatura con una pendiente de $\frac{d\Delta G}{d\sigma} = -0.12 \text{ J mol}^{-1} \text{ MPa}^{-1}$.

El término $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(T_X)$ se puede obtener usando la expresión dada por J. Philibert *et al.* [150]:

$$\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(T_X) = G_A - G_M = \Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(M_s) + \Delta S^{Ms}(T - M_s) \quad \text{B.7}$$

Donde $\Delta G_{A \rightarrow M}^{ch}(M_s)$ es aproximadamente igual a -1250 J mol^{-1} para aleaciones hierro – carbono, y ΔS^{Ms} es $6.8 \text{ J mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$ para el acero TRIP según el estudio de J. Wang *et al.* [151].

B.4 Transformación martensítica inducida por deformación

En la literatura se pueden encontrar varios modelos para explicar la cinética de la formación de la martensita debido a la deformación plástica. Sin embargo, el modelo que más ha llamado la atención ha sido el propuesto por G. Olson y M. Cohen [152], y sus derivaciones [153-154]. El modelo de G. Olson *et al.* [152] está basado en el hecho de que la intersección de las bandas de deslizamiento son un sitio muy efectivo para la nucleación de las placas de martensita [155-156]. Este modelo se puede resumir de la siguiente forma:

- Las bandas de deslizamiento constituyen un porcentaje de la deformación plástica; a bajos valores de deformación plástica las bandas de deslizamiento forman un porcentaje mayor que a altos valores de deformación plástica.

$$\frac{df_{sb}}{(1 - f_{sb})} = \alpha d\varepsilon \quad \text{B.8}$$

Donde f_{sb} es la fracción volumétrica de bandas de deslizamiento, ε es la deformación plástica y α es una constante que representa la formación de bandas de deslizamiento a bajos valores de deformación plástica, y depende de la energía de falla de apilamiento y de la velocidad de deformación.

- La intersección de las bandas de deslizamiento está relacionada con la formación de bandas de deslizamiento por la **Ecuación B.9**, y la intersección de las bandas de deslizamientos se asocia a la probabilidad de que estas formen una placa de martensita por medio de la **Ecuación B.10**. La probabilidad se puede expresar como una función gaussiana relativa a la temperatura:

$$N_I = K(N_{sb})^n \quad \text{B.9}$$

$$dN_{\alpha'} = p dN_I \quad \text{B.10}$$

Donde N_I es el número de intersección de bandas de deslizamiento por unidad de volumen, N_{sb} es el número de bandas de deslizamiento por unidad de volumen, K y n son constantes geométricas y del material, p es la probabilidad de que en la intersección de las bandas de deslizamiento se genere un embrión de una placa de martensita y $N_{\alpha'}$ es el número de embriones de placas de martensita por unidad de volumen.

Finalmente la fracción volumétrica de placas de martensita dentro del material estará relacionada con el incremento del número de embriones de placas de martensita, por la integración de la **Ecuación B.11**.

$$\frac{df_{\alpha'}}{(1 - f_{\alpha'})} = \bar{v}_{\alpha'} dN_{\alpha'} \quad \text{B.11}$$

Donde f_{α} es la fracción volumétrica de placas de martensita, y \bar{v}_{α} es el volumen promedio de la unidad de martensita.

Los modelos derivados de M. Cohen tienen como base el resumen explicado anteriormente, pero le agregan factores que se han ido descubriendo que afectan el porcentaje de transformación martensítica en el material, como por ejemplo el estado tensional [153], la velocidad de deformación [154], y el tamaño de grano [157]. Incluso algunos de estos modelos han sido usados para calcular la fracción de martensita alrededor de la punta de la fisura en condiciones de carga monotónica [158-159].

Apéndice C

C. Medición del Cierre Prematuro

B.1 Introducción

La determinación de la existencia del cierre prematuro de la fisura (crack closure) implica determinar el punto exacto donde las dos superficies de la fisura entran en contacto. Muchas técnicas experimentales han sido implementadas para medir el punto de apertura de la fisura [71], sin embargo, las más usadas están basadas en mediciones de compliancia.

Para determinar el instante de apertura de la fisura a partir de cálculos basados en la medición de compliancia se requiere medir la fuerza aplicada en la probeta y alguna otra variable, como el desplazamiento o la deformación. En este trabajo se hicieron mediciones del desplazamiento de la boca de la fisura y de la deformación en la parte posterior de la probeta, **Figura C.1.**

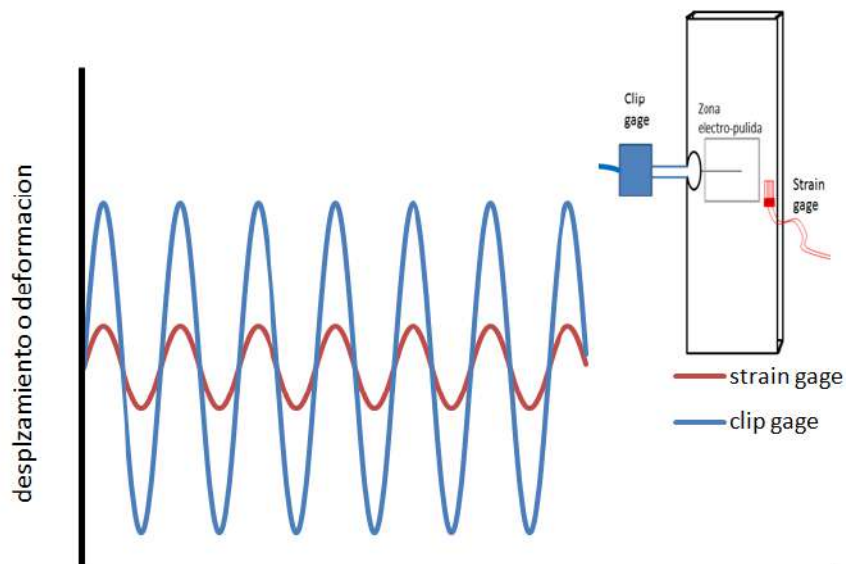


Figura C.1. Representación esquemática de las mediciones de desplazamiento de la boca de la fisura y de la deformación en la parte posterior de la probeta.

C. 2. Medición del cierre prematuro de la fisura a partir de mediciones de Compliancia

Debido a que una probeta de acero en un ensayo de fatiga de alto número de ciclos se comporta como un material elástico ideal excepto en la región muy cercana al vértice de la fisura, esto implica que si uno grafica la carga aplicada a la probeta vs. el desplazamiento de 2 puntos cercanos a la boca de la fisura, el gráfico muestra una relación lineal entre la carga vs el desplazamiento. Sin embargo,

como se mencionó anteriormente, cuando se presenta la existencia del cierre anticipado de la fisura esta relación muestra un cambio en su comportamiento. De acuerdo con este concepto resulta muy sencillo en teoría evaluar la existencia del cierre anticipado de la fisura usando técnicas basadas en la compliancia. Sin embargo, existen muchas complicaciones experimentales que hacen de esta una técnica difícil de implementar [160].

El valor de ΔK efectivo propuesto por W. Elber [119] ha recibido muchas críticas en parte debido a que por ejemplo para algunos investigadores existe mucha incertidumbre acerca del punto de carga de apertura de la fisura [86], que según Macha *et al.* [161] y Shin *et al.* [132] puede variar según el lugar de medición y la técnica empleada. Por esta razón se requiere de certeza en el método para la determinación del cierre prematuro, y que las mediciones de carga y desplazamiento cumplan con algunos requisitos, tales como:

- La velocidad de muestreo de la carga y el desplazamiento sea como mínimo del 2% del rango total en la carga y el desplazamiento.
- La medición de la carga y el desplazamiento deben de estar en fase, o que por lo menos la diferencia en las fases sea de tan solo unas décimas de grado.
- Aunque no se encontraron referencias al nivel de ruido aceptable con el que se podría medir con precisión el cierre prematuro de la fisura, cualquier nivel de ruido hace casi imposible la determinación precisa del cierre prematuro a partir de un solo ciclo de carga, por lo que se hace prácticamente inevitable el uso de técnicas de filtrado de datos como las que se mostraran más adelante.

Además de los requerimientos anteriores, los cuales son asequibles debido a la electrónica moderna, también se ha puesto gran énfasis en el método utilizado para determinar el punto de cierre prematuro. Tanto el método usado por Elber [40] como el usado por Kikukawa [162] han sido bastante utilizados. Se puede encontrar una muy buena síntesis de estos métodos en el trabajo de J.H. Song *et al.* [82].

En la norma ASTM E647 - 08 ϵ^1 [71], que es la utilizada para regir los ensayos de propagación de fisuras por fatiga estandarizados, se recomienda el método conocido como "Compliance offset Method" que está fundamentado en los papers [163] y [164]. La esencia de este método es comparar la variación de segmentos de 10% de la curva de desplazamientos vs carga contra un segmento del 25% de longitud de esta misma curva pero en la región completamente abierta. Los segmentos que se desvíen del comportamiento mostrado por la pendiente de la curva que se mide en la región donde la fisura está completamente abierta indican la existencia de cierre prematuro de la fisura. El procedimiento detallado se puede leer en la norma ASTM E647 - 08 ϵ^1 .

Además del método recomendado por la ASTM E647 - 08 ϵ^1 , se han desarrollado algunos métodos con el objetivo de mejorar la capacidad de medición de éste. Entre algunos de estos métodos podemos señalar "the- normalized-extended method ASTM method" propuesto por Chung *et al.* [82-83].

El criterio usado en este trabajo para garantizar que los datos con los que se estaba trabajando eran confiables para la medición del cambio de pendiente en la curva de compliancia, se basó en obtener al menos el cumplimiento de los estándares propuestos por la ASTM. Este es un aspecto en el que se confió para superar las limitaciones existentes en los equipos de adquisición de nuestro laboratorio.

Aunque finalmente el método utilizado fue una ligera modificación con respecto al de la ASTM, esto debido a que la búsqueda de excesiva sensibilidad puede llevar a situaciones como la vista en la **Figura 4.14 (a)**. Las limitaciones a las que me refiero están relacionadas con el hecho de las mediciones se realizaron en una placa National Instruments USB-6009 con un conversor Analógico/Digital por aproximaciones sucesivas multiplexado, que significa que la digitalización de la señal se realiza en un solo conversor para todos los canales de adquisición del equipo y por ende se produce un retraso de la señal, que hace que las ondas de carga y desplazamiento estén fuera de fase. Además puede existir un desfase en estas ondas debido a que se desconoce qué filtros capacitivos se usaron en la construcción de los amplificadores del equipo de ensayo Instron utilizado. Para más información en el tema se recomienda leer el paper de Donald *et al.* [160].

C. 3. Reducción de Ruido y Promedio de datos

Las mediciones realizadas con strain gages se hacen a través de un circuito conocido como puente de wheastone. Este circuito mide la variación en la longitud del strain gage como un pequeño cambio en la caída de potencial a través del puente. Sin embargo, generalmente estas señales son muy pequeñas y tienen que ser considerablemente amplificadas. El problema de esto es que tan grandes amplificaciones eléctricas amplifican innecesariamente las señales de ruido. Se encontraron varias técnicas para reducir entonces el nivel de ruido:

- Promediar ciclos consecutivos [88, 165-166]..
- Usar filtros pasa-bajo [167].
- Promediar muestras consecutivas [160].

En esta investigación se usaron las 3 técnicas anteriormente mencionadas. Sin embargo, para la determinación del punto de cierre prematuro de la fisura en este trabajo tan sólo se usaron las dos primeras técnicas.

Como inicialmente no se conocía cuál era la calidad de los datos que se iban a obtener con el equipamiento disponible en el laboratorio, se partió utilizando entre 10 y 100 ciclos adquiridos consecutivamente para evaluar cómo afectaba el uso de cada filtro en la determinación del cierre prematuro. En la literatura se encontraron trabajos [82-83] que dan recomendaciones acerca de cómo tomar los datos de los ciclos de carga y desplazamiento, y de qué tipo de filtros utilizar. Sin embargo, por la experiencia adquirida en el desarrollo de esta investigación, se recomienda que se analice, acorde a los equipos que uno posee y a la información que se obtiene de éstos, qué tipo de filtros utilizar para obtener una curva que permita determinar el cierre prematuro.

Para centrar la discusión que se trata en este apéndice, todos los gráficos que se muestran están referidos a la misma probeta *Probeta L2* a un ΔK de $24.48 \text{ Mpa}\sqrt{\text{m}}$, a menos que se especifique lo contrario. En la **Figura C.2** y **C.3** se muestra la curva carga desplazamiento que se obtuvo para esta configuración, aunque no lo parezca a simple vista en esta curva el nivel de cierre prematuro representa casi el 24% de la carga aplicada, si usamos un criterio de offset del 2%.

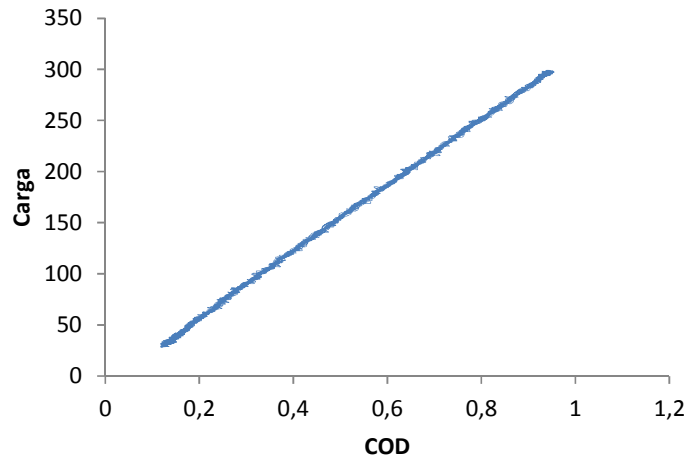


Figura C.2. 10 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura adquiridos consecutivamente.

