

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

DETERMINACIÓN DE LA RELACIÓN ENTRE LA DEGRADACIÓN MICROESTRUCTURAL Y LA VIDA REMANENTE DE ÁLABES DE TURBINA DE ALEACION UDIMET 500

Tutor Académico: Prof. Armando Caballero

Tutor Industrial: Dra. Yobiris Rigual

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Para optar por el Título de
Ingeniero Metalúrgico
Por el Br. Sheyla H. Camperos Guevara

Caracas, Junio 2007

ACTA

Quienes suscriben, miembros del Jurado designado por el consejo de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, para examinar el Trabajo Especial de Grado titulado:

“DETERMINACIÓN DE LA RELACIÓN ENTRE LA DEGRADACIÓN MICROESTRUCTURAL Y LA VIDA REMANENTE DE ÁLABES DE TURBINA DE ALEACIÓN UDIMET 500”

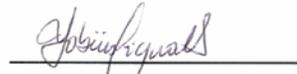
Presentado ante la ilustre **Universidad Central de Venezuela** por la Br. Sheyla H. Camperos Guevara, dejan constancia de lo siguiente:

Hemos leído este trabajo y participado en su discusión, encontrando que el mismo es suficiente contenido, calidad y extensión para cumplir con todos los requerimientos establecidos para optar por el título de Ingeniero Metalúrgico.

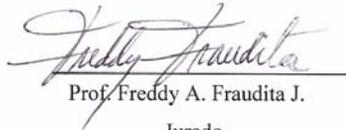
En fe de lo cual se levanta la presente Acta a los ocho días del mes de Junio de dos mil siete.



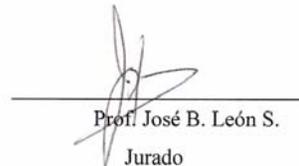
Prof. Ramon A. Caballero A.
Tutor Académico



Prof. Yobiris C. Rigual S.
Tutor Industrial



Prof. Freddy A. Fraudita J.
Jurado



Prof. José B. León S.
Jurado

VEREDICTO

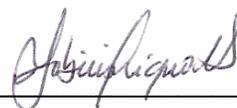
Los suscritos, miembros del jurado examinador designado por el Consejo de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Universidad Central de Venezuela para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por la Br. Sheyla H. Camperos Guevara, C.I.: 16.129.076, el cual lleva por título: **“DETERMINACIÓN DE LA RELACIÓN ENTRE LA DEGRADACIÓN MICROESTRUCTURAL Y LA VIDA REMANENTE DE ÁLABES DE TURBINA DE ALEACIÓN UDIMET 500”** decidimos conferirle una **MENCIÓN HONORÍFICA** como premio al esfuerzo realizado y como estímulo a la actividad creativa demostrada en el transcurso de la elaboración de esta Tesis de Grado.

En fe de lo anteriormente expuesto se levanta la presente Acta en Caracas, a los ocho días del mes de Junio de dos mil siete, dejándose constancia que, de acuerdo a la normativa vigente, actuó como Coordinador del jurado examinador el Prof. Freddy A. Fraudita J.



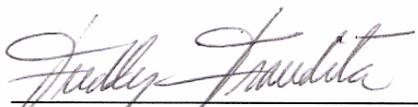
Prof. Ramon A. Caballero A.

Tutor Académico



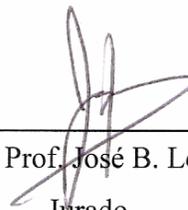
Prof. Yobiris C. Rigual S.

Tutor Industrial



Prof. Freddy A. Fraudita J.

Jurado



Prof. José B. León S.

Jurado

DEDICATORIA

A Dios quien me ilumina en todo momento y me da fuerza y voluntad para cumplir todas mis metas y sueños.

A mis padres Amadeo y Amarilis, porque con amor y sacrificio me han hecho lo que soy y gracias a sus continuas enseñanzas seré una mejor persona cada día, espero poder darles toda la alegría y satisfacción que se merecen.

A mis hermanos Oscar y Nayibe quienes me han ayudado a crecer, ya que siempre han estado allí cuando los necesito y a través de sus experiencias me han permitido aprender de la vida.

A mi tía Milady quien ha sido el mejor ejemplo de voluntad y superación a lo largo de toda mi vida.

AGRADECIMIENTOS

A Dios por darme vida y salud y por todas las bendiciones que he recibido en mi vida.

Al Prof. Armando Caballero y la Dra. Yobiris Rigual, por guiarme y orientarme en la realización de este trabajo.

A José Biomorgi y Samuel Hernández por su constante ayuda y atención durante la realización de este trabajo.

En especial a Erik Rodríguez y Raul Mora, porque siempre fueron pacientes conmigo y me ayudaron en todo momento a hacer las cosas lo mejor posible.

A mis compañeros y amigos Jaysmlen Jaspe, Roberto Bello Jeremy Peña, Erick Hernandez, Francisco Escalona, Luis Ganhao, Yosein Salge, Norelkis Peña, Virgilio Gonzalez, quienes además de brindarme su amistad, me ayudaron y orientaron con sus conocimientos en la realización de este trabajo.

A mis amigos Guillermo Guzman y Abraham Noguera por brindarme su amistad y colaboración durante la realización de este trabajo.

A Fernando Rodríguez por brindarme su amor y apoyo durante mucho tiempo.

A mis amigas Kelly, Andrea, Natalia y Karlha por compartir conmigo en las buenas y en las malas.

Camperos G. Sheyla H.

**DETERMINACIÓN DE LA RELACIÓN ENTRE DEGRADACIÓN
MICROESTRUCTURAL Y LA VIDA REMANENTE DE ÁLABES DE
TURBINA DE ALEACION UDIMET 500**

**Tutor Académico: Dr. Armando Caballero. Tutor Industrial: Dra. Yobiris Rigual
Trabajo Especial de Grado.**

**Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería, Escuela de Metalurgia y
Ciencia de los Materiales. Caracas – 2007. 140 pp.**

*Palabras Claves: Termofluencia, vida remanente, álabes de turbina, superaleaciones,
Udimet 500, degradación microestructural.*

RESUMEN

Las turbinas a gas que operan en PDVSA actualmente, son utilizadas para el cumplimiento de diversas funciones que van, desde la generación de energía eléctrica, hasta el transporte de gas para la reinyección en los pozos de extracción. De todos los componentes que forman las distintas secciones de una turbina a gas, los álabes estatores pertenecientes a la 1era etapa son los que se exponen a las condiciones de esfuerzo y temperatura mas críticas. Debido a las exigentes condiciones a las que operan los alabes, estos sufren una degradación progresiva con el tiempo de servicio conocida como termofluencia. La determinación de la vida remanente por termofluencia, permite el máximo aprovechamiento de los componentes y previene la falla prematura de los mismos en funcionamiento.

En el presente estudio se realizó la determinación de la vida remanente de alabes estatores de aleación Udimet 500 provenientes del servicio, a través de ensayos de termofluencia a diferentes condiciones de esfuerzo y temperatura, que permitieron la determinación de las constantes de este sistema de aleación para el cálculo de vida remanente mediante los modelos de Monkman Grant, Koul Toscano Castillo y parámetro de Larson Miller. La determinación de las constantes del material actual, considera la degradación

microestructural ocurrida durante el servicio, lo cual genera mejores resultados en las predicciones de vida remanente. La evaluación de los modelos seleccionados permitió establecer que para este sistema de aleación el modelo de Monkman Grant y Koul Toscano Castillo predicen cercanamente el tiempo de rotura de un material a ciertas condiciones, generando un factor de dispersión igual a ± 2 . Sin embargo la determinación de vida remanente mediante la utilización de estos modelos requiere el valor de velocidad mínima de termofluencia de un ensayo de largo duración. El parámetro de Larson Miller presentó un comportamiento más cercano al ideal y generó un factor de dispersión de ± 3 . Para este modelo no se requieren ensayos de larga duración, sin embargo para realizar los cálculos de vida remanente de forma conservadora y disminuir el riesgo de falla del componente durante el servicio, fue considerado el máximo factor de dispersión hallado en la evaluación del modelo. El parámetro de Larson Miller estimó un intervalo de vida remanente entre 9.740 horas (1 año y 1 mes) y 44.797 horas (5 años y 1 mes), dependiendo del grado de dispersión utilizado.

La caracterización microestructural del material proveniente del servicio, reveló una microestructura dendrítica propia de una aleación fundida, la presencia de carburos tipo MC, $M_{23}C_6$, M_6C en los límites interdendriticos y el precipitado principal gamma prima (γ') de dos tamaños distribuido en diferentes zonas de la matriz de aleación. La morfología de los carburos y el tamaño de la γ' permitió establecer que la aleación presentaba un estado de degradación avanzado al momento del estudio.

El estudio de la variación de las características microestructurales de los álabes provenientes del servicio en función del daño inducido por termofluencia, permitió establecer el patrón de degradación de la aleación Udimet 500, en la cual el tamaño de la γ' aumenta con la temperatura y el tiempo de exposición. El crecimiento de la γ' se produce por la coalescencia de las partículas grandes a expensas de las mas pequeñas, esto origina la disminución de la fracción volumétrica de γ' en la matriz. Al disminuir la cantidad de partículas en la matriz queda mayor espacio disponible para el deslizamiento de las dislocaciones y menor cantidad de obstáculos para evitar su movimiento, lo cual ocasiona una pérdida de dureza y mayor deformación, esto se refleja en el decrecimiento de las propiedades mecánicas del material.

ÍNDICE GENERAL

RESUMEN	6
ÍNDICE DE TABLAS	11
ÍNDICE DE FIGURAS	13
I. INTRODUCCIÓN	17
II. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA	19
III. FUNDAMENTO TEÓRICO	20
III.1 Turbinas a gas.....	20
III.1.1 Componentes de la turbina a gas.....	20
III.1.2 Funcionamiento de las turbinas a gas.....	22
III.1.3 Condiciones de operación de una turbina a gas.....	24
III.2 Termofluencia.....	26
III.2.1 Mecanismos de Termofluencia.....	26
III.2.2 La curva de termofluencia.....	30
III.2.3 Etapas de la termofluencia.....	32
III.2.4 Ensayo de termofluencia.....	33
III.3 Métodos analíticos para la estimación de vida remanente por termofluencia.....	35
III.3.1 Parámetro Larson-Miller.....	35
III.3.2 Ecuación de Monkman-Grant.....	37
III.3.3 Relación de Koul-Castillo Toscano.....	38
III.4 Aleaciones resistentes a la termofluencia.....	40
III.4.1 Superaleaciones.....	40
III.4.2 Superaleaciones Base Níquel.....	41
III.4.3 Microestructura de las superaleaciones a base de níquel.....	42
III.4.4 Propiedades y microestructura de las superaleaciones.....	47
III.4.5 Efectos de la exposición al servicio en la microestructura de las superaleaciones base níquel.....	49
III.4.6 Superaleación Udimet 500.....	50
III.5 Vida remanente de componentes en servicio.....	51
III.5.1 Relación de la dureza con los cambios microestructurales durante el servicio	

III.5.2	Estimaciones microestructurales y su relación con la vida remanente.....	53
IV.	DESARROLLO EXPERIMENTAL	54
IV.1	Componente de estudio	54
IV.2	Evaluación preliminar	57
IV.1.1	Análisis químico	57
IV.1.2	Diseño y fabricación de probetas	57
IV.1.3	Evaluación microestructural	57
IV.2.1.1	Técnicas de evaluación utilizadas.....	59
IV.2.1.2	Análisis cuantitativo de la microestructura	60
IV.1.4	Evaluación mecánica	61
IV.1.4.1	Ensayos de tracción	62
IV.1.4.2	Ensayos de dureza	62
IV.1.4.3	Ensayos de microdureza y macrodureza	63
IV.2	Ensayos de termofluencia.....	64
IV.2.1	Establecimiento de la matriz de ensayo.....	65
IV.2.2	Procedimiento para la ejecución de los ensayos de termofluencia.....	68
IV.2.3	Procedimiento para el procesamiento de datos de los ensayos de termofluencia	76
IV.2	Elaboración de las curvas de los modelos de predicción de vida remanente	78
IV.2	Evaluación de las probetas ensayadas	79
IV.4.1	Caracterización microestructural.....	79
IV.4.2	Medición de dureza	79
IV.4.3	Fractografía de las superficies de fractura.....	79
V.	RESULTADOS Y ANALISIS	80
V.1	Evaluación preliminar	80
V.1.1	Análisis químico	80
V.1.2	Evaluación microestructural	80
V.1.3	Evaluación mecánica	89
V.2	Ensayos de termofluencia.....	91
V.3	Modelos de predicción de vida remanente de la aleación Udimet 500	102
V.3.1	Evaluación de los modelos de predicción.....	108

V.3.2	Determinación de la vida remanente de la superaleación Udimet 500.....	112
V.4	Caracterización microestructural de las probetas ensayadas	114
V.4.1	Réplicas metalográficas de la superficie de los álabes	124
V.5	Fractografía de las probetas ensayadas mediante MEB	125
V.6	Mediciones de dureza de las probetas ensayadas	126
V.7	Relación entre degradación microestructural y la vida remanente de la aleación Udimet 500	129
V.8	Determinación de la energía de activación.....	132
V.9	Cálculo de la constante “n” para la determinación del mecanismo de termofluencia.....	134
VI.	DISCUSION DE RESULTADOS	136
VII.	CONCLUSIONES	147
VIII.	RECOMENDACIONES	150
IX.	REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS	151

ÍNDICE DE TABLAS

<i>Tabla 1: Materiales utilizados para componentes de turbinas a gas.....</i>	9
<i>Tabla 2: Efecto de los elementos aleantes en las superaleaciones base níquel.....</i>	26
<i>Tabla 3: Composición nominal de la aleación Udimet 500.....</i>	34
<i>Tabla 4: Propiedades físicas de la aleación Udimet 500.....</i>	34
<i>Tabla 5: Propiedades mecánicas de la aleación Udimet 500.....</i>	35
<i>Tabla 6: Propiedades de termofluencia de la aleación Udimet 500.....</i>	35
<i>Tabla 7: Preparación del reactivo de ataque Kalling n° 2.....</i>	44
<i>Tabla 8: Reactivos de ataque empleados en superaleaciones a base de Ni.....</i>	45
<i>Tabla 9: Matriz de ensayos de termofluencia.....</i>	51
<i>Tabla 10: Reportes de cada barrido durante la calibración del LVDT.....</i>	55
<i>Tabla 11: Hoja de cálculo del programa Microsoft Excel que muestra la data registrada del ensayo de Termofluencia.....</i>	61
<i>Tabla 12: Resultados del análisis químico por ICP de los alabes de turbina (%peso).....</i>	64
<i>Tabla 13: Composición química nominal de la aleación Udimet 500.....</i>	64
<i>Tabla 14: Resultados de la medición del tamaño promedio del precipitado γ' y microdurezas en las diferentes secciones del álabe analizado.....</i>	72
<i>Tabla 15: Propiedades mecánicas del Udimet 500 original y el extraído del servicio.....</i>	73
<i>Tabla 16: Resultados de las mediciones de dureza superficial de los alabes en estudio.....</i>	74
<i>Tabla 17: Resultados de los cálculos preliminares de las probetas de ensayo.....</i>	75
<i>Tabla 18: Cálculos realizados a las probetas ensayadas.....</i>	85
<i>Tabla 19: Datos obtenidos de las curvas de termofluencia.....</i>	86
<i>Tabla 20: Valores obtenidos para la constante C del parámetro de Larson Miller.....</i>	87
<i>Tabla 21: Ecuaciones correspondientes a las curvas del parámetro de Larson Miller de la figura 64.....</i>	88
<i>Tabla 22: Ecuaciones correspondientes a las curvas de la figura 65.....</i>	89
<i>Tabla 23: Tiempo de rotura estimados por los modelos de predicción.....</i>	92