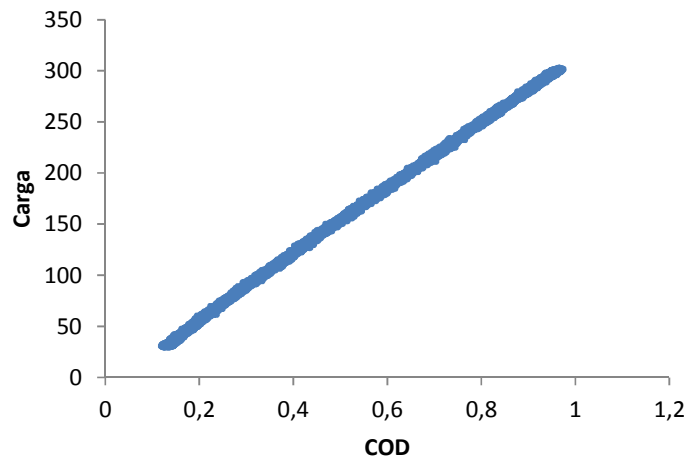


Figura C.3. 100 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura adquiridos consecutivamente.

Promediar ciclos consecutivos

Para eliminar el nivel de ruido se promedió sobre 10 y 100 ciclos consecutivos (ver **Figura C.4** y **C.5**), cada uno con 400 puntos de carga y desplazamiento. El promediado se hizo usando una poderosa rutina de cálculos basada en Labview 8.6. El corazón de la rutina se basó en tomar cada uno de estos X ciclos consecutivos e interpolar valor por valor de carga y desplazamiento con respecto a una base de tiempo referida a la frecuencia de los ensayos, y luego promediarlos para cada tiempo equivalente de cada ciclo.

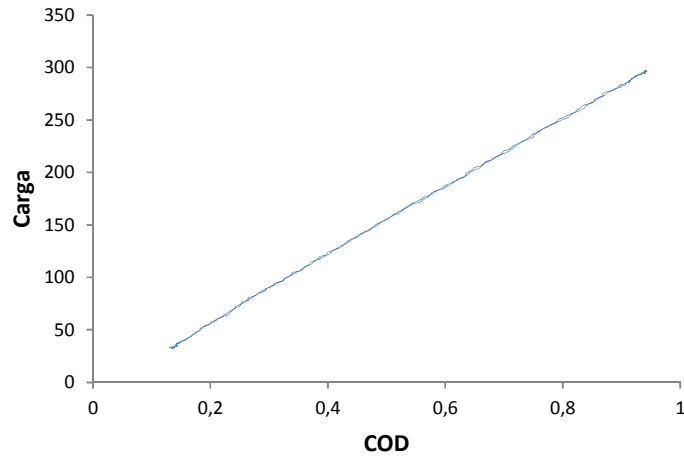


Figura C.4.10 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura adquiridos consecutivamente promediados a uno solo.

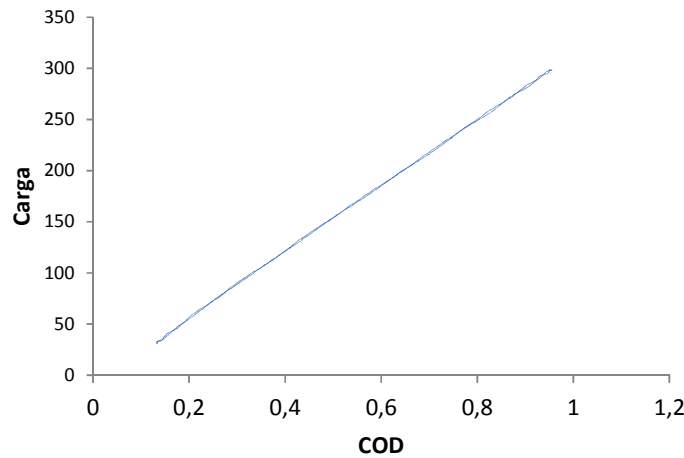


Figura C.5. 100 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura adquiridos consecutivamente promediados a uno solo.

Aunque a simple vista las diferencias entre las **Figura C.4** y **C.5**. no parezcan importantes, más adelante se va a demostrar que promediar una gran cantidad de ciclos consecutivos permite determinar con mayor precisión el punto donde las dos caras de la fisura entran en contacto.

Usar Filtros pasa-bajo

Sin necesidad de ahondar muy profundamente en la teoría de filtros, se puede decir que un filtro es una función de transferencia que transforma una señal de entrada en una forma deseada de señal de salida, como se representa en la **Figura C.6**.



Figura C.6. Representación simbólica de un filtro

De esta forma se puede representar matemáticamente un filtro por una ecuación diferencial lineal ordinaria, las cuales pueden ser transformadas de Laplace [168]:

$$Y(s) = H(s)X(s) \quad \text{C.1}$$

Dónde:

$Y(s)$ = la transformada de Laplace de $y(t)$

$X(s)$ = la transformada de Laplace de $x(t)$

$H(s)$ = la función de transferencia

La función de transferencia $H(s)$ es la relación entre la variable de entrada y la de salida, y para el filtro que se utilizó en este trabajo corresponde a un filtro pasabajo tipo "Butterworth", y tiene una curva que corresponde a la de la **Figura C.7**.

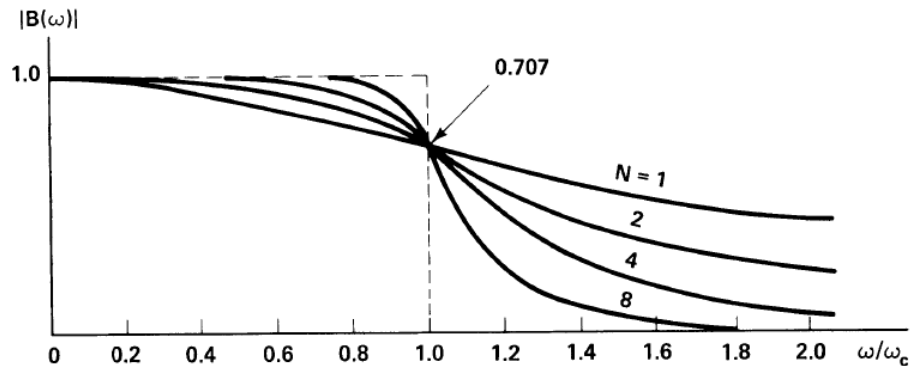


Figura C.7. Respuesta de un filtro tipo "Butterworth"

Dónde:

$B(\omega)$: Corresponde a la amplitud de respuesta.

ω_c : Es la frecuencia de corte, que corresponde a la frecuencia donde amplitud es 0.707 la amplitud máxima.

N : Es el orden del filtro.

Para evitar problemas de retraso de señal al pasar por el filtro, se utilizó el mismo filtro tanto para la carga como para el desplazamiento. La **Figura C.8** muestra la curva carga desplazamiento que fue

obtenida para un ciclo usando un filtro pasa-bajo, y la **Figura C.9** muestra lo que pasaría si intentáramos obtener el offset (%) de esta curva.

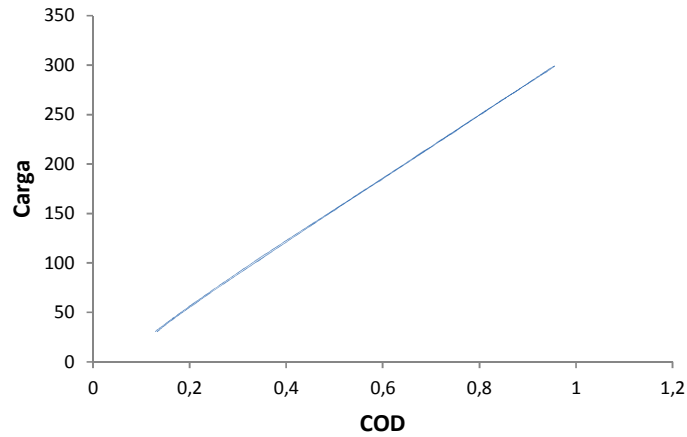


Figura C.8.1 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura pasado por un filtro pasabajos.

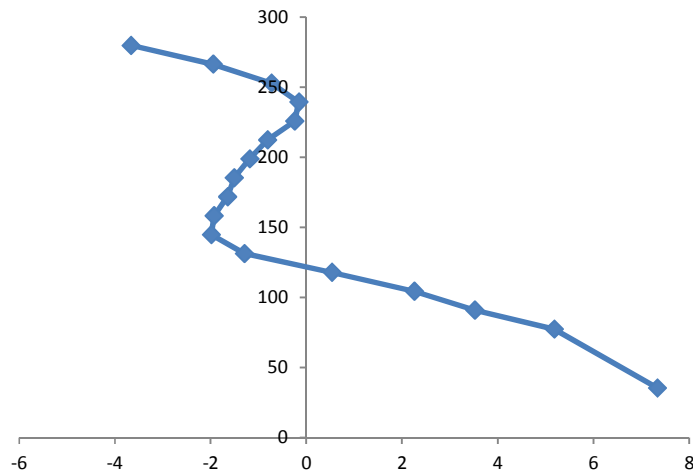


Figura C.9. Determinación de la carga de apertura usando el método de "Compliance offset", para un ciclo de carga que se pasó por un filtro pasabajos.

Pese a que en la **Figura C.9** no se cumple con los requisitos de la ASTM, el error en la determinación de la carga de apertura no supera los 0.1 KN . Este parecería ser un buen método en vista de que nos elimina todos los problemas que implica promediar ciclos consecutivos. Sin embargo, se debe ser muy cuidadoso al usar esta metodología, ya que si se usa una pendiente inicial muy desviada, esta puede afectar el resto de pendientes determinadas.

Promediar muestras consecutivas

Este método, como su nombre lo indica, requiere de medir series de puntos consecutivos y obtener un promedio de estos puntos para cada intervalo promediado, por lo que se requiere un sobremuestreo de los ciclos de carga y desplazamiento. Esta técnica se puede ver matemáticamente de la siguiente forma:

$$VF = (V_i + V_{i+1} + \dots + V_{i+n-1})/n \quad \text{C.2}$$

Dónde:

VF = Voltaje filtrado al intervalo $i + (n - 1)/2$

$V_{i+\dots+n}$ = Lecturas de voltaje a los intervalos $i, i+1, \dots$

n = Número de puntos promediados

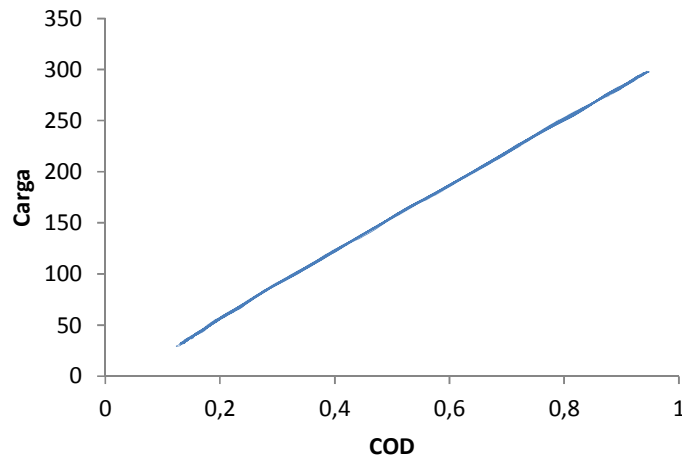


Figura C.10. 10 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura adquiridos consecutivamente en los que se usó compresión de muestras consecutivas

Pese a resultar un tipo de filtrado muy útil y fácil de implementar, ya que con los equipos modernos de adquisición se puede adquirir millones de datos a frecuencias del orden de los KHz, ensayos realizados a una frecuencia de 20 Hz no les representa ningún reto. Esto desde el punto de vista de los equipos de adquisición. Sin embargo, resultaba en un proceso complejo para las computadoras, teniendo en cuenta que el programa de adquisición está montado sobre un programa que exige mucho sobre la memoria de los equipos, y que archivos de datos muy grandes suman demasiada exigencia.

C. 4. Criterio para selección de datos

El cálculo de la carga de apertura de la fisura a partir de las mediciones de la deformación en una zona de la superficie detrás de la punta de la fisura utilizando extensometría eléctrica se descartó rápidamente por los siguientes motivos:

- Para medir la deformación en la parte de atrás de la fisura se usó un strain gages tipo EA-13-125AD-120 de Measurement Group, Inc., con 2 amplificadores diferentes. Uno de los amplificadores de carga fue un modelo Ni SCXI 1521B marca National Instrument, que es un amplificador de carga diseñado para ensayos cuasiestáticos o de carga lenta, cuyo filtro de corte está en 1Hz lo que produce una reducción significativa en la señal amplificada. El segundo amplificador utilizado fue uno diseñado en el laboratorio de instrumentación y control de la facultad de ingeniería de la UNMDP, que aunque cuenta con un filtro de corte variable, los amplificadores operacionales de este amplificador no cuentan con una ganancia tan alta como la de los otros 2 equipos. Por otra parte, en comparación con un clip gage, los strain gages deben amplificarse en un puente de wheastone de una sola rama activa, mientras que un clip gage tiene un puente de wheashtone completo.
- Otro de los aspectos por los que se decidió encarar la medición del cierre prematuro usando el clip gage, fue el desfase de la señal producido por los amplificadores de un cuarto de puente que se encuentra en el laboratorio. Este desfase es producido principalmente por la diferencia en los filtros capacitivos del amplificador de la celda de carga que usa la placa de la máquina de ensayo Instron, y los filtros capacitivos de los amplificadores de un cuarto de puente presentes en el laboratorio. En cuanto al clip gage con el que se trabajó, se usó para amplificar su señal la placa electrónica de la maquina Instron, por lo que se presume que cuenta con los mismo filtros capacitivos presentes en el amplificador de la celda de carga. Sin embargo, esta es una afirmación que no puede ser corroborada debido a que existen otras fuentes de desfase de señal.

C. 5. Resultados finales

Las **Figura C.11(a)** y **C.11(b)** muestra el resultado de haber promediado 100 ciclos consecutivamente y 100 ciclos consecutivos junto al uso de filtros pasabajo respectivamente. De nuevo se hace evidente la dificultad de encontrar el punto de inflexión en la curva carga versus desplazamiento a partir de la misma. En cambio, si usamos métodos como "Compliance offset" en curvas adecuadamente filtradas y promediadas, se puede determinar el cambio en la pendiente de la curva carga desplazamiento con criterios de gran precisión, facilidad y reproducibilidad como el 2% de offset, **Figura C.11(c)** y **C.11(d)** Quizás resulte un poco exagerado promediar 100 ciclos si se usan filtros tipo "butterworth", sin embargo, si se tienen que promediar 5 o 20 ciclos consecutivos implica interpolar 4000 o 16000 valores, que conceptualmente es lo mismo que interpolar 80000 datos: es un proceso que necesariamente se tiene que automatizar.