<i>Tabla 24: Evaluación de la desviación de los modelos.....</i>	93
<i>Tabla 25: Determinación del esfuerzo de diseño.....</i>	96
<i>Tabla 26: Determinación de vida remanente por los modelos de MG y KTC.....</i>	96
<i>Tabla 27: Predicciones de vida remanente del parámetro de Larson Miller.....</i>	97
<i>Tabla 28: Resultados de la medición del tamaño promedio del espaciamiento interdendrítico de las muestras antes y después de ensayar.....</i>	102
<i>Tabla 29: Resultados de la medición del tamaño promedio de la gamma prima (γ') en las muestras antes y después de ensayar.....</i>	106
<i>Tabla 30: Resultados de la medición de las macrodurezas en las muestras antes y después de ensayar.....</i>	111
<i>Tabla 31: Resultados de la medición de las microdurezas en las en las muestras antes y después de ensayar.....</i>	112
<i>Tabla 32: Resultados de la determinación de la energía de activación.....</i>	117

ÍNDICE DE FIGURAS

<i>Figura 1: Diagrama de flujo del funcionamiento de la turbina de gas de un solo eje.....</i>	5
<i>Figura 2: Esquema de la turbina de estudio.....</i>	7
<i>Figura 3: Ciclo Brayton: ciclo de trabajo de las turbinas a gas.....</i>	8
<i>Figura 4: Movimiento de las dislocaciones en el material.....</i>	12
<i>Figura 5: Mecanismo de formación de cavidades por el movimiento de los límites de grano.....</i>	13
<i>Figura 6: Huecos o cavidades a lo largo del límite de grano.....</i>	13
<i>Figura 7: Formación de cavitaciones.....</i>	14
<i>Figura 8: Curva típica de termofluencia.....</i>	15
<i>Figura 9: Efecto de la temperatura y esfuerzo en la deformación.....</i>	17
<i>Figura 10: Curvas de termofluencia con diferentes etapas controlantes.....</i>	19
<i>Figura 11: Representación gráfica del parámetro de Larson-Miller.....</i>	20
<i>Figura 12: Representación esquemática de la constante “C” del parámetro de Larson-Miller.....</i>	21
<i>Figura 13: Dependencia del tiempo de rotura con la velocidad mínima de termofluencia.....</i>	22
<i>Figura 14: Dependencia de la suma de tiempo de vida en la etapa primaria y secundaria con la velocidad mínima de termofluencia.....</i>	23
<i>Figura 15: Dependencia del tiempo de vida de la etapa terciaria con el tiempo de rotura.....</i>	23
<i>Figura 16: Diferentes morfologías de γ.....</i>	28
<i>Figura 17: Diferentes morfologías de carburos.....</i>	30
<i>Figura 18: Movimiento de dislocaciones.....</i>	32
<i>Figura 19: Representación gráfica de la disminución de la dureza en función del consumo de la vida útil de una aleación en servicio a temperaturas elevadas.....</i>	37
<i>Figura 20: Anillo semicircular de la tobera de 1era etapa de la turbina a gas en estudio.....</i>	38
<i>Figura 21: Representación esquemática de la geometría del álabe en estudio.....</i>	39

<i>Figura 22: Diagrama de flujo del procedimiento experimental seguido en el estudio.....</i>	40
<i>Figura 23: Seccionamiento del álabe para evaluación microestructural y mecánica.....</i>	42
<i>Figura 24: Corte transversal de la zona de la rosca realizado en cada probeta antes de ser ensayada.....</i>	42
<i>Figura 25: Probeta para ensayo de tracción.....</i>	46
<i>Figura 26: Plano de probeta para ensayo de tracción.....</i>	46
<i>Figura 27: Medición de dureza superficial en las zonas frontal y posterior del borde de entrada del álabe.....</i>	47
<i>Figura 28: Zona de extracción de probetas para ensayos de termofluencia.....</i>	48
<i>Figura 29: Probeta para ensayos de termofluencia.....</i>	48
<i>Figura 30: Plano de probeta para ensayo de termofluencia.....</i>	49
<i>Figura 31: Curvas de termofluencia a la rotura de la superaleación Udimet 500.....</i>	50
<i>Figura 32: Pasos para la construcción del tren de carga.....</i>	53
<i>Figura 33. Curva de calibración de LVDT.....</i>	55
<i>Figura 34: Máquina ATS modelo 2330.....</i>	57
<i>Figura 35: Máquina SATEC modelo M-3.....</i>	59
<i>Figura 36: Datos extraídos de la curva de termofluencia de cada ensayo.....</i>	62
<i>Figura 37: Observación por MO de la sección transversal N° 1 del alabe analizado....</i>	65
<i>Figura 38: Observación por MO de la sección longitudinal N° 2 del alabe analizado....</i>	66
<i>Figura 39: Observación por MEB de las secciones transversales del álabe.....</i>	67
<i>Figura 40: Observación por MEB de las secciones longitudinales del álabe.....</i>	68
<i>Figura 41: Características generales de la sección transversal.....</i>	69
<i>Figura 42: Características generales de la sección longitudinal.....</i>	69
<i>Figura 43: Análisis elemental por EDS de los carburos de diferente morfología.....</i>	70
<i>Figura 44: Análisis elemental por EDS del precipitado γ' y carburos tipo M_6C.....</i>	71
<i>Figura 45: Grafica de Esfuerzo vs. Deformación Ingenieril de la aleación Udimet 500 extraído del servicio.....</i>	73
<i>Figura 46: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 1.....</i>	76
<i>Figura 47: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 2.....</i>	76

<i>Figura 48: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 3.....</i>	77
<i>Figura 49: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 4.....</i>	77
<i>Figura 50: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 5.....</i>	78
<i>Figura 51: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 6.....</i>	78
<i>Figura 52: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 7.....</i>	79
<i>Figura 53: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 8.....</i>	79
<i>Figura 54: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 9.....</i>	80
<i>Figura 55: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 10.....</i>	80
<i>Figura 56: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 11.....</i>	81
<i>Figura 57: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 12.....</i>	81
<i>Figura 58: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 13.....</i>	82
<i>Figura 59: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 14.....</i>	82
<i>Figura 60: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 15.....</i>	83
<i>Figura 61: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 16.....</i>	83
<i>Figura 62: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 17.....</i>	84
<i>Figura 63: Determinación de la constante C del Parámetro de Larson Miller.....</i>	87
<i>Figura 64: Curvas del Parámetro de Larson Miller del material original y el extraído del servicio con los diferentes valores de C determinados.....</i>	88
<i>Figura 65: Determinación de la desviación de las curvas del Parámetro de Larson Miller.....</i>	89
<i>Figura 66: Determinación de las constantes m y C1 del modelo de Monkman Grant...</i>	90
<i>Figura 67: Determinación de las constantes m1 y K del modelo de Koul Toscano Castillo.....</i>	91
<i>Figura 68: Determinación de las constantes n1 y b del modelo de Koul Toscano Castillo.....</i>	91
<i>Figura 69: Determinación grafica de la desviación de los modelos.....</i>	93
<i>Figura 70: Determinación de la dispersión del modelo de Koul Toscano Castillo.....</i>	94
<i>Figura 71: Determinación de la dispersión del modelo de Monkman Grant.....</i>	95
<i>Figura 72: Determinación de la dispersión del parámetro de Larson Miller.....</i>	95

<i>Figura 73: Determinación del esfuerzo de servicio.....</i>	97
<i>Figura 74: Fotomicrografías mediante MO y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 1.....</i>	99
<i>Figura 75: Fotomicrografías mediante MO y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 4.....</i>	100
<i>Figura 76: Fotomicrografías mediante MO y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 11.....</i>	101
<i>Figura 77: Fotomicrografías mediante MEB y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 4.....</i>	103
<i>Figura 78: Fotomicrografías de la microestructura del ensayo 7.....</i>	104
<i>Figura 79: Fotomicrografías de la microestructura del ensayo 16.....</i>	105
<i>Figura 80: Vista longitudinal de la superficie de fractura del ensayo 6.....</i>	107
<i>Figura 81: Fotomicrografías de réplicas metalográficas.....</i>	108
<i>Figura 82: Fotomicrografías de la fractura de la muestra proveniente del ensayo 10...</i>	109
<i>Figura 83: Fotomicrografías de la fractura de la muestra proveniente del ensayo 11...</i>	110
<i>Figura 84: Aumento del tamaño de γ en función del tiempo y temperatura.....</i>	113
<i>Figura 85: Disminución de la microdureza de la zona interdendrítica con el aumento del tamaño de γ gruesa.....</i>	114
<i>Figura 86: Disminución de la microdureza de la zona dendrítica con el aumento del tamaño de γ fina.....</i>	114
<i>Figura 87: Disminución de la dureza del material con el aumento del tiempo de exposición a diferentes temperaturas.....</i>	115
<i>Figura 88: Propiedades de termofluencia del Udimet 500 extraído del servicio.....</i>	116
<i>Figura 89: Determinación de la energía de activación a diferentes esfuerzos.....</i>	117
<i>Figura 90: Dependencia de la energía de autodifusión de los elementos con la energía de activación por termofluencia.....</i>	118
<i>Figura 91: Determinación de constante “n” a 760°C y 55-65 ksi.....</i>	119

I. INTRODUCCIÓN

Petróleos de Venezuela en la actualidad posee una flota de aproximadamente 200 turbinas a gas para el cumplimiento de diversas funciones que van, desde la generación de energía eléctrica, hasta el transporte de gas para la reinyección en los pozos de extracción. Debido a las exigentes condiciones de esfuerzo y temperatura a las que operan estos equipos, sus componentes sufren una degradación progresiva con el tiempo de servicio conocida como termofluencia. De todos los componentes que forman las distintas secciones de una turbina a gas, los álabes estatores pertenecientes a la primera etapa son los que se exponen a las condiciones más críticas de operación, por su proximidad a la cámara de combustión.

La vida útil de diseño de un álabe de turbina es de aproximadamente 100.000 horas, sin embargo las condiciones de diseño, por ser específicas y cuidadosamente controladas, difieren de las condiciones de servicio. Por esta razón se hace necesaria la inspección de partes y componentes durante el servicio, para conocer el estado de degradación de los mismos, determinar su vida remanente en servicio y considerar si es necesaria, la recuperación de partes a través de tratamientos de rejuvenecimiento para extender su vida útil en funcionamiento.

La determinación de la vida remanente, permite el máximo aprovechamiento de los componentes en servicio y previene la falla prematura de los mismos en funcionamiento, aumentando la confiabilidad de los equipos instalados. Se han realizado diversos estudios para analizar la degradación de los álabes en servicio, en los cuales se han propuesto diferentes modelos para la predicción de vida remanente por termofluencia, sin embargo el comportamiento de estos modelos depende de cada sistema de aleación y deben ser analizados para cada material en particular.

La vida útil de los componentes de una turbina debe ser determinada a partir de aquellas secciones que operen a las condiciones más exigentes y presenten una mayor degradación microestructural, para realizar la determinación de vida remanente de forma conservadora en relación a los demás componentes expuestos a condiciones menos críticas.

El presente trabajo tiene como objetivo principal, determinar la relación entre la degradación microestructural y la vida remanente por termofluencia de la superaleación Udimet 500, perteneciente a la primera etapa de álabes estatores de una turbina a gas.

Estudios previos han señalado el efecto de las condiciones de servicio en las características microestructurales del material perteneciente a los álabes de turbina, estableciendo una relación directa entre la degradación microestructural y la disminución de sus propiedades mecánicas, lo cual origina una menor resistencia a la termofluencia durante el servicio.

Este estudio comprende desde la selección de un modelo apropiado, para la determinación de la vida remanente de la superaleación Udimet 500 a través de la elaboración de ensayos de termofluencia, hasta la evaluación de la variación de las características microestructurales y dureza por efecto del daño inducido por termofluencia.

Mediante este estudio se podrá conocer el estado de degradación del material a través de la evaluación microestructural y medición de dureza, así mismo se establecerá la relación entre estos dos parámetros y su variación en función del esfuerzo, temperatura y tiempo de exposición.

II. PLANTEAMIENTO DEL PROBLEMA

Actualmente PDVSA opera aproximadamente 40 turbinas a gas distribuidas entre las plantas compresoras, Bachaquero I, Tía Juana I y Tía Juana II del complejo del lago de Maracaibo. Estas turbinas son usadas para mover los compresores centrífugos en el transporte de gas, para la reinyección en la recuperación secundaria de crudo. Se ha identificado como uno de los mecanismos de degradación la termofluencia, causada por las fluctuaciones de esfuerzo y temperatura que ocurren durante el funcionamiento de las turbinas.

Una vez culminada la vida útil de diseño de los componentes de la sección caliente de las turbinas a gas, son tratados mediante técnicas de rejuvenecimiento para extender el tiempo de funcionamiento. El tratamiento aplicado, es considerado secreto comercial del fabricante, solo garantiza 40.000 horas de vida útil. Sin embargo la unidad en estudio, proveniente de un reacondicionamiento mayor, falló prematuramente a las 9.979 horas desde su instalación. Por esta razón se generó la necesidad de estimar la vida remanente de los álabes estatores pertenecientes a la 1era etapa de la turbina, por estar sometida a las condiciones más críticas de esfuerzo y temperatura.

El estudio microestructural permitirá, determinar el estado del material al momento de la falla y la degradación que sufre cuando es expuesto a condiciones de esfuerzo y temperatura.

III. FUNDAMENTO TEÓRICO

III.1 Turbinas a gas

Una turbina a gas, es un motor rotativo que utiliza el flujo de gas como medio de trabajo para convertir energía térmica en energía mecánica. En este tipo de motores, el aire es tomado de la atmósfera y comprimido varias veces, se le agrega combustible y la mezcla es quemada, produciéndose los gases de entrada de la turbina. La turbina de gas más sencilla es la de ciclo abierto simple como se muestra en la figura 1 y consta de los siguientes elementos: compresor de aire, cámara de combustión y la sección de la turbina propiamente dicha, además de dispositivos auxiliares para lubricación, alimentación de combustible y regulación de velocidad, etc. ^[1]

III.1.1 Componentes de la turbina a gas

Compresor axial

La sección del compresor axial en general tiene 17 etapas y consta del rotor del compresor y su caja, los álabes directores variables de admisión y los álabes directores de salida. El aire atmosférico es succionado por el compresor, en donde es comprimido en etapas por una serie alternada de álabes rotativos (rotor) y estacionarios (estator). Los álabes del rotor suministran la fuerza necesaria para comprimir el aire en cada etapa y los álabes estacionarios guían el aire para que entre en la siguiente etapa del rotor con el ángulo adecuado. Una porción del aire caliente comprimido es usada para rotar una sección de la turbina, la cual impulsa al compresor. El resto del aire comprimido es guiado hacia las cámaras de combustión para el enfriamiento de la turbina. ^[2]

Cámara de combustión

Esta sección consta de las cámaras de combustión, los inyectores de combustible, el equipo para la detección de llamas, bujías de encendido y piezas de transición.

Las cámaras de combustión están dispuestas concéntricamente alrededor del compresor axial. El aire comprimido oxida el combustible y ajusta la temperatura de los gases de combustión a la temperatura de admisión de la turbina. Las piezas de transición son el enlace entre las cámaras de combustión y las toberas de la primera etapa de la turbina. ^[2]

Turbina

La turbina es la sección donde los gases calientes provenientes de la cámara de combustión son expandidos para la generación de energía. Las turbinas en general tienen cinco etapas. La primera etapa esta conformada por una hilera de álabes estacionarios conocida como tobera y una hilera de álabes rotativos llamados rotores, esta misma configuración se repite para las etapas subsiguientes. A medida que el número de etapas aumenta, el diámetro de los anillos y discos que sostienen los alabes estatores y rotores respectivamente, también aumenta. [2]

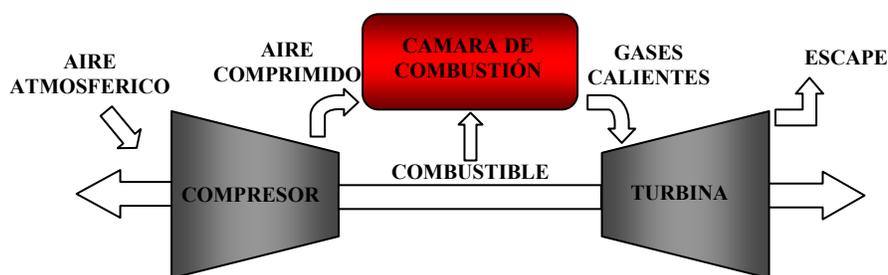


Figura 1: Diagrama de flujo del funcionamiento de la turbina de gas de un solo eje