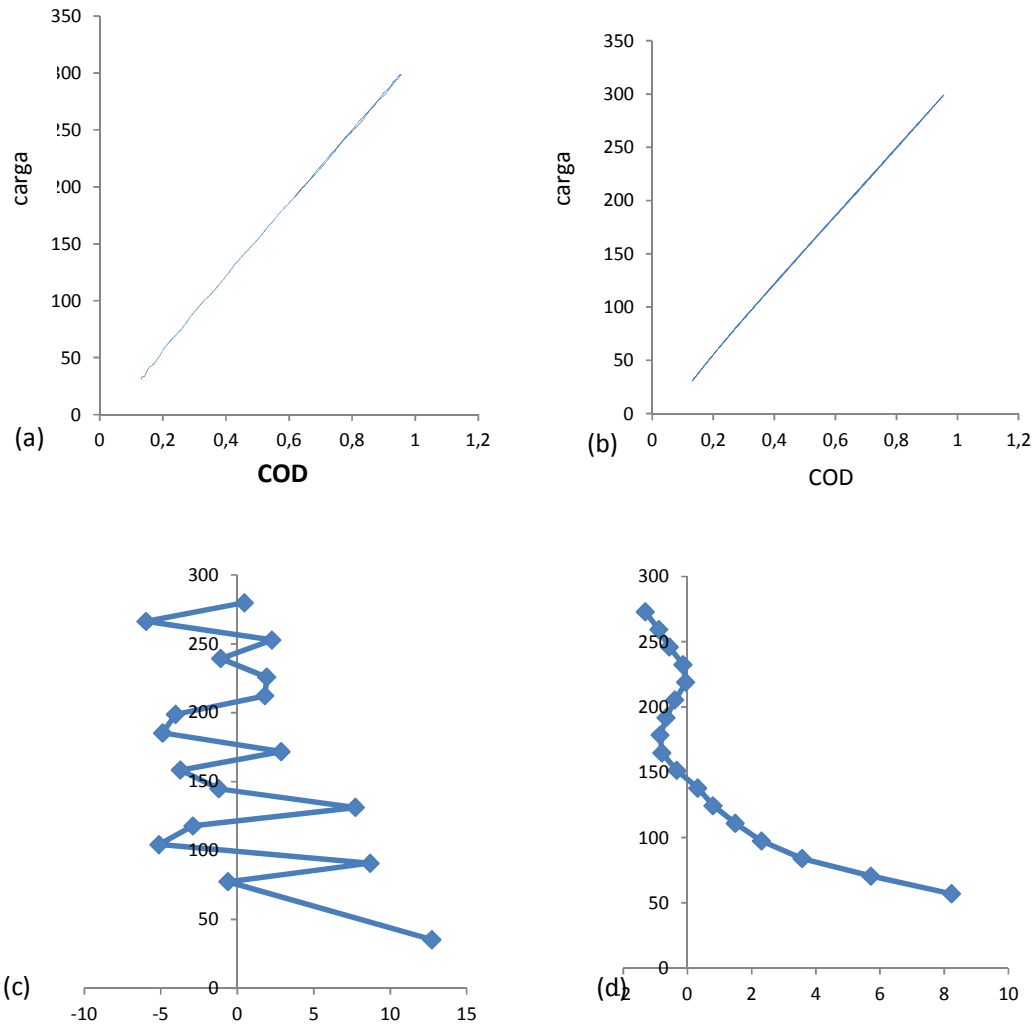


Figura C.11. 100 ciclos de carga vs. desplazamiento de la boca de la fisura adquiridos consecutivamente (a) 100 ciclos promediados a uno, (b) 100 ciclos promediados a uno y pasado por un filtro pasabajo, (c) carga vs. compliance offset para 100 ciclos promediados uno (d) carga vs. compliance offset para 100 ciclos promediados uno y pasado por un filtro pasabajo.

Anexo D

D. Cálculo del Factor de Intensidad de tensiones para la Probeta Tipo SENT ensayada

C.1 Introducción

En este estudio los ensayos de fatiga fueron llevados a cabo en probetas tipo SENT (probetas en tensión con una única entalla lateral), para la cual existen soluciones para calcular el factor de intensidad de tensiones K [169]. Estas soluciones son válidas mientras que la distribución de tensiones remotas se mantenga constante. En este estudio, debido al tipo de agarre aplicado sobre las probetas, se genera una distribución de tensiones no uniforme sobre sus bordes, por lo que se hizo necesario obtener una nueva y apropiada solución para calcular el factor de intensidad de tensiones aplicado K .

Existen diferentes tipos de métodos para calcular el factor de intensidad de tensiones entre los que se pueden considerar: las funciones de peso [170-172], la función de Westergaard [173] y el método de los elementos finitos a través del cálculo de la integral J [173] entre otros. El último método mencionado fue el utilizado en este trabajo.

D.2. La integral J

La integral J puede ser interpretada como la energía disponible para la extensión de una fisura, y está definida como una integral de línea alrededor de la punta de la fisura en sentido anti-horario. Su forma para el caso de dos dimensiones es:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - t \frac{\delta u}{\delta x} ds \right) \quad \text{D.1}$$

Donde Γ es cualquier camino de integración alrededor de la punta de la fisura en sentido anti-horario, $t = n \cdot \sigma$ siendo n un vector normal al camino de integración y σ el tensor de tensiones, u es el vector de desplazamiento, ds es un elemento diferencial del camino de integración y W es la densidad de energía de deformación dada por:

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \quad \text{D.2}$$

Si bien el parámetro J fue desarrollado para materiales elásticos no lineales, si se considera que las probetas se comportan principalmente como materiales elásticos lineales, y bajo condiciones de fluencia en pequeña escala en la punta de la fisura, se cumple la siguiente relación para tensión plana:

$$J = \frac{K^2}{E} \quad \text{D.3}$$

Para el caso de deformación plana:

$$J = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad \text{D.4}$$

El cálculo de la integral J se hizo por medio del método de los elementos finitos, método que se encuentra muy bien explicado en la literatura en títulos como [174] y [175]. En particular el Software comercial que se utilizó para este estudio (Abaqus) cuenta con una implementación basada en el método de extensión virtual de la fisura propuesto por C. Shih *et al.*[176]y D. Parks [177] para el cálculo de la integral J .

D. 3. Consideraciones generales del modelo por elementos finitos

El modelado se hizo a partir de probetas con geometría SENT agarradas con mordazas hidráulicas que imponen condiciones de borde de desplazamiento axial uniforme, la diferencia de altura entre las mordazas hidráulicas determino la longitud efectiva usada en el modelado. Los modelos se realizaron en 2 dimensiones y considerándolos como un caso de tensión plana con el mismo espesor de las probetas ensayadas.

Para el mallado inicial se consideraron 2 zonas diferentes, una cerca del vértice de la punta de la fisura, y otra cerca de los bordes. En la primera zona se usó un mallado tipo tela de araña, mientras que en la segunda zona se usó un mallado regular de elementos cuadriláteros. Inicialmente todos los análisis se hicieron en elementos cuadriláteros de 8 nodos. Las condiciones de borde impuesta fueron de desplazamiento axial uniforme sobre el borde de las probetas.

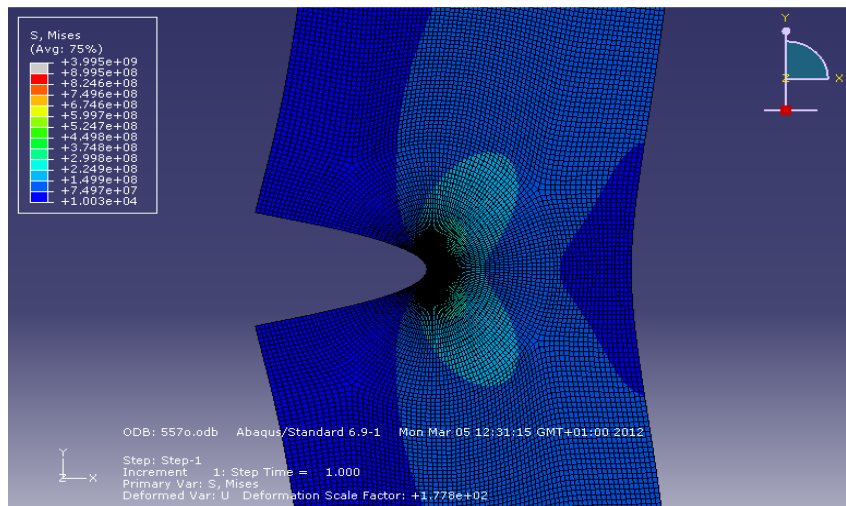


Figura D.1. Malla de elementos cuadriláteros de 8 nodos, en forma de tela de araña, los elementos en el vértice de la fisura están atados y con el nodo medio corrido hacia 1/4del vértice de la fisura.

Los resultados de los análisis de sensibilidad se pueden ver en la **Tabla D.1**. Éstos mostraron que, inclusive un mallado muy tosco, como uno de 4 nodos que no representa con la mejor calidad la singularidad cerca de la punta de la fisura, o el uso de un mallado de elementos cuadriláteros en forma regular cerca de la punta de la fisura, no afecta el cálculo del valor de la integral J . Este análisis concuerda con las recomendaciones encontradas en el libro de T.L. Anderson [173] quien explica cómo el método de C Shih *et al.* no requiere de un cálculo muy preciso del campo de tensiones cerca de la punta de la fisura para el cálculo del valor de la integral J , y que los elementos elásticos muy cerca de la punta no contribuyen al valor obtenido. Un aspecto muy importante a tener en cuenta es la necesidad de utilizar caminos de integración que incluyan al menos 3 anillos de elementos envolventes de la punta de la fisura.

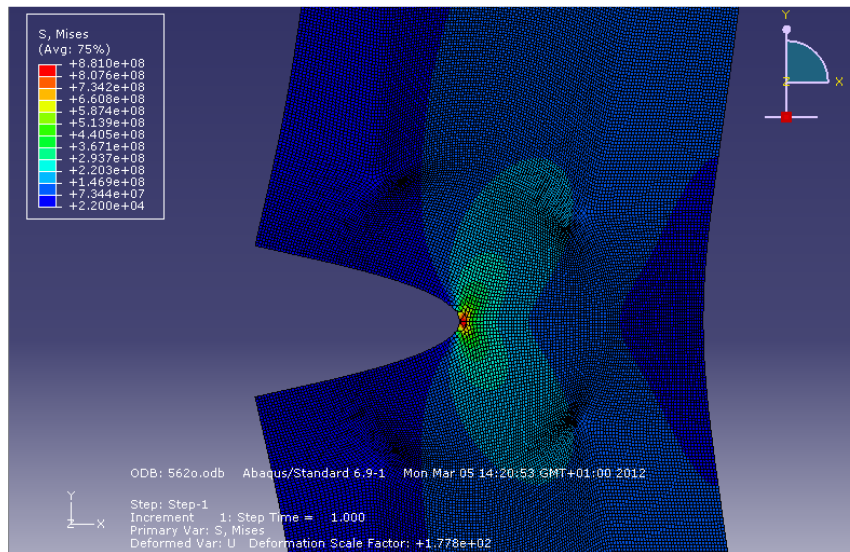


Figura D.2. Malla de elementos cuadriláteros de 4 nodos, en forma regular, los elementos en el vértice de la fisura están atados.

Tabla D.1. Resultados del análisis de sensibilidad para diferentes tipos de mallado cerca de la punta de la fisura.

tipo de elemento	Tipo de mallado	tamaño de elemento	Valor de la integral J por contorno (Pa*m)						
			1	Error contorno 1 (%)*	2	3	4	5	Error contorno 5 (%)*
CPS8R	spider web	-	5331	0,05630631	5325	5327	5328	5328	0
CPS4R	regular	1	4451	16,4942637	5165	5278	5307	5317	0,20688358
CPS4R	regular	0,8	4437	16,7638758	5166	5277	5305	5315	0,24459078
CPS4R	regular	0,5	4420	17,0837253	5169	5279	5305	5315	0,24459078
CPS4R	regular	0,25	4427	16,9520226	5167	5277	5305	5315	0,24459078

* El error fue medido con respecto al valor obtenido en el quinto contorno de los elementos cuadriláteros de 8 nodos en una malla tipo spider web

Debido a que la diferencia en el costo computacional entre los elementos de 8 nodos y 4 nodos no era muy significativa, se consideró como primera opción el uso de los elementos de 8 nodos en mallas tipo tela de araña. Sin embargo, la creación de este tipo de mallas requería una muy dedicada elaboración, ya que generar elementos con una buena relación de aspecto cerca de la punta de la fisura es muy laborioso. Por esta razón, la mayoría de los modelos se implementaron en elementos CPS4R (elemento cuadrilátero de 4 nodos en tensión plana) de mallado regular.

D. 4. Metodología para la determinación del Factor de intensidad de tensiones

Luego de someter a las probetas a una condición de desplazamiento uniforme en la dirección axial sobre extremos de las probetas, se registraron los campos de tensiones, mostrando siempre un perfil característico como el que se ve en la **Figura D.3**, donde la posición $X = 0$ corresponde al lado donde se inicia la entalla. Luego de obtener el perfil de tensiones se obtenía el valor promedio de estas, y el valor de la Integral J para un contorno de 5 anillos de integración. Este mismo procedimiento se hizo para diferentes longitudes de fisura, y para diferentes probetas con diferente longitud y diferente ancho según se habían mandado a maquinar.