Toberas de turbina

La función de la tobera es convertir la energía térmica y presión en energía cinética y subsecuentemente dirigir esta energía a los álabes. Los álabes usan esta energía para girar el rotor, suministrando trabajo para mover los compresores, bombas y generadores que se encuentren acoplados a la turbina. [3]

El deterioro de las toberas puede ser causado por oxidación, corrosión, fatiga térmica y termofluencia. La oxidación y la corrosión son el producto de la reacción química de los productos de combustión con la superficie del material de las toberas y las elevadas temperaturas incrementan la velocidad de la reacción. La apariencia oxidada de algunas zonas del componente se debe a las altas temperaturas localizadas o puntos calientes. [3]

Los puntos calientes son el resultado de varios factores: ciclos de trabajo de la turbina, deterioro de los perfiles de temperatura de combustión o mantenimiento diferido del sistema. [3]

La fatiga es causada por cargas cíclicas producto de los gradientes térmicos severos durante el arranque y la detención de la turbina. Durante el inicio del funcionamiento, las secciones metálicas de menor espesor se calientan mas rápido que las secciones más gruesas, como resultado de ello las secciones finas tienden a expandirse con respecto a las otras secciones causando altas tensiones entre las diferentes zonas. Cuando las tensiones causadas por los gradientes térmicos y las cargas aerodinámicas superan el límite elástico del material, este deforma plásticamente lo que se conoce como termofluencia. [3]

Rotores de turbina

Los álabes de turbina convierten la energía cinética del flujo de gases proveniente de la tobera en energía mecánica rotativa útil en las ruedas de turbina, esta energía es usada para mover el compresor de flujo axial y proveer potencia útil en el eje de salida. Durante esta conversión, los álabes están sujetos a estímulos vibratorios, altas temperaturas, tensiones, corrosión, oxidación y erosión. [3]

Los álabes de turbina se encuentran sometidos a esfuerzos centrífugos de aproximadamente 138 MPa y temperaturas comprendidas entre 650-980° C. Deben ser microestructuralmente estables, tal que mantengan sus propiedades por largos periodos de tiempos. [3]

III.1.2 Funcionamiento de las turbinas a gas

Cuando se acciona el sistema de arranque (que puede ser un motor eléctrico u otra turbina) y se engrana el embrague, el aire del exterior es succionado, filtrado y comprimido en el compresor de flujo axial. El aire comprimido fluye hacia el espacio anular que rodea las cámaras de combustión y entra en la zona de combustión. [4]

El combustible es distribuido entre las cámaras de combustión a través de inyectores, donde se mezcla con el aire comprimido y es encendido por una o dos bujías. Una vez que se enciende una cámara, automáticamente se enciende el resto por medio de los tubos de fuego cruzado que conectan las zonas de las mismas. Cuando el rotor de la turbina esta cerca de la velocidad de operación, las bujías se retraen de la cámara de combustión debido a la presión. [4]

Los gases calientes provenientes de las cámaras de combustión se expanden hacia las piezas de transición y fluyen hacia la sección de la turbina. En esta sección, los gases

calientes al chocar con los álabes de la primera tobera son desviados y forzados a chocar con determinado ángulo con los álabes rotativos de la primera etapa. Al salir de la primera etapa, los gases se encuentran con los álabes fijos de la segunda tobera, donde son de nuevo orientados para entrar con determinado ángulo de choque hacia la segunda etapa de álabes móviles, esto se repite hasta la quinta etapa de la turbina. [4]

En cada una de las etapas estacionarias de la turbina, la energía cinética del flujo de gas aumenta a la vez que se produce una caída de presión, cuando el gas pasa por la etapa móvil, parte de la energía cinética es absorbida como trabajo útil sobre el rotor de la turbina. La rotación resultante del eje se utiliza para girar el rotor de un generador, el cual genera energía eléctrica o en el caso de las plantas de conservación de gas para mover los compresores centrífugos. En la figura 2 se muestra el esquema de la turbina de estudio, la cual es de ciclo sencillo, de un solo eje y se utiliza para mover los compresores centrífugos en las plantas de conservación de gas. Los gases cuando salen de la turbina, son dirigidos al sistema de escape, el cual consta de una serie de difusores que giran el flujo de la dirección axial a la dirección radial. [4]

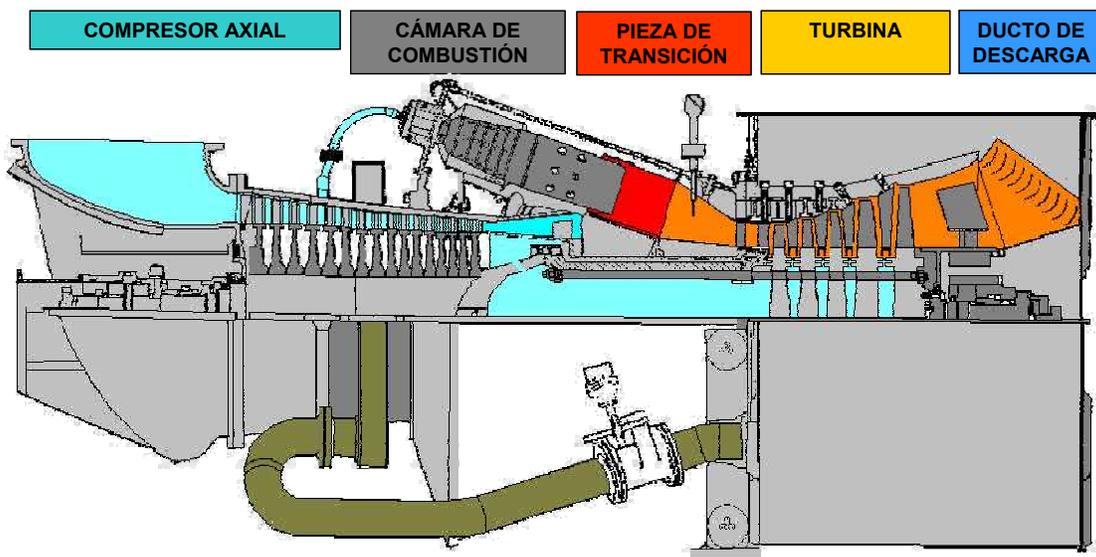


Figura 2: Esquema de la turbina de estudio [27]

Las turbinas de ciclo simple operan mediante el ciclo de Brayton en donde la combustión y el escape ocurren a presión constante, en la figura 3 se describe el proceso. En la fase 1 se

toma aire del ambiente, este se comprime hasta la fase 2 según una adiabática. Luego el aire comprimido se introduce a la cámara de combustión en donde se quema con una cantidad de combustible, al producirse la combustión se realiza la evolución 2-3, que es isobárica, ya que en la cámara de combustión entra tanto fluido como el que sale y la presión no varía significativamente. La temperatura T_3 es una temperatura crítica, pues corresponde a la mayor temperatura en el ciclo por lo tanto los componentes sometidos a T_3 serán los mas afectados. Por último se produce la expansión de los gases hasta la presión ambiente, esta expansión la debemos dividir en dos fases: En la primera fase de 3 a 3' el trabajo de expansión sirve para accionar el compresor. En la segunda fase de 3' a 4 el trabajo de expansión se convierte en trabajo mecánico, el cual sirve para impulsar un motor o una turbina a gas. Finalmente los gases de combustión evacuan a la atmósfera en 4. ^[4]

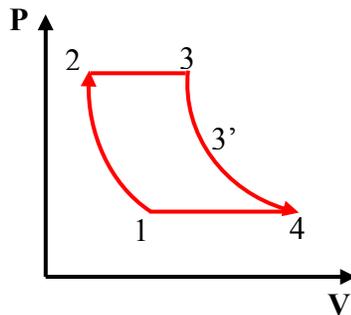


Figura 3: Ciclo Brayton: ciclo de trabajo de las turbinas a gas

III.1.3 Condiciones de operación de una turbina a gas

Las condiciones de presión y temperatura en una turbina de gas varían dependiendo de la sección. En el compresor, la presión aumenta a medida que los radios de compresión son menores y las temperaturas de trabajo son ligeramente mayores de 200°C , razón por la cual las piezas que integran al compresor son llamados componentes fríos. Las temperaturas de operación más altas se encuentran en el combustor. Cuando el aire entra en la cámara de combustión, es quemado con el combustible produciendo gases a temperaturas mayores de 1200°C . Las turbinas de gas emplean gas natural o líquidos como querosén o gasoil, los cuales son aplicados de manera nebulizada. Los productos de combustión son enfriados entre 1000°C y 900°C antes de entrar a la sección de la turbina. Por último al inicio de la sección de la turbina en la primera etapa se trabaja bajo la combinación más severa de presión y temperatura, la cual disminuye a medida que el número de etapas recorridas

aumenta. En la tabla 1 se muestran los mecanismos de falla a las cuales se encuentran expuestos los componentes de una turbina a gas, las propiedades requeridas para cada sección y los materiales utilizados para su fabricación.^[2]

Tabla 1: Materiales utilizados para componentes de turbinas a gas

Componente	Mecanismo de falla	Propiedades requeridas	Materiales empleados
Compresor	Fatiga de alto y bajo ciclaje, oxidación Impacto por objetos externos	Resistencia a la fatiga Resistencia al impacto	Aceros al Cr y Mo Aceros inoxidable
Cámara de combustión	Corrosión a altas temperaturas Termofluencia Fatiga térmica	Resistencia a la corrosión Resistencia a la fatiga térmica y a la termofluencia	Superalaciones Base Cobalto
Álabes fijos (Estatores)	Termofluencia Impacto por objetos externos Fatiga de alto y bajo ciclaje	Resistencia a la fatiga Ductilidad y Conductividad Resistencia a la termofluencia	Superalaciones Base Cobalto Superalaciones Base Níquel
Álabes Móviles (Rotores)	Corrosión Oxidación Termofluencia Fatiga de alto y bajo ciclaje Impacto por objetos externos	Resistencia a la fatiga, ductilidad moderada. Resistencia a la termofluencia, a la tracción y a la corrosión.	Superalaciones Base Níquel Revestimientos resistentes a la fatiga
Discos	Fatiga de bajo ciclaje. Termofluencia	Resistencia a la fatiga Estabilidad a 670° C	Aleaciones de acero Superalaciones Base Fe-Ni

Una vez conocido el funcionamiento de una turbina a gas y las diversas condiciones de esfuerzo y temperatura a la que se exponen sus diferentes secciones, se puede decir que el mecanismo de degradación predominante y modo de falla de los componentes de la sección caliente es la termofluencia.

III.2 Termofluencia

La termofluencia o “*creep*” se define como un proceso de deformación lenta y progresiva que ocurre en los materiales sometidos a esfuerzos inferiores al límite de fluencia y temperaturas elevadas. La definición de temperaturas elevadas es relativa para diferentes materiales y se define como toda temperatura por encima de 1/3 de la temperatura de fusión del material.^[5]

La termofluencia en materiales policristalinos ocurre por una serie de mecanismos microestructurales que son activados térmicamente por acción de las elevadas temperaturas de exposición.^[6]

III.2.1 Mecanismos de Termofluencia

Existe un número de procesos que producen deformación, los cuales solo pueden ocurrir a temperaturas elevadas en los materiales. A condiciones de esfuerzo y temperatura importantes, el deslizamiento térmicamente activado, el trepado de dislocaciones, el deslizamiento de límite de grano y la transferencia de masa por difusión son los mecanismos principales que contribuyen a la termofluencia. La contribución de cada proceso dependerá de las condiciones de esfuerzo y temperatura, y solo uno será el mecanismo controlante. Hay otros factores que influyen en el proceso de termofluencia como: el proceso de fundición, tratamiento térmico, composición, microestructura, tamaño de grano y atmósfera de servicio.^[5]

Deslizamiento térmicamente activado de dislocaciones

A temperaturas relativamente bajas ($0,3T_f$), las velocidades de difusión son pequeñas y la activación térmica directa de las dislocaciones tiene lugar para la mayor parte de la deformación por termofluencia. Este proceso se ve impedido por las impurezas y partículas de anclaje, las cuales detienen el movimiento de las dislocaciones.^[5]

Deslizamiento del límite de grano

Contribuye a la deformación por termofluencia en un policristal, pero por si mismo no produce deformación, debido a que los límites de grano no se extienden sobre un plano simple a través de una muestra, el deslizamiento de los bordes de grano está limitado por la incompatibilidad de movimiento en las esquinas e irregularidades de los bordes. El deslizamiento subsecuente puede ocurrir sólo si la compatibilidad es mantenida por la deformación que ocurre en el interior de los granos; la deformación puede ser causada bien sea por movimiento de dislocaciones o por difusión. [5]

Ascenso o trepado de dislocaciones

A las temperaturas de importancia en las aplicaciones de ingeniería, el mecanismo predominante de termofluencia es el ascenso o trepado de dislocaciones. Las dislocaciones tienen la habilidad de moverse por ascenso o trepado cuando los átomos añaden un grado adicional de libertad para su movimiento, es decir, una dislocación que esté anclada por un obstáculo en su plano de deslizamiento, puede trepar a un nuevo plano de deslizamiento el cual no esté interceptado por el obstáculo; esto libera a la dislocación produciendo deslizamiento adicional lo cual a su vez genera más deformación. El trepado o ascenso, también permite a las dislocaciones de signo contrario moverse sobre planos no intersectantes de deslizamiento para juntarse y aniquilarse mutuamente, reduciéndose la densidad de dislocaciones y disminuyendo el número de obstáculos para el movimiento de las mismas. De tal manera que la deformación se efectúa primordialmente por el deslizamiento, pero el factor que controla la cantidad de deslizamiento es el ascenso de las dislocaciones sobre los obstáculos, como se muestra en la figura 4. [5]

El proceso de ascenso o trepado de dislocaciones puede ocurrir por difusión de volumen, donde las vacancias difunden hacia y desde la dislocación a través de la celda o por difusión de “centro”, donde los átomos simplemente difunden a lo largo de la dislocación. En una dislocación simple la difusión de “centro o núcleo” causa que diferentes partes de la dislocación asciendan en direcciones opuestas permitiendo la liberación de la dislocación de un obstáculo discreto como por ejemplo, una partícula. [5]

Transferencia de masa por difusión

A temperaturas muy elevadas ($0,7T_f$) y bajos esfuerzos, el movimiento de dislocaciones es lento, la velocidad de difusión puede hacerse lo suficientemente elevada para que el transporte de masa directo por difusión se convierta en el mecanismo controlante. En este mecanismo, la difusión de átomos de las zonas de los granos cargadas a compresión a las zonas cargadas a tensión, causan que los granos y el sólido completo se alarguen en la dirección del esfuerzo de tensión. ^[5]

La difusión también puede activar el movimiento directo de los átomos en el volumen del material, tanto en el centro del grano (Mecanismo de Nabarro-Herring) como a través de los límites de grano (Mecanismo de Coble). ^[11]

El proceso de difusión está relacionado con la aparición de defectos internos o cavidades en los bordes de grano. La “cavitación” puede aparecer desde la etapa de estado estacionario hasta la etapa terminal o terciaria cuando se transforma en fisuras y grietas y luego se produce la falla por termofluencia. ^[11]

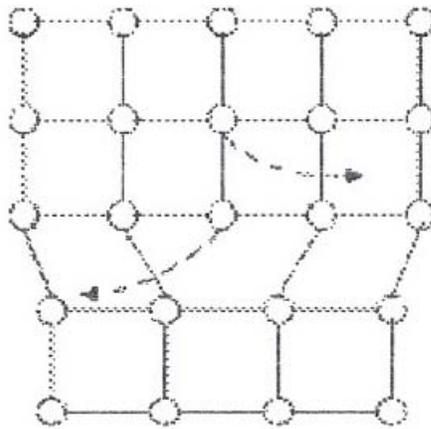


Figura 4: Movimiento de las dislocaciones en el material ^[6]

Cavitación

Las cavidades o huecos usualmente comienzan en los límites de grano donde la termofluencia ha producido concentración de deformaciones. En la figura 5 se muestran algunos de los mecanismos propuestos para la formación de cavidades en la etapa terciaria del proceso de termofluencia: ^[5]

- a.- Nucleación y crecimiento de grietas en cuña en los puntos triples de grano, causado por deslizamiento de los límites adyacentes
- b.- Nucleación de cavidades por deslizamiento a través de límites de grano deslizantes.
- c.- Nucleación y crecimiento de cavidades por simple cizallamiento a lo largo de un salto en un límite de grano, producido por el deslizamiento.