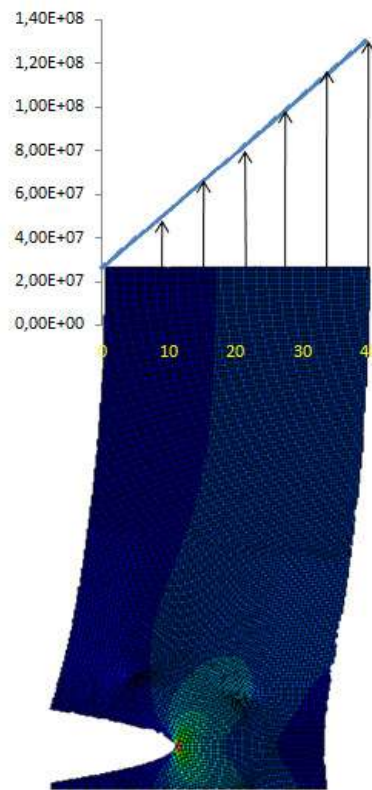


Figura D.3. Perfil característico de las tensiones aplicadas sobre el borde de la probeta SENT ensayadas en este estudio.

La **Figura D.4** muestra las soluciones encontradas para el factor de intensidad de tensiones en función de la longitud de fisuras (ambos adimensionalizados), para dos de las geometrías utilizadas.

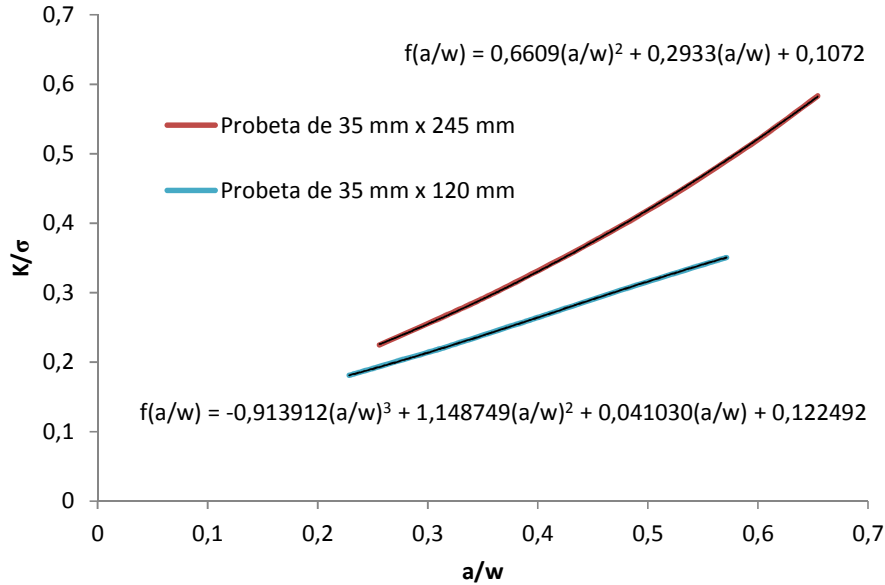


Figura D.4. Factor de intensidad de tensiones normalizado vs. longitud de fisura normalizado para una probeta tipo SENT con 2 longitudes diferentes.

Haciendo una búsqueda bibliográfica rigurosa, se encontró que el problema de este tipo de probetas con una distribución de tensiones no uniforme sobre su borde, ya ha sido estudiado con anterioridad por [170-172]. En la mayoría de los casos se ha propuesto el uso de las funciones de peso para hallar el factor de intensidad de tensiones. Sin embargo este procedimiento también requiere del cálculo de las tensiones del borde de la probeta por medio de algún método.

Debido a que los estudios [170-172] han sido tan solo teóricos, resultó muy difícil de imaginar que este problema podía resultar en una probable influencia del rango de carga para un dado valor de ΔK y R sobre la velocidad de propagación de fisuras. El uso de un inadecuado factor de intensidad de tensiones para probetas SENT resulta a nuestro parecer en la malinterpretación de algunos resultados expuestos en la bibliografía [37, 46-47], aunque esto ya entra en el territorio de lo especulativo. Esta fuente de error tampoco permitía durante los primeros análisis relacionar los resultados experimentales previos realizados por el laboratorio y los reportados por los investigadores españoles con los que se está cooperando en este estudio [178].

Los resultados de los análisis realizados en este trabajo muestran claramente que una inadecuada expresión para calcular el K aplicado puede llevar a resultados y conclusiones equivocadas.

Anexo E

E. Configuración General de los Ensayos

D.1 Introducción

Para poder llevar a cabo los ensayos realizados en este trabajo de tesis se requirió del desarrollo de un software que sirviera como sistema de monitoreo y de adquisición de datos. Este software fue desarrollado en un entorno de programación gráfica " LabView 8.6" de National Instruments. La **Figura E.1** muestra de forma esquemática el principio de funcionamiento del software implementado.

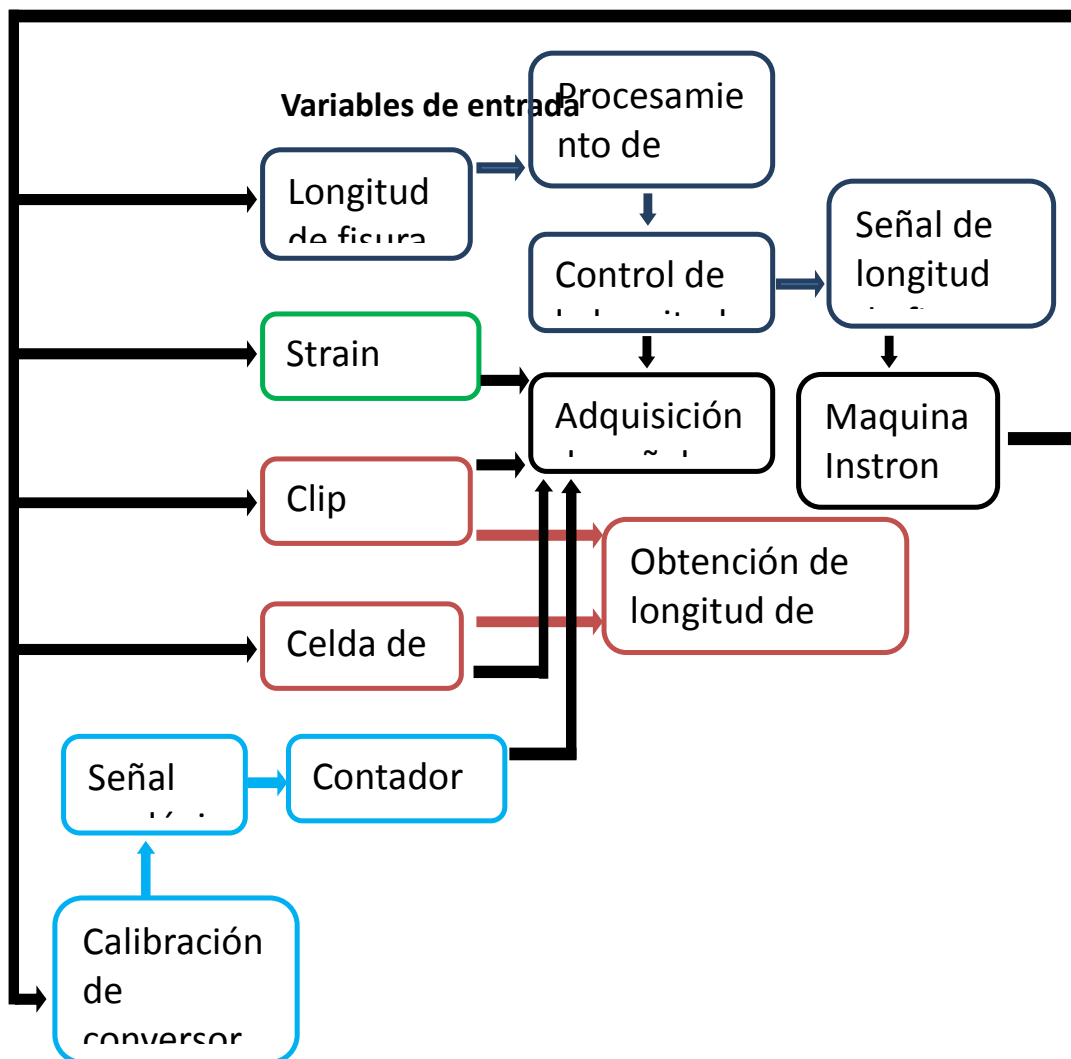


Figura E.1. Diagrama de flujo de las operaciones realizadas por el programa de adquisición y control implementado para los ensayos de propagación de fisuras por fatiga.

E. 2. Sistema de medición de la longitud de la fisura

En cuanto a la medición de la longitud de la fisura se siguieron 2 métodos:

- Método basado en el Krak gage®.
- Método de la compliancia.

El primer método se refiere a un método basado en una etiqueta de metal de baja resistencia eléctrica que tiene una base polimérica y que lleva el nombre de Krak gage. Este método fue desarrollado por TTI para la industria aeronáutica estadounidense y está basada en la técnica de medición indirecta de caída de potencial de corriente directa, y su principio de funcionamiento consiste en la adhesión de un filme Krak gage a la probeta que se va a ensayar de forma tal que al crecer la fisura también se vaya rompiendo la etiqueta produciendo una caída de potencial que resulta ser linealmente proporcional a la longitud de fisura avanzada, esto debido a la geometría particular del Krak gage. La ventaja de usar este dispositivo comercial es que viene acompañado por el FRACTOMAT modelo 1288® que es un equipo que contiene la electrónica necesaria para que la longitud de fisura se pueda leer de forma sencilla como una señal eléctrica de 0 v a 10 v.

A pesar de que el Krak gage es un sistema de alta precisión para la medición de la longitud de la fisura, es un equipo de la década del 90 y en su construcción se han involucrado amplificadores analógicos altamente sensibles a los ruidos eléctricos. Además de este hecho hay que tener en cuenta que los desplazamientos asociados a la propagación de una fisura por fatiga son muy pequeños y al mismo tiempo cabe la existencia de fenómenos como el cierre prematuro, por lo que la señal analógica frecuentemente enviada por el Krak gage no puede ser usada directamente para la determinación de la longitud de la fisura. Este problema fue una de las causas de que los ensayos iniciales en la región del umbral a una relación de carga de 0.5, donde los niveles de cierre prematuro fueron máximos, mostraran un umbral de propagación de fisuras mucho más elevado que el real. La causa era que al no controlar con precisión la longitud de la fisura el gradiente de caída entre paso y paso de carga era muy alto, por lo que se generaban zonas compresivas cíclicas demasiados grandes que podían estar induciendo que la fisura no avanzara.

Para superar el problema de la señal enviada por el Krak gage se implementó una secuencia dentro del programa de adquisición y monitoreo que se encargaba de analizar la señal enviada por el Krak gage, y a partir de ésta determinar la longitud de la fisura. Ésta además era comparada con la longitud de fisura sacada del método de la compliancia. Claro que este valor sirve tan solo como una vaga referencia durante el ensayo debido a que para que este procedimiento funcione correctamente es necesario un post procesamiento en el que se pueda determinar el punto donde inicia el cierre prematuro, y evaluar la pendiente sólo con la parte lineal de la curva carga-desplazamiento.

En cuanto a la medición de la longitud de fisura por el método de la compliancia, éste encuentra sus fundamentos en la relación entre la tasa de liberación de energía por unidad de incremento de longitud de fisura, o G , tal como lo definió Irwin, y la ley de elasticidad de Hooke. Las ecuaciones se encuentran bien detalladas en el Stress Intensity Handbook de P. Paris, H. Tada y G. Irwin [169]. Basados en este análisis se puede inferir que la longitud de fisuras de una probeta de la misma geometría, material y tipo de carga aplicada, y que además sea de un material elástico e isotrópico

sin tensiones internas, es proporcional a la relación entre la deformación o desplazamiento y la carga aplicada, o en otras palabras a la compliancia.

Aunque en teoría se podrían establecer las relaciones de compliancia a partir de una sola de las geometrías ensayadas, se prefirió establecer una única curva para cada tipo de probeta diferente. La validación de cada una de estas curvas se hizo por medio de métodos ópticos usando microscopios y lupas metalográficas. La medición en el microscopio de la longitud de fisuras se hizo con la ayuda de indentaciones que pudieran servir como puntos de referencia, y se tomaban fotos sucesivas siguiendo estas improntas, tal como se ve en la **Figura E.2**.



Figura E.2.Micrografía correspondiente a la propagación de una fisura en la región de Paris a una relación de carga de $R = 0.3$.

La **Figura E.3** muestra de forma esquemática la variación de longitud de fisura versus la pendiente de la curva carga desplazamiento de la boca de la fisura en la parte lineal de esta curva. Para establecer la pendiente para una longitud de fisura se promedió sobre 10 ciclos consecutivos.

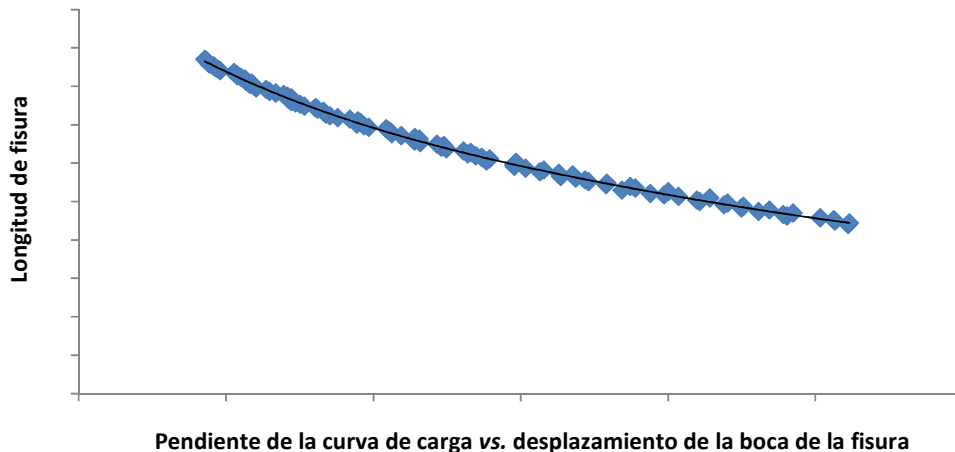


Figura E.3.Longitud de fisuras versus pendiente de la curva de compliancia.

E. 3. Detalles del Software para la automatización de los ensayos

Además del monitoreo y adquisición de datos, el programa mostraba en pantalla las variables de entrada junto con la medición de la velocidad de propagación durante los últimos 200 μm de avance de fisura. Se utilizaron además botones de alarma que indican cuando la velocidad de propagación de fisura ha llegado a la velocidad de 1×10^{-7} mm/cycle cuando se midieron umbrales, y una gráfica preliminar de velocidad de propagación de fisuras versus rango del factor de intensidad de tensiones.

Medir la longitud de fisura por métodos ópticos, métodos basados en la compliancia y el método del Krak gage, fue necesario para asegurarse buenas mediciones de la longitud de las fisuras. Los resultados muestran que un resultado aceptable puede obtenerse utilizando el método de la compliancia con calibraciones realizadas utilizando mediciones ópticas.

Las **Figura E.4** y **E.5** muestran la disposición general del equipamiento utilizado para cada uno de los ensayos. Pueden verse el FRACTOMAT®, un osciloscopio que fue utilizado para la calibración del contador de ciclos, un módulo NI USB-6009 de National Instrument que fue encargado de adquirir las señales de todas las variables de entrada, y el chasis NI SCXI -1000 junto con un módulo de entrada NI SCXI – 1317 para strain gages. En la pantalla se puede observar la apariencia gráfica del software realizado para la automatización de los ensayos.



Figura E.4. Vista general de los equipos de adquisición, y control, junto con la maquina servo-hidráulica donde se realizaron la mayoría de los ensayos de propagación de fisuras por fatiga.

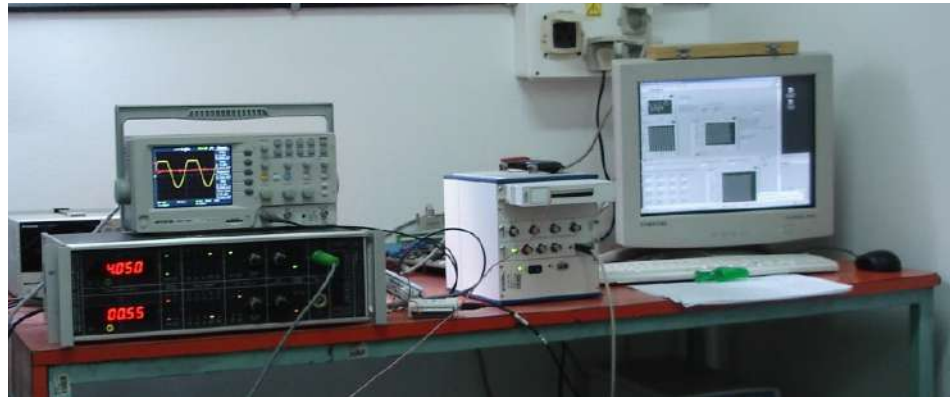


Figura E.5. Vista general de los equipos de adquisición y monitoreo usados durante los ensayos de fatiga.

Anexo F

F. Electro-pulido del Acero Inoxidable Austenítico Metaestable AISI301LN

F.1 Introducción

Para el análisis de la zona alrededor de la punta de la fisura fue necesario implementar una técnica de observación metalografica apropiada para esta investigación. Comúnmente la técnica metalografica asociada consiste de un pulido intermedio en el que se usa una serie de papeles esmeriles de grano cada vez más fino, comenzando normalmente entre el N° 120 y el N° 240, hasta llegar al N° 1200. Entre los cambios de papeles se debe rotar la muestra unos 90°.

En el pulido tradicional luego del pulido intermedio se realiza un pulido fino en un paño conocido como "MICROCLOTH", sobre el cual se distribuye el polvo abrasivo impregnado en agua hasta formar una pasta. El abrasivo más utilizado es la alúmina Al_2O_3 de 1 μ . Luego de esto se lava la probeta para eliminar los residuos de abrasivo, y a partir de este momento la probeta está en condiciones de ser atacada químicamente y ser observada en el microscopio.

Sin embargo, existen situaciones donde el pulido mecánico puede provocar endurecimiento por deformación como en los metales blandos, o cambios de fase como en los aceros inoxidable austeníticos metaestables. En este tipo de situaciones una alternativa al pulido mecánico es el pulido electrolítico o electro-pulido.

F.2. Mecanismos del pulido electrolítico

El electro-pulido se considera como la remoción de metal en una solución altamente iónica por medio de potencial eléctrico y corriente [179], y aunque el mecanismo de electro-pulido no sea completamente entendido [180-181], se considera que en el proceso ocurren las 2 siguientes acciones: alisamiento y abrillantamiento.

El alisamiento se lleva a cabo por una disolución preferencial de los picos en una superficie rugosa, como lo es la obtenida en un pulido intermedio [182]. Durante el electro-pulido una capa de líquido viscoso es formada inmediatamente enfrente de la superficie de la probeta debido a la reacción entre el metal y el electrolito. Esta capa, conocida como filme de pulido, tiene una mayor resistencia eléctrica que el resto de la solución, siendo la resistencia eléctrica directamente proporcional a la distancia entre el filme y la superficie a pulir. A modo de ejemplo, en la **Figura F.1** puede verse que la resistencia eléctrica entre AB será mucho mayor que CD, por lo que el metal se disolverá mucho más rápido en los picos que en los valles.

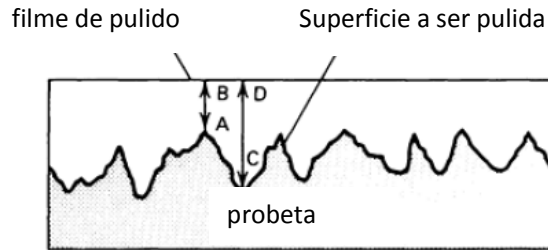


Figura F.1 Mecanismo de Pulido electrolítico.

El excepcional abrillantamiento presente en las probetas electro-pulidas está relacionado con la eliminación de irregularidades tan pequeñas como $0.01\mu\text{m}$, y a la desaparición del atacado en la superficie del metal. Este comportamiento se debe a la formación de un filme parcialmente pasivante directamente en la superficie del metal.

F. 3. Factores de Operación del electro-pulido

A pesar de que un electro-pulido se pueda llevar a cabo dentro de un amplio rango de operaciones, en este trabajo involucró un tedioso y extensivo trabajo experimental debido a la necesidad de encontrar el rango de operación óptimo que combinara un pulido apropiado sin la aparición de corrosión por pitting, y con la máxima eliminación de la martensita generada durante el pulido mecánico, que son 2 condiciones opuestas. Estas condiciones se lograron exitosamente haciendo ensayos de prueba y error hasta lograr la configuración adecuada.

De acuerdo con T.S. Hahn *et al.*[183] las variables que afectan la calidad del electro-pulido son las siguientes:

- Área a ser pulida.
- Orientación de la muestra en el baño.
- Orientación del cátodo en el baño.
- Material del cátodo.
- Relación de superficie ánodo - cátodo.
- Espaciado entre ánodo y cátodo.
- Profundidad de la muestra debajo de la superficie de la solución.
- Composición de la muestra incluyendo impurezas.
- Grado de Agitación del Baño.
- Grado de tratamiento mecánico preliminar.
- Forma de remover la probeta del baño.
- Procedimiento de lavado de las probetas.
- Temperatura del baño.
- Tiempo
- Densidad de corriente y voltaje.
- Uso del electrolito y cambios en la composición.

F. 4. Montaje de Herramienta de Electro-pulido

Para desarrollar los ensayos de electro-pulido se montó un sistema que permitiera de manera práctica hacer los ajustes necesarios entre corrida y corrida. El sistema se diseñó de forma tal que se pudieran controlar las variables más importantes: el voltaje, la densidad de corriente, la agitación, el material del cátodo, la duración del proceso y la solución del electrólito; mientras que las otras variables fueron mantenidas.

El electrólito usado está basado en una mezcla de ácido Perclórico y alcohol etílico. Cabe resaltar que los electrólitos basados en ácido perclórico son los más usados [184] debido a su gran efectividad, aunque deben ser usados con extrema precaución para evitar accidentes.

El voltaje de la celda fue controlado con una fuente de corriente directa marca G^WINSTEK modelo GPD-33036. El proceso de electro-pulido fue controlado por voltaje, y los datos de voltaje y corriente almacenados automáticamente por computadora cada 1 segundo; La densidad de corriente es controlada a través del área de pulido y la distancia entre el ánodo y el cátodo. La agitación también demostró una importante influencia en la densidad de corriente.

Para delimitar el área de electro-pulido se enmascararon las probetas con cinta Scotch dejando expuesta el área que se deseaba electro-pulir. Para controlar el agitador se diseñó y construyó un sistema de regulación de tensión. Este fue el mismo sistema que se utilizó para controlar la temperatura en los ensayos que se realizaron a 80°C. El sistema de electro-pulido final resultó muy similar al de los esquemas de la ASM[180], **Figura F.2.**

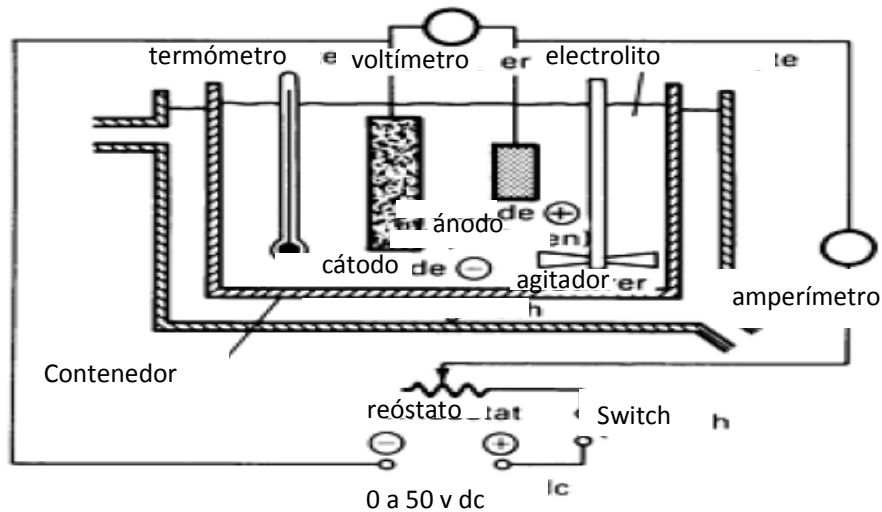


Figura F.2. Típico circuito eléctrico usado para el electro-pulido [180].



Figura F.3. Sistema implementado para electropulir. Incluye fuente, computadora para adquisición de datos, y sistema de regulación para el agitador.

F. 5. Relación entre corriente y voltaje

La relación entre corriente y voltaje para la mayoría de las celdas de electro-pulido muestra uno de los comportamientos mostrados en la **Figura F.4**. Generalmente se pueden observar 3 zonas diferentes. Una zona donde sólo ocurre atacado de la probeta, una segunda zona intermedia donde ocurre el electro-pulido, y una tercera zona donde ocurre pitting corrosión. A estas 3 zonas se le puede agregar una cuarta zona de acuerdo a las observaciones experimentales realizadas en este trabajo, que es la que ocurre a muy bajos valores de voltaje donde la resistencia del electrolito es tan grande que no se evidencio el paso de la corriente por el circuito.

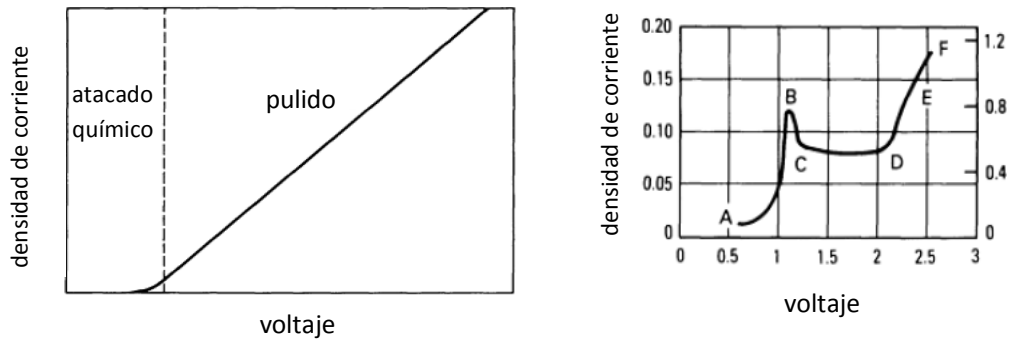


Figura F.4. Relación entre densidad de corriente y voltaje (A) Para una elación de aluminio en un electrolito de Acido Perclórico (B) Para una aleación de Cobre en una solución acuosa de ácido ortofosfórico[184].

La **Figura F.5** muestra el comportamiento del sistema de electro-pulido usado en el desarrollo de esta tesis. El sistema no escapa del comportamiento típico que se observó en los papers que hablan de electro-pulido: [183, 185-188] entre otros. Se observó que en la región de 0 a 5V no había paso de corriente, mientras que de 5 V a 30 V se observaba que el filme de pulido no se alcanzaba a formar en toda la zona de electro-pulido. En la zona entre 30 V y 45 V ocurría el electro-pulido de toda la superficie delimitada del material, No se evaluó más allá de 45 V por las limitaciones de la fuente utilizada.

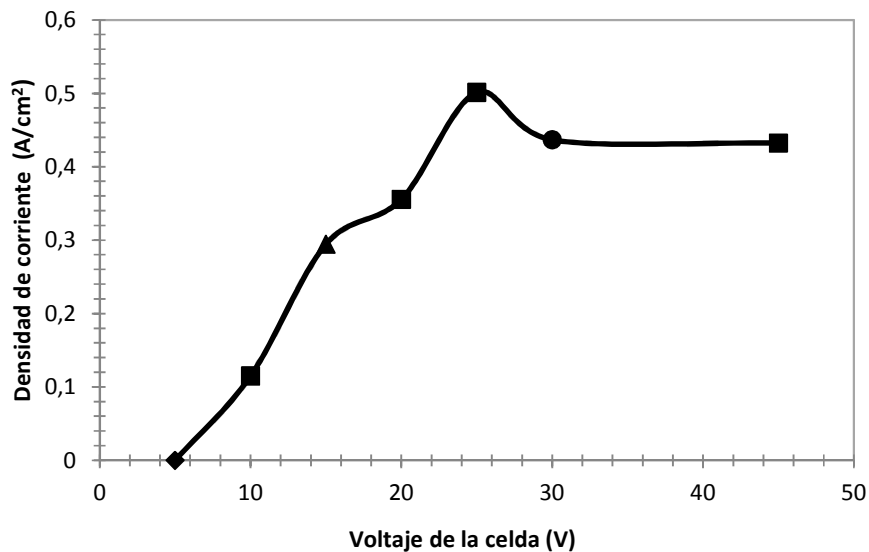


Figura F.5. Ensayo de electro-pulido. Los valores de densidad de corriente fueron tomados a los 10 segundos de iniciada la corrida. La temperatura del electrolito fue mantenida constante a 31° C.