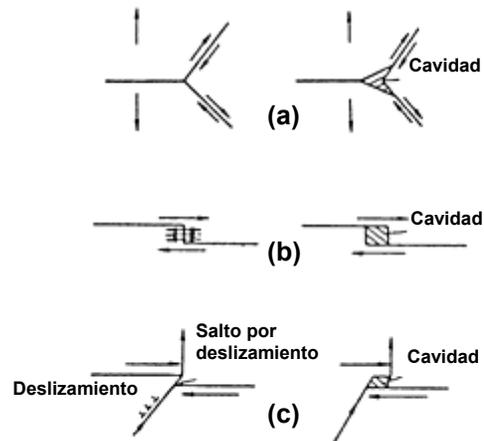


Figura 5: Mecanismo de formación de cavidades por el movimiento de los límites de grano [5]

En la última etapa del proceso los defectos crecen y forman grietas que se unen o coalescen hasta formar la fractura final, como se muestra en la figura 6. [11]

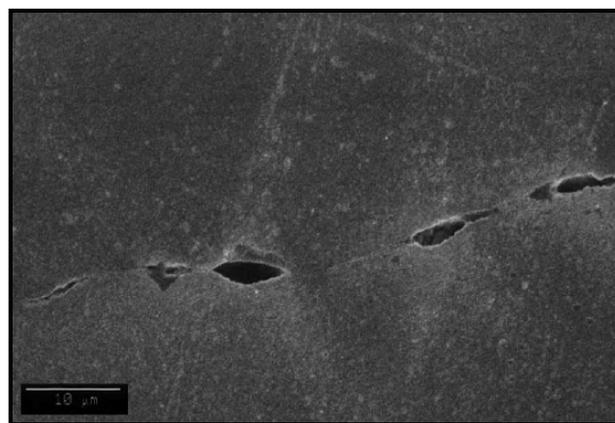


Figura 6: Huecos o cavidades a lo largo del límite de grano [7]

De acuerdo a las teorías de Raj y Ashby las cavitaciones se pueden formar a partir de partículas de precipitados en conjunto con el mecanismo del movimiento de los límites de

grano en regiones de altos esfuerzos como se muestra en la figura 7.a. o de una concentración de vacancias en regiones de altos esfuerzos como se muestra en la figura 7.b.^[7]

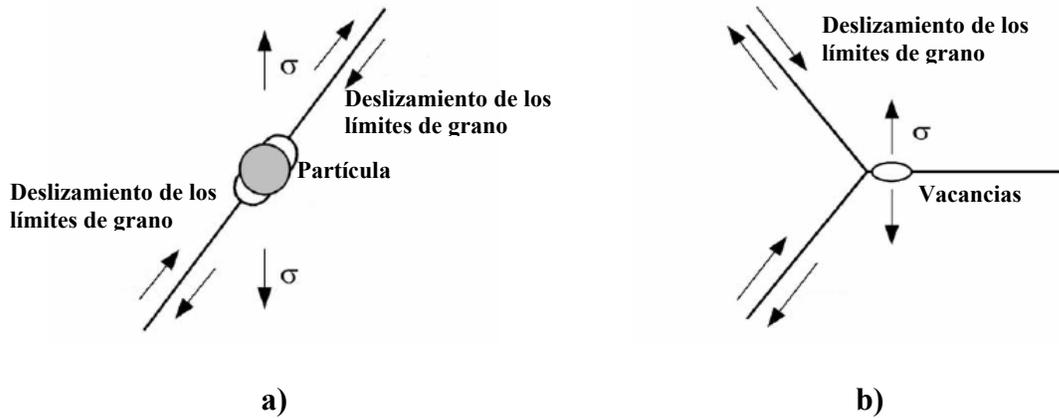


Figura 7: Formación de cavitaciones a) Formación de cavitación a partir de una partícula. b) Formación de la cavitación a partir de condensación de vacancias.^[7]

III.2.2 La curva de termofluencia

Para estimar el comportamiento del material a condiciones propicias para la degradación por termofluencia se efectúan ensayos de laboratorio, donde se aplica al material una fuerza de tensión uniaxial a temperatura y carga constante, durante el cual se mide la deformación en función del tiempo.^[15]

A partir de los ensayos de termofluencia se obtienen las curvas que describen el proceso. La forma de las curvas de termofluencia es mostrada en la figura 8. La curva OC describe todas las etapas del proceso a través del cual la deformación varía en función del tiempo, la pendiente de esta curva ($\Delta\%def/\Delta t$) representa la variación de la velocidad de termofluencia “ $\dot{\epsilon}$ ” y corresponde con la curva OA. Después de una deformación instantánea del material, la velocidad de fluencia disminuye con el tiempo (etapa primaria) hasta alcanzar un estado estacionario en que dicha velocidad apenas varíe en el transcurso del tiempo (etapa secundaria), finalmente la velocidad aumenta rápidamente hasta producirse la fractura (etapa terciaria).^[8]

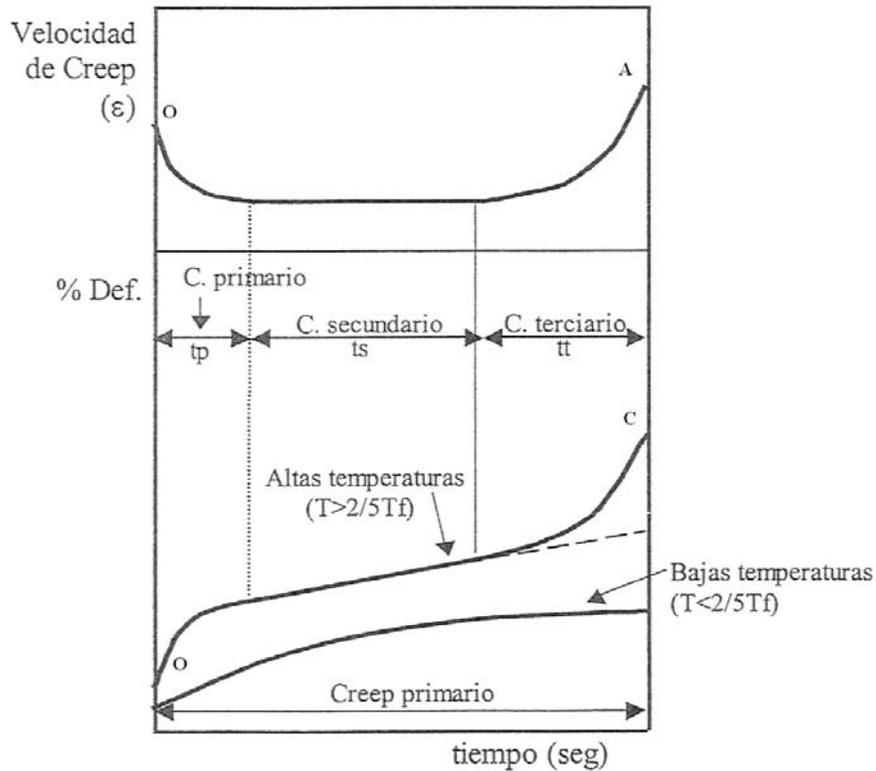


Figura 8: Curva típica de Termofluencia^[10]

La etapa secundaria de la gráfica experimental de termofluencia puede modelarse empíricamente utilizando la ecuación de Bayley.Norton la cual muestra una relación tipo Arrhenius con la temperatura (ecuación 1).

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp (-Q/RT) \quad (1)$$

Donde:

$\dot{\epsilon}$ = velocidad mínima de termofluencia.

A, n = constantes del material

Q = energía de activación

R = constante universal de los gases

T = temperatura de exposición

La ecuación (1) muestra que la temperatura principalmente y el esfuerzo en segundo lugar tienen un efecto importante en la degradación o disminución de la vida útil por efectos de la termofluencia, porque guardan una relación exponencial y potencial respectivamente con la velocidad de deformación por termofluencia. ^[11]

III.2.3 Etapas de la termofluencia

Etapa primaria

Se caracteriza por presentar una gran deformación inicial ya que el deslizamiento y multiplicación de dislocaciones ocurre rápidamente. A medida que el arreglo de las dislocaciones cambia con el incremento de la deformación por termofluencia, se agotan los sitios favorables para su movimiento y se forma una distribución ordenada de dislocaciones, la cual disminuye rápidamente la cantidad de dislocaciones móviles y produce el decrecimiento de la velocidad de termofluencia. La cantidad de deformación inicial del material depende del número de dislocaciones inicialmente presente, esta región depende de la historia del material. Si el material ha sido ligeramente trabajado antes del ensayo, habrá mayor cantidad de dislocaciones presentes y el comportamiento en la etapa primaria será diferente. ^[12,13]

Etapa secundaria

La pendiente se estabiliza lo que indica que la velocidad de deformación se estabiliza y se hace constante, como resultado de un balance entre el proceso de endurecimiento (inmovilización y creación de estructuras intersectadas por dislocaciones) y el proceso de ablandamiento generado por la recuperación térmica. ^[12,13]

Etapa terciaria

Se caracteriza por un aumento violento de la velocidad de deformación hasta llegar a la fractura. En esta etapa se inicia la formación del encuellamiento, esto causa el incremento del esfuerzo lo cual acelera la deformación. Con el tiempo el material presentará una fractura dúctil alrededor de los defectos del sólido (huecos o cavidades en los límites de grano a nivel microestructural). Estos defectos pueden ser precipitados a altas temperaturas o estar en los límites de grano a bajas temperaturas. ^[12,13]

El efecto del incremento de la temperatura y de la carga aplicada se puede observar en la figura 9. La cual indica que a mayor esfuerzo y temperatura la fractura se llevara a cabo en menor tiempo y la pendiente de la segunda etapa de la curva se incrementa, lo que representa una mayor velocidad de deformación. [14]

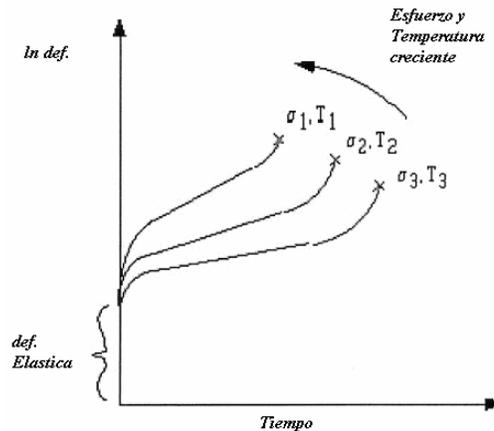


Figura 9: Efecto de la temperatura y esfuerzo en la deformación

$$(\sigma_1, T_1 > \sigma_2, T_2 > \sigma_3, T_3) [14]$$

III.2.4 Ensayo de termofluencia

Cuando se efectúa el ensayo de termofluencia es usualmente necesario variar o disminuir la carga durante la prueba para poder compensar la reducción en el área transversal de la probeta según se deforma esta última, y mantener así un esfuerzo constante sobre el material. La mayoría de los ensayos de termofluencia no se hacen a un esfuerzo constante, si no bajo una carga constante o fija. Los ensayos por medio de carga constante son aceptables para los propósitos de ingeniería por dos razones: primero la mayoría de los datos de ingeniería implican velocidades de termofluencia muy lentas, por lo que durante el periodo de un ensayo solamente ocurre una reducción nominal en la sección transversal de la probeta y el esfuerzo es casi constante durante el periodo de ensayo; segundo un ensayo a carga constante esta de acuerdo con la práctica usual de ingeniería de graficar los datos de ensayo a la tracción de corta duración utilizando un esfuerzo igual a la carga instantánea dividido por el área transversal original de la probeta. [8]

Para estudiar o cuantificar el proceso de termofluencia se utilizan distintos tipos de ensayos de termofluencia, los más usados son:^[10]

Ensayos termofluencia a la rotura: a través del uso de un extensómetro, se mide la deformación en función del tiempo desde que la carga es aplicada hasta la fractura de la probeta. Se puede medir también el tiempo total y la duración de cada etapa del proceso de termofluencia.

Ensayos de termofluencia: se utiliza solo para la medición de la deformación en función del tiempo sin llegar a la fractura (utilizando extensómetros), se puede determinar la velocidad de termofluencia de las etapas que incluya la duración del ensayo (generalmente la etapa primaria y secundaria).

Ensayos de Rotura: son ensayos que culminan con la fractura de la probeta y se usan solo para obtener el valor de tiempo de rotura o duración de la prueba. Este tipo de pruebas no se hace con el uso de extensómetros, ya que no se mide las variación de la deformación que ocurre en la probeta, tan solo define el esfuerzo admisible a una temperatura dada para que el material ensayado fracture en un tiempo determinado.

Para ensayos de termofluencia que tienen aproximadamente la misma duración, la forma de las curvas será diferente dependiendo de la temperatura del ensayo respecto a la temperatura de fusión. En la figura 10 se observa que a $T > 0,5T_f$ las etapas predominantes son la secundaria y terciaria, mientras que para $T < 0,5T_f$ predomina la etapa primaria. Este comportamiento puede ser atribuido a los diferentes esfuerzos que se necesitan para producir la falla al mismo tiempo a diferentes temperaturas. A $T > 0,5T_f$ se obtienen tiempos de rotura realistas a esfuerzos inferiores al esfuerzo de fluencia del material mientras que a $T < 0,5T_f$ se necesitan esfuerzos cercanos al límite de fluencia del material para lograr el mismo tiempo de falla. Para la mayoría de los materiales la etapa primaria tiende a incrementarse cuando aumenta el esfuerzo, lo cual ocasiona que esta etapa predomine a bajas temperaturas.^[9]

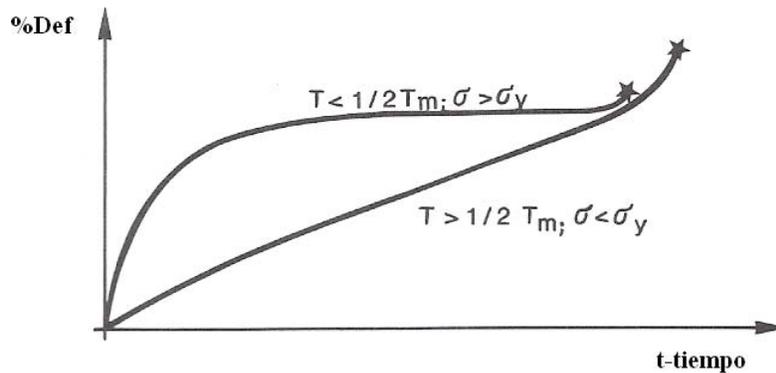


Figura 10: Curvas de termofluencia con diferentes etapas controlantes^[9]

III.3 Métodos analíticos para la estimación de vida remanente por termofluencia

Para la estimación de vida remanente de un componente que se encuentra o ha estado en servicio, cuyo mecanismo principal de degradación es la termofluencia, se tendrían que realizar una serie de ensayos sumamente largos, los cuales no son factibles para estudiar un componente en funcionamiento que se va degradando cada vez mas con el tiempo en servicio. Debido a estas limitaciones, una serie de aproximaciones empíricas se han planteado para extrapolar la data obtenida a partir de ensayos de corto término (menor a 10.000 horas) y para predecir la vida remanente de los componentes en servicio.^[13]

III.3.1 Parámetro Larson-Miller

Es una relación tiempo-temperatura que plantea un único valor del parámetro “P” para cada combinación de material y esfuerzo, siendo “P” dependiente del tiempo y la temperatura según la ecuación (2).^[17]

$$P = (T) * (C + \text{Log } t_R) \quad (2)$$

Donde:

P = parámetro de Larson Miller

T = temperatura (°F)

t_R = tiempo de rotura en horas (hr.)

C = constante del material (usualmente un valor entre 10 y 40)

A través de este parámetro, se puede calcular