También se evaluó la influencia del tiempo de electro-pulido en la densidad de corriente (ver **Figura F.6**), debido a que se observó un comportamiento extraño en la densidad de corriente durante el

comienzo del electro-pulido. Este tipo de comportamiento no se encontró reportado en la literatura, y se observó que hasta que no se formara el filme de pulido en toda la superficie la densidad de corriente no se estabilizaba. En general en la literatura encontrada no se reportan las curvas de densidad de corriente-voltaje para el inicio del electro-pulido. De acuerdo con la ASM [180] para establecer las curvas de voltaje vs densidad de corriente se debe esperar que el sistema alcance un estado estable.

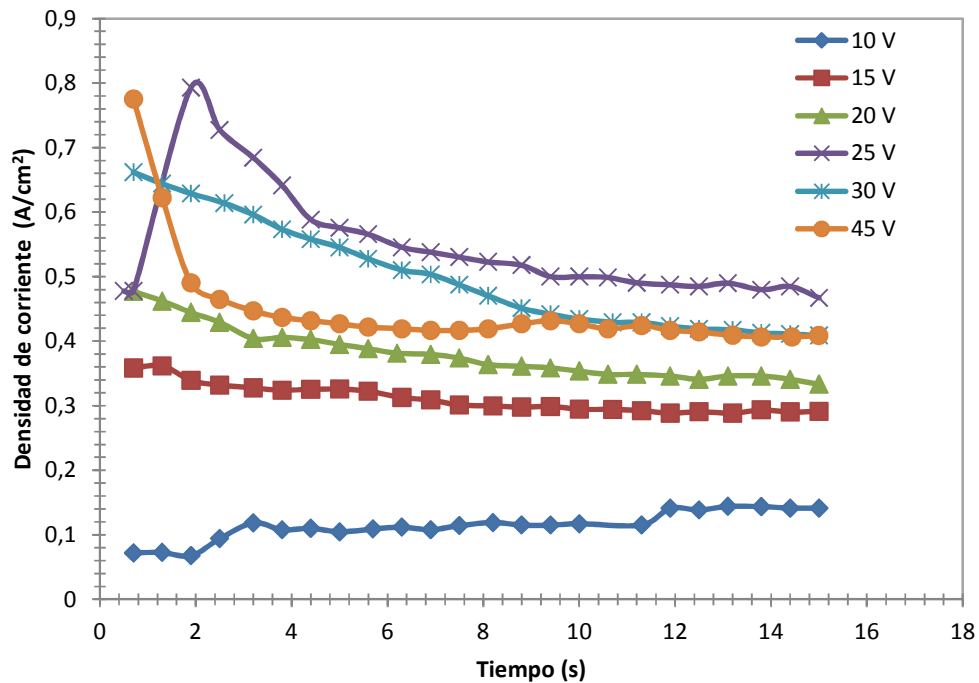


Figura F.6. Densidad de corriente vs. tiempo, para el electro-pulido de la aleación AISI 301LN en un electrolito de alcohol con ácido perclórico.

F. 6. Resultados alcanzados por el electro-pulido

Los resultados alcanzados por el pulido electrolítico se evaluaron en términos de alcanzar una superficie tipo espejo óptima para ser analizada en el microscopio óptico, y de obtener una superficie libre de martensita inducida por deformación durante el pulido mecánico. Para evaluar esta condición se usó el difractómetro de rayos-x.

La difracción de rayos X es una técnica analítica no destructiva utilizada para determinar y cuantificar el contenido de las fases presentes en una muestra sólida. La identificación de estas fases es lograda comparando los resultados del estudio de rayos X, conocidos como difractogramas, con una muestra internacionalmente reconocida. Para la identificación de las fases presentes en el material de este estudio después del electro-pulido o del pulido mecánica se usaron los siguientes estudios: [189-192]. Se observa que la fase martensita se encuentra en una capa delgada cerca de la superficie de la

probeta, y que la cantidad de martensita se incrementa con la cantidad de energía mecánica utilizada en el proceso de pulido. En el difractograma de la **Figura F.10** se observa cómo la técnica de electro-pulido es una técnica muy efectiva para la eliminación de la martensita en la superficie de la probeta. De acuerdo con mediciones realizadas, el electro-pulido desbasta una capa de entre 5 y 7 micrones de espesor del material.

A continuación se presentan los resultados del DRX para diferentes condiciones evaluadas.

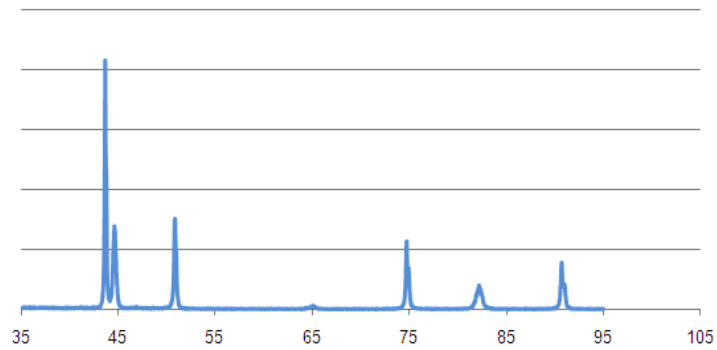


Figura F.7. Patrones de difracción de rayos- X para una muestra de acero AISI 301LN de material base.

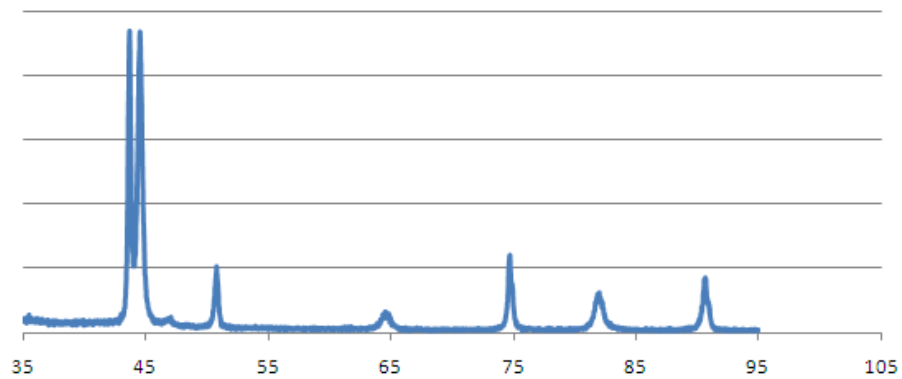


Figura F.8. Patrones de difracción de rayos- X para una muestra de acero AISI301LN pulida hasta lija 1200.

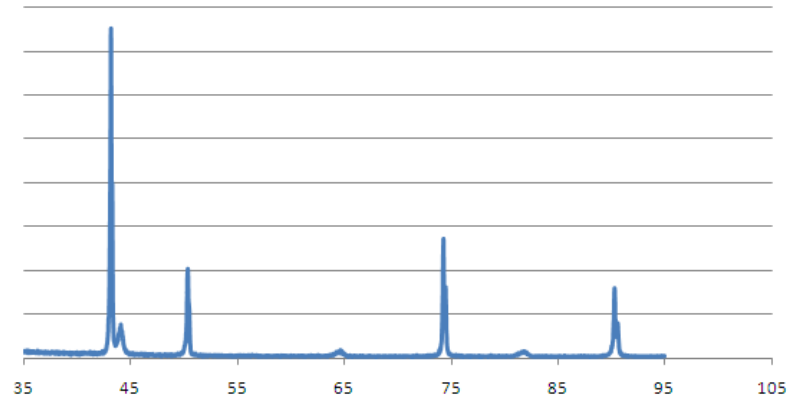


Figura F.9. Patrones de difracción de rayos- X para una muestra de acero AISI 301LN electro-pulida y luego pasada por el paño MICROCLOTH.

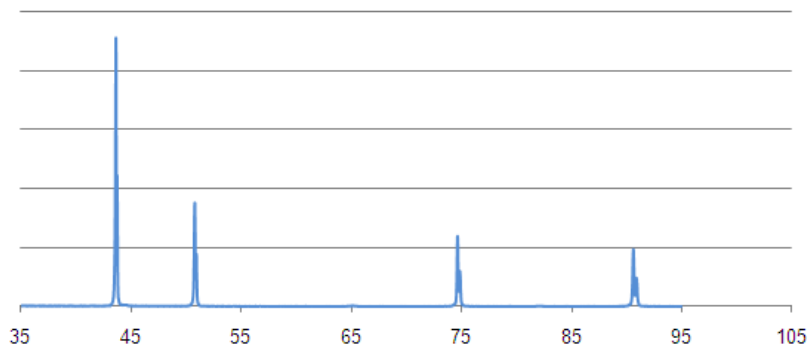


Figura F.10. Patrones de difracción de rayos- X para una muestra de acero AISI 301LN pulida hasta lija 1200 y luego electro-pulida.

Bibliografía

1. Innovation, European Commission for Research and. <http://ec.europa.eu/research/fp5.html>. [Online]
2. *Propagación de grietas por fatiga de aceros inoxidables metaestables*. Rodríguez Nogal, Javier. s.l. : Universitat Politècnica de Catalunya, 2007.
3. *ASM Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. ASM International Handbook Committee. s.l. : ASM International, 1993, Vol. 1.
4. *Nitrogen-alloyed metastable austenitic stainless steel for automotive structural applications*. Kim, Young Hwan, Kim, Kwang Yuk and Lee, Young Deuk. 2004, *Materials and Manufacturing Processes*, Vol. 19, pp. 51-59.
5. *The Aluminium Automotive Manual. Design – Design for functional performance*. European Aluminium Association. 2011.
6. *Fracture and damage mechanics modelling of thin-walled structures – An overview*. Zerbst, Uwe, et al. 2009, *Engineering Fracture mechanics*, Vol. 76, pp. 5-43.
7. *Near-threshold fatigue: a review*. Lawson, L, Chen, E Y and Meshii, M. 1999, *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, pp. S15-S34.
8. *Deformation induced martensitic transformation of metastable stainless steel AISI 301*. Hedstrom, Peter. s.l. : Lulea University of technology, 2005.
9. *Experimental Investigation and Constitutive Modeling of the large Deformation Behavior of Anisotropic Steel Sheets Undergoing Strain-Induced Phase Transformation*. Beese, Allison M. s.l. : Massachusetts Institute of technology, 2011.
10. *Effect of strain-induced α' - martensite Transformation on Mechanical Properties of Metastable Austenitic Stainless Steels*. Talonen, Juho. s.l. : Helsinki University of Technology, 2007.
11. *Stainless Steel*. ASM International Handbook Committee. s.l. : ASM International, 1994.
12. *Recent developments in stainless steels*. Lo, K H, Shek, C H and Lai, J K L. 2009, *Materials Science and Engineering R*, Vol. 65, pp. 39-104.
13. *Efecto de la predeformación en la vida a fatiga de un acero inoxidable austenítico metaestable*. Duran, Ana. s.l. : Universitat Politècnica de Catalunya, 2011.
14. *Magnetic properties and α' martensite quantification in an AISI 301LN stainless steel deformed by cold rolling*. Tavares, S S, et al. 2008, *Materials Characterization*, Vol. 59, pp. 901-904.
15. *Cyclic deformation behaviour of austenitic steels at ambient and elevated temperatures*. Nebel, Th and Eifler, D. 2003, *Sadhana*, Vol. 28, pp. 187-208.
16. *Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie*. Eckstein, H J. 1990, *Korrosionsbeständige Stähle*, pp. 90-98.

17. *Martensite formation, Strain rate Sensitivity, and deformation Behavior of Type 304 Stainless Steel Sheet.* Huang, G L, Matlock, D K and Krauss, G. 1989, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 20, pp. 1239-1246.
18. *Über Treibseile am Harz.* Albert, W A. 1837, *Archive für Mineralogie, Geognosie, Bergbau and Huttenkunde*, pp. 215-234.
19. *Bericht fiber die versuche, welche auf der k6nigl. Niederschlesisch-miirkischen eisenbahn mit apparaten zum Messen der biegun und verdehung von eisenbahnwagenachsen w/ihrend der fahrt angestellt wurden.* Wöhler, A. 1858, *Zeitschrift für Bauwesen*, pp. 641-652.
20. *The fracture of metals under rapid alterations of stress.* Ewing, J A and Humfrey, J C. 1903, *Philosophical Transactions of the royal Society*, Vol. A200, pp. 241-250.
21. *Experiments in micro-metallurgy: effects of strain. Preliminary notice.* Ewing, J A and Rosenhain, W. 1900, *Philosophical Transactions of the Royal Society*, Vol. A199, pp. 85-90.
22. *Fatigue of Metallic Materials.* Klesnil, M and Lukas, P. s.l. : ELSEVIER, 1992.
23. *A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal.* Coffin, L F. 1954, *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers*, Vol. 76, pp. 931-950.
24. *Behavior of materials under conditions of thermal Stress.* Manson, S S. 1954, *National Advisory Commision on Aeronautics: Report 1170.* Cleveland: Lewis Flight Propulsion Laboratory.
25. *Diseño de Maquinas.* Norton, Robert L. s.l. : Prentice Hall, Inc., 1999.
26. *A rational analytic theory of fatigue.* Paris, P C, Gomez, M and Anderson, W E. 1961, *Trend Eng Univ Washington*, Vol. 13(1), pp. 9-14.
27. *A critical analysis of crack propagation laws.* Paris, P C and Erdogan, F. 1960, *Journal of Basic Engineering*, Vol. 85, pp. 528-534.
28. *Fatigue of Materials.* Suresh, S. s.l. : Cambridge University Press, 1998.
29. *Fatigue crack propagation in trip steels.* Chanani, G R, Antolovich, Stephen D and Gerberich, W W. 1972, *Metallurgical Transactions*, Vol. 3, pp. 2661-2672.
30. *An interpretation of the mechanics of Crack growth by fatigue.* Cotterell, B. 1965, *Journal of Basic Engineering*, Vol. 87, pp. 230-236.
31. *Influence of strain-induced martensitic transformation on fatigue crack growth rates in stainless steels.* Pineau, A G and Pelloux, R M. 1974, *Metallurgical Transactions*, Vol. 5, pp. 1103-1112.
32. *Influence of deformation-induced martensite on fatigue crack propagation in 304-type steels.* Mei, Z and Morris Jr, J W. 1990, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 21, pp. 3137-3152.
33. *Some aspects of near-threshold fatigue crack growth: microstructural and environmental effects.* Petit, J. s.l. : TMS AIME, 1983, *Fatigue Crack growth Thresholds Concepts*, pp. 3-25.

- 34. *On fatigue crack propagation enhancement by a gaseous atmosphere: experimental and theoretical aspects.*** Henaff, G, Marchal, K and Petit, J. 1995, *Acta Metallurgica et Materialia*, pp. 2931-2942.
- 35. *Stage II intrinsic fatigue crack propagation.*** Petit, J and Henaff, G. 1991, *Scripta Metallurgica*, pp. 2683 - 2687.
- 36. *A fracture mechanics analysis of fatigue crack growth data for various materials.*** Frost, N E, Pook, L P and Denton, K. 1971, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 3, pp. 109-126.
- 37. *Fatigue of annealed and cold worked stable and unstable stainless steels.*** Schuster, G and Altstetter, C. 1983, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14A, pp. 2077-2084.
- 38. *The effect of various atmospheres on the threshold fatigue crack growth behavior of AISI 304 stainless steel.*** Kelestemur, M H and Chaki, T K. 2001, *International Journal of Fatigue*, Vol. 23, pp. 169-174.
- 39. *A new $(DKK_{max})^{0.5}$ driving force parameter for crack growth in aluminum alloys.*** Kujawski, D. 2001, *International Journal of fatigue*, Vol. 23, pp. 733-740.
- 40. *Fatigue crack closure under cyclic tension.*** Elber, W. 1970, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 2, pp. 37-45.
- 41. *A fatigue crack driving force parameter with load ratio effects.*** Kujawski, Daniel. 2001, *International Journal of fatigue*, Vol. 23, pp. S239-S246.
- 42. *An experimental investigation of fatigue crack growth of stainless steel 304L.*** Kalnaus, S, Jiang, Y and Vasudevan, A K. 2009, *International Journal of fatigue*, Vol. 31, pp. 840-849.
- 43. *Load history effect on FCGR behaviour of 304LN stainless steel.*** Biswas, Somjeet, et al. 2007, *International Journal of fatigue*, pp. 786-791.
- 44. *Crack closure and influence of cyclic ratio R on fatigue crack growth in type 304 stainless steel at room temperature.*** Staal, H V and Elen, J D. 1979, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 11, pp. 275-283.
- 45. *Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R - ratios.*** Cheng, Xu, et al. 2008, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75, pp. 739 - 749.
- 46. *Stress- Induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels: effect on fatigue crack growth rate.*** Khan, Z and Ahmed, M. 1966, *Journal of materials Engineering and Performance*, Vol. 5, pp. 201-208.
- 47. *Fatigue crack growth in thin section type 316 stainless steel.*** Rickerby, D G and Fenici, P. 1984, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, pp. 585-599.
- 48. *X-Ray fractography studies on austenitic stainless steels.*** Rajanna, K, Pathiraj, B and Kolster, B H. 1996, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 54, pp. 155-166.

49. *Martensitic transformation at a propagating crack*. Hornbogen, Erhard. 1978, *Acta Metallurgica*, Vol. 26, pp. 147-152.
50. *Comparative study on the fatigue crack growth behavior of 316L y 316LN stainless steels: effect of microstructure of cyclic plastic strain zone at crack tip*. Maeng, Wan-Young and Kim, Mun-Hwan. 2000, *Journal of Nuclear Materials*, Vol. 282, pp. 32-39.
51. Fiedler, H, Averbach, B and Cohen, M. 1955, *Trans. ASM*, pp. 276-90.
52. *The spontaneous martensitic transformations in 18% Cr, 8% Ni steels*. Reed, R. 1962, *Acta Metallurgica*, pp. 865-877.
53. *Ph. D. Thesis.*, Mangonon, P L Jr. 1968, *University of California, Berkeley, CA*.
54. *Comparison of Fatigue Damage in Stable and Unstable Stainless Steels*. Schuster, G and Altstetter, C. 1982, *STP 811 Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage*.
55. *Analysis of transformation-induced crack closure*. Mei, Z and Morris Jr, J W. 1991, *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 569-573.
56. *Mechanics of transformation- toughening in brittle materials*. McMeeking, R M and Evans, A G. 1981, *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 5, pp. 242-246.
57. *Fatigue crack propagation in martensitic and austenitic steel*. Bathias, C and Pelloux, R M. 1973, *Metallurgical transactions*, Vol. 4, pp. 1265-1273.
58. *On the quantitative analysis of fatigue crack propagation*. McEvily, A J. 1983, *ASTM STP811. Fatigue Mechanisms: Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage* , pp. 283-312.
59. *The growth of fatigue cracks*. Head, A K. 1953, *Philosophical Magazine*, pp. 925-938.
60. *An analysis of unzipping model for fatigue crack growth*. Kuo, A S and Liu, H W. 1976, *Scripta Metallurgica*, Vol. 10, pp. 723-728.
61. *A Fatigue crack propagation model for strain hardening materials*. Lal, K M and Garg, B L. 1977, *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 939-949.
62. *Fatigue crack propagation analysis*. Tomkins, B. 1968, *Philosophical Magazine*, pp. 1041-1066.
63. *Review of fatigue crack propagation models for metallic components*. Beden, S M, Abdullah, S and Ariffin, A K. 2009, *European Journal of Scientific Research*, pp. 364-397.
64. *The Influence of stress intensity and microstructure on fatigue crack propagation in ferritic materials*. Richards, C E and Lindley, T C. 1972, *Engineering fracture Mechanics*, pp. 951- 978.
65. *Low-temperature fatigue of 316L and 316LN austenitic stainless steels*. Vogt, J B, et al. 1991, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22, pp. 2385-2392.
66. *Crack deflection: implications for the growth of long and short fatigue cracks*. Suresh, S. 1983, *Metallurgical Transactions*, pp. 2375-2385.

- 67. *Fatigue crack deflection and Fracture surface contact: micromechanical models.*** Suresh, S. 1985, Metallurgical Transactions, pp. 249-260.
- 68.** Corporation, Hartrun. ***KRAK GAGE and FRACTOMAT. U.S. Patent No. 4,149,406*** 1985.
- 69. *A new transducer for crack growth measurement.*** Hartmann, H R and Churchill, R W. 1981, Presented at the Society for Experimental Stress analysis Fall Meeting, Sponsored by the Society for Experimental Stress Analysis.
- 70.** TTI Division, Hartrun Corporation. ***krak-gage Accuracy and resolution. Chaska Minnesota: s.n., 1981. KRAK-TIP No. 8109-1.***
- 71.** Standar test method for measurement of fatigue crack growth rates. ***ASTM E 647 - 08e1*** . s.l. : Annual book os ASTM standards, 2010.
- 72. *On fatigue striations.*** McEvily, A J and Matsunaga, H. 2010, Transaction B: Mechanical Engineering, Vol. 17, pp. 75-82.
- 73. *A note on the analysis of fatigue crack growth data.*** Mukherjee, B. 1972, International Journal of Fracture, Vol. 8, pp. 449-451.
- 74. *The determination of fatigue crack growth rates by data smoothing technique.*** Munro, H G. 1973, International Journal of fracture, Vol. 9, pp. 366-368.
- 75. *The determination of fatigue crack growth rates from experimental data*** . Smith, R A. 1973, International Journal of Fracture, Vol. 9, pp. 352-355.
- 76. *Quantification of phase transformation in stainless steel 301LN sheets.*** Beese, Allison. s.l. : Massachussets Institute of Technology, 2008.
- 77. *Mechanisms of fatigue crack propagation in metals, ceramics and composites: Role of crack tip shielding.*** Ritchie, R O. 1988, Materials Science and Engineering A, Vol. 103, pp. 15-28.
- 78. *Threshold and effective threshold of fatigue crack propagation in ARMCO iron I: the influence of grain size and cold working.*** Pippan, R. 1991, Material Science and Engineering A, Vol. 138, pp. 1-13.
- 79. *Some formulas for the crack opening stress level.*** Schijve, J. 1981, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 14, pp. 461-465.
- 80. *Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using elber's crack closure concept: experimental results from GCMOD and acoustic emission techniques.*** Singh, P J, et al. 2007, International Journal of Fatigue, Vol. 29, pp. 2170–2179.
- 81. *The stress-level effect on fatigue-crack growth under constant-amplitude loading.*** Newman Jr, J C and Ruschau, J J. 2007, International Journal of Fatigue, Vol. 29, pp. 1608-1615.
- 82. *Improvement of ASTM compliance offset method for precise determination of crack opening load.*** Song, J H and Chung, Y I. 2009, International Journal of Fatigue, Vol. 31, pp. 809-819.

- 83. A review of crack closure measurement by compliance technique and the normalized-extended ASTM method as a currently most refined, practical and simple one.** Song, J H and Chung, Y I. 2010, *Procedia Engineering*, Vol. 2, pp. 777-786.
- 84. Roughness-induced crack closure: an explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth.** Gray, G T, Williams, J C and Thompson, A W. 1983, *Metallurgical Transactions*, Vol. 14A, pp. 421-433.
- 85. On assumptions associated with DKeff and their implications on FCG predictions.** Kujawski, Daniel. 2005, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, pp. 1267-1276.
- 86. A review of crack closure, fatigue crack threshold and related phenomena.** Vasudevan, A K, Sadananda, K and Louat, N. 1994, *Materials Science and Engineering*, pp. 1-21.
- 87. Service load fatigue damage—a historical perspective.** Paris, P, Tada, H and Donald, JK. 1999, *International Journal of Fatigue*, pp. 535-46.
- 88. An evaluation of DKeff estimation procedure on 6061-T6 and 2024-T3 aluminum alloys.** Paris, P C and Donald, K. 1999, *International Journal of Fatigue*, pp. 47-57.
- 89. Separating the influence of Kmax from closure related stress ratio effects using the adjusted compliance ratio technique.** STP 1343. *Advances in fatigue crack closure measurement and analysis*. s.l. : ASTM, pp. 57-78.
- 90. Crack wake influence theory and crack closure measurement.** ASTM STP 1360. 1999, pp. 185-200.
- 91. Continuum theory of dilatant transformation toughening in ceramics.** Budiansky, B, Hutchinson, J W and Lambropoulos, J C. 1983, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 19, pp. 337-355.
- 92. Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks.** Vasudevan, A K, Sadananda, K and Rajan, K. 1997, *International Journal of Fatigue*, Vol. 19, pp. S151-S159.
- 93. Crack paths, microstructure, and fatigue crack growth in annealed and cold-rolled AISI 304 stainless steels.** Gao, M, Chen, S and Wei, R P. 1992, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 23, pp. 355-371.
- 94. Fatigue crack deflection and fracture surface contact: micromechanical models.** Suresh, S. 1985, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, pp. 249-260.
- 95. Determining closure free fatigue crack growth behavior in the near threshold regime.** Smith, S W and Piascik, R S. 2000, *ASTM STP 1372*, pp. 109-121.
- 96. A crack closure model of fatigue crack growth in plates of finite thickness under small-scale yielding conditions.** Codrington, John and Kotousov, Andrei. 2009, *Mechanics of Materials*, Vol. 41, pp. 165-173.
- 97. Two critical stress intensities for threshold fatigue crack propagation.** Vasudevan, A K, Sadananda, K and Louat, N. 1993, *Scripta Metallurgica et Materialia*, pp. 65-70.

- 98. Classification of fatigue crack growth behavior.** Vasudevan, A K and Sadananda, K. 1995, *Metallurgical and Materials Transactions A*, pp. 1221-1233.
- 99. Crack closure and the fatigue crack propagation threshold as a function of load ratio.** Mcevely, A J and Ritchie, R O. 1998, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 21, pp. 847-855.
- 100. The growth of short cracks under cyclic compression.** Pippan, R. 1987, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 9, pp. 319-328.
- 101. Transactions of the Metallurgical Society of AIME.** Antolovich, S D. 1968, Vol. 242, p. 2371.
- 102. On the toughness increment associated with the austenite to martensite phase transformation in TRIP steels.** Antolovich, S D and Singh, B. 1971, *Metallurgical Transactions B*, Vol. 2, pp. 2135-2141.
- 103. The weight function method for determining stress intensity factors.** Paris, P, Mcmееeking, M and Tada, H. 1975, *STP 601. Cracks and Fracture*, pp. 471-489.
- 104. Fatigue 93.** Vasudevan, A K, Sadananda, K and Louat, N. s.l. : *Engineering Materials Advisory Services*, Vol. I, p. 565.
- 105. The compatibility of crack closure and Kmax dependent models of fatigue crack growth.** Krenn, C R and Morris Jr, J W. 1999, *International Journal of Fatigue*, Vol. 21, pp. S147-S155.
- 106. A two parameter driving force for fatigue crack growth analysis.** NorooziSani, A H, Glinka, G and Lambert, S. 2007, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, pp. 1277-1296.
- 107. Analyses of the fatigue crack propagation process and stress ratio effects using the two parameter method.** Zhang, J, He, X D and Du, S Y. 2005, *International Journal of Fatigue*, Vol. 27, pp. 1314-1318.
- 108. Predicting the effects of load ratio on the fatigue crack growth rate and fatigue threshold.** Kardomateas, G A and Carlson, R L. 1998, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 21, pp. 411-423.
- 109. The Practical Use of Fracture Mechanics.** Broek, David. s.l. : *Kluwer Academic Publisher*, 1988.
- 110. Mechanical Behavior of materials.** Dowling, Norman E. s.l. : *Prentice Hall*, 1993.
- 111. Plastic zone size in fatigue cracking.** Heung-Bae, Park, Kyung-Mo, Kim and Byong-Whi, Lee. 1996, *Int. J. Pres. Ves. & Piping*, Vol. 68, pp. 279-285.
- 112. Low cycle fatigue, fatigue crack propagation and substructures in a series of polycrystalline Cu-Al alloys.** Saxena, A and Antolovich, S D. 1975, *Metallurgical Transactions*, Vol. 6A, pp. 1809-1828.
- 113. On the contrast between mode I and mode III fatigue crack propagation under variable amplitude loading conditions.** Hashemi, Nayeb, Ritchie, R O and Suresh, S. 1983, *Material Science and Engineering*, Vol. 57, pp. L1-L5.

- 114. *Small fatigue cracks: a statement of the problem and potential solutions.*** Ritchie, R O and Lankford, J. **1986**, *Material Science and Engineering*, Vol. **84**, pp. **11-16**.
- 115. *A crack closure study to predict the threshold behaviour of small cracks.*** Journet, B G, Lefrancois, A and Pineau, A. **1989**, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. **12**, pp. **237-246**.
- 116. *Fatigue growth threshold of small cracks.*** Tanaka, K, Nakai, Y and Yamashita, M. **1981**, *International Journal of Fracture*, Vol. **17**, pp. **519-533**.
- 117. *The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation.*** Laird, C. **1967**, STP 415. *Fatigue Crack Propagation* , pp. **131-168**.
- 118. *Fracture Mechanics.*** Perez, Nestor. s.l. : Kluwer Academic Publisher, **2004**.
- 119. *The significance of fatigue crack closure.*** Elber, W. **1971**, ASTM STP 486. *Damage tolerance in aircraft structures* , pp. **230-242**.
- 120. *Reconsideration of fatigue crack closure.*** Vasudevan, A K, Sadananda, K and Louat, N. **1992**, *Scripta Metallurgica et Materialia*, pp. **1673-1678**.
- 121. *Fatigue crack growth in metal matrix composites.*** Vasudevan, A K, Sadananda, K and Louat, N. **1993**, *Scripta Metallurgica et Materialia*, pp. **837-842**.
- 122. *Analysis of fatigue crack closure and thresholds.*** Sadananda, K and Vasudevan, A K. **1995**, STP 1220, pp. **484-501**.
- 123. *Spectrum loading and crack growth.*** Wheeler, O E. **1972**, *Journal of Basic Engineering*, Vol. **94**, pp. **181-186**.
- 124. *A crack growth retardation model using an effective stress concept.*** Willengorg, J D, Engle, R M and Wood, H A. **1971**, Air Force Flight Dynamics Laboratory, Wright-Patterson Air Force Base. Report AFFEL-TM-71-1-FBR, Dayton (OH).
- 125. *Fatigue Life prediction under Constant Amplitude and Interspersed mode I and mixed mode (I and II) overload using an Exponential model.*** Mohanty, Jyotiranjana. s.l. : National Institute of Technology, Rourkela, **2009**.
- 126. *Modeling of Mixed-Mode fatigue crack Propagation.*** Liu, Liming. s.l. : Vanderbilt University, **2008**.
- 127. *Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth.*** Donahue, R J. **1972**, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. **8**, pp. **209-219**.
- 128. *The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum.*** Walker, K. **1970**, ASTM STP 462. *Effects of environment and complex loading history on fatigue life*, pp. **1-14**.

129. *Oxide induced crack closure: an explanation for near threshold corrosion fatigue crack growth behavior*. Suresh, S, Zamisky, G F and Ritchie, R O. 1981, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 12, pp. 1435-1443.
130. *Fatigue crack propagation in oil environments - II. A model for crack closure induced by viscous fluid*. Tzou, J L, et al. 1985, *Acta Metallurgica*, Vol. 33, pp. 117-127.
131. *On crack closure near- threshold region*. Minakawa, K and McEvily, A J. 1981, *Scripta Metallurgica*, Vol. 1984, pp. 1371-1374.
132. *Fatigue crack growth from sharp notches*. Shin, C S and Smith, R A. 1985, *International Journal of Fatigue*, pp. 87-93.
133. *The effect of intermediate heat treatments and overload induced retardations during fatigue crack growth in an Al- alloy*. Ling, M R and Schijve, J. 1992, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, pp. 421-430.
134. *Fatigue life and crack closure in specimens subjected to variable amplitude loads under plain strain conditions*. Josefson, B L, et al. 2000, *Engineering Fracture Mechanics*, pp. 587-600.
135. *Improved modeling of the effect of R-ratio on crack growth rate*. Huang, Xiaoping and Moan, Torgeir. 2007, *International Journal of Fatigue*, Vol. 29, pp. 591-602.
136. *A crack closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading*. Newman, J C. 1981, *ASTM STP 748*, pp. 53-84.
137. *A crack opening stress equation for fatigue crack growth*. Newman Jr, J C. 1984, *International Journal of Fracture*, Vol. 24, pp. 131-135.
138. *Determinación numérica de las tensiones de apertura y cierre de grieta en Fatiga*. González Herrera, Antonio. 2004.
139. *Classification of Displacive Transformation: What is a Martensitic Transformation?* Christian, J W, Olson, G B and Cohen, M. 1995, *Journal of Physique IV*, Vol. 5, pp. C8-3 - C8-10.
140. *Physical Metallurgy*. Wayman, C M and Bhadeshia, H.K.D.H. s.l. : Elsevier, 1996.
141. *Worked examples in the Geometry of Crystals*. Bhadeshia, H.K.D.H. s.l. : The Institute of Metals, 2006.
142. Bunshah, R F. 1953, *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, Vol. 197, pp. 1251-1258.
143. Mukherjee, K. 1968, *Transactions of The Metallurgical Society of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers*, pp. 1495-1501.
144. *Solid-Solid Phase Transformation*. Christian, J W and Knowles, K M. s.l. : TMS-AIME, 1981.
145. Porter, D A and Easterling, K E. *Phase Transformation in Metals and Alloys*. s.l. : Chapman & Hall, 1992.

146. *Thermodynamics and kinetics of martensitic transformations*. Kaufman, L and Cohen, M. 1985, *Progress in Metal Physics*, Vol. 7, pp. 165-246.
147. *Martensitic transformation and stress-strain relation of shape-memory alloys*. Lu, Z K and Weng, G J. 1997, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 45, pp. 1905-1928.
148. *Transformation induced plasticity assisted steels: stress or strain affected martensitic transformation?* Chatterjee, S and Bhadeshia, H. K. D. H. 2007, *Materials Science and Technology*, Vol. 23, pp. 1101-1104.
149. *Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation*. Patel, J R and Cohen, M. 1953, *Acta Metallurgica*, Vol. 1, pp. 531-538.
150. *Métallurgie. Du minerai au matériau*. Philibert, J, et al. s.l. : Dunod, 1998.
151. *Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel*. Wang, Jiajun and Van der Zwaag, Sybrand. 2001, *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, Vol. 32, pp. 1527-1539.
152. *Kinetics of strain induced martensitic nucleation*. Olson, G B and Cohen, M. 1975, *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6A, pp. 791-795.
153. *A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain induced martensitic transformation in metastable austenitic steel*. Stringfellow, R G, Parks, D M and Olson, G B. 1992, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 40, pp. 1703-1716.
154. *Constitutive modeling of Trip steel and its application to the improvement of mechanical properties*. Tomita, Y and Iwamoto, T. 1995, *International Journal of Mechanical Science*, Vol. 37, pp. 1295-1305.
155. *Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system*. Lecroisey, F and Pineau, A. 1972, *Metallurgical Transactions*, Vol. 3, pp. 391-400.
156. *The martensite phases in 304 stainless steel*. Mangonon, Pat L and Thomas, Gareth. 1970, Find out how to access preview-only content *Metallurgical Transactions*, Vol. 1, pp. 1577-1586.
157. *Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels*. Iwamoto, Takeshi and Tsuta, Toshio. 2000, *International Journal of Plasticity*, Vol. 16, pp. 791-804.
158. *Crack tip transformation zones in austenitic stainless steel*. Hallberg, Hakan, Banks-Sills, Leslie and Ristinmaa, Matti. 2012, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 79, pp. 266-280.
159. *Computational simulation on deformation behavior of CT specimens of TRIP steel under mode I loading for evaluation of fracture toughness*. Iwamoto, Takeshi and Tsuta, Toshio. 2002, *International Journal of Plasticity*, Vol. 18, pp. 1583-1606.
160. *Sampling rate effects in automated fatigue crack growth rate testing*. Donald, J. 1994, *ASTM STP 1231 Automation in fatigue and fracture*, pp. 124-145.

161. *On the variation of fatigue crack opening load with measurement location*. Macha, D E, Corby, D M and Jones, J W. 1979, Proceedings of the society of Experimental Stress Analysis, Vol. 2, pp. 207-213.
162. *Fatigue crack closure behavior at low stress intensity levels*. Kikukawa, M, Jono, M and Tanaka, K. Proceedings of the international Conference on Mechanical behavior of materials, Vol. 2, pp. 254-277.
163. *Results of the second round robin on opening load measurement conducted by ASTM task group E24.04.04 on crack closure measurement and analysis*. Philips, Edward P. 1993, NASA Technical Memorandum 109032.
164. *A procedure for standardizing crack closure levels*. Donald, J. 1988, ASTM STP 982 Mechanics of Fatigue crack closure, pp. 222-229.
165. *fatigue crack closure and estimation method of crack propagation rate under stationary varying loading conditions including random loading (first report, effects of mean load and study on wave counting method)*. 1982, Trans JSME, pp. 1496-1540.
166. *Personal computer based fatigue testing automation and improvement in fatigue behavior monitoring*. Park, J, et al. 1988, Transactions of the KSME, Vol. 12, pp. 123-130.
167. *An automated procedure for determining crack opening level from differential displacement signal data*. Kim, C Y and Song, J H. 1993, International Journal of Fatigue, Vol. 15, pp. 301-309.
168. *Introduction to filter theory*. Johnson, D. s.l. : New Jersey: Prentice Hall, Inc., 1976.
169. *The stress analysis of cracks handbook*. Tada, H, Paris, P and Irwin, G. s.l. : ASME PRESS, 2000, pp. 52-54.
170. *A method for determining the stress intensity factor of a single edge-notched tensile specimen*. Mattoni, M A and Zok, F W. 2003, International Journal of Fracture, Vol. 119, pp. L3-L8.
171. *A wide range weight function for a single edge cracked geometry with clamped ends*. Jones, I S. 1998, International Journal of Fracture, Vol. 89, pp. 1-18.
172. *Weight function for a single edge cracked geometry with clamped ends*. John, R, et al. 1995, International Journal of Fracture, Vol. 72, pp. 145-158.
173. *Fracture Mechanics Fundamentals and applications. Segunda edición*. Anderson, T L. s.l. : CRC Press, 1995.
174. *Finite elements modelling for stress analysis*. Cook, Robert. s.l. : John Wiley & Sons, Inc., 1994.
175. *A first course in finite elements*. Fish, Jacob and Belytschko, Ted. s.l. : John Wiley, 2007.
176. *Energy release rate along a three dimensional crack front in a thermally stressed body*. Shih, C F, Moran, B and Nakamura, T. 1986, International Journal of Fracture, Vol. 30, pp. 72-102.
177. *The virtual crack extension method for nonlinear material behavior*. Parks, D M. 1977, Computer methods in applied mechanics and Engineering, Vol. 12, pp. 353-364.

178. Mateo, A. *Comunicación Privada*. Universitat Politecnica de Catalunya.
179. *Designing, building and testing of an electropolishing cell*. Al-Ajlouni, M and Al-hamdan, A. 2008, *Journal of Applied Science*, Vol. 8, pp. 1912-1918.
180. *ASM metals handbook*. ASM INTERNATIONAL.1985, Vol. volume 9.
181. *Caracterizacion del Proceso de Electropulido del Bronce*. . Morales, Aban and Soraya, Indira. 1997, Guayaquil.
182. *Electrolytic Polishing of Metallic Surfaces*. Jacket, P. 1949, *Metal Finishing*, pp. 48-54.
183. *Effect of electropolishing variables on the current density-voltage relationship*. Hahn, T S and Marder, A R. 1988, *Metallography*, Vol. 21, pp. 365-375.
184. *Electrolitic Polishing*. Revised by elisabeth Weidmann, Laboratory manager, Struers, Inc.
185. *Electropolishing of high-purity aluminium in perchloric acid and ethanol solutions*. Ma, Di, Li, Shuying and Liang, Chenghao. 2009, *Corrosion Science*, Vol. 51, pp. 713-718.
186. *A new universal solution for the electropolishing of metallic materials*. Ellis, T W. 1994, *Metallurgy and Ceramics Division*, Iowa State University.
187. *The preparation of thin foils for electron microscopy using a controlled low temperature technique*. Raty, R, et al. 1966, *Journal of Scientific Instrument*, Vol. 43, pp. 367-370.
188. *The polishing mechanism of electrochemical mechanical polishing technology*. Lee, Shuo jen, Lee, Yu Ming and Du, Ming. 2003, *Journal of Matrerials Processing Technology*, Vol. 140, pp. 280-286.
189. *Characterization of strain induced martensite in an AISI 301LN stainless steel*. Abreu, H F.
190. *Effect of martensite to austenite reversion on the formation of nano/submicron grained AISI 301 stainless steel*. Karimi, M, et al. 2009, *Materials Characterization*, Vol. 60, pp. 1220-1223.
191. *Deformation induced martensitic transformation in a 201 modified austenitic stainless steel*. Tavares, S S, et al. 2009, *Materials Characterization*, Vol. 60, pp. 907-911.
192. *Martensitic transformation during fatigue testing of an AISI 301LN stainless steel*. Mateo, A, Zapata, A and Fargas, G. 2011, A: 6th International Conference advanced Materials research.
193. *A comparison of different methods to determine the thershold of fatigue crack propagation*. Pippan, R, Stuwe, H P and Golos, K. 1994, *International Journal of Fatigue*, Vol. 16, pp. 579-582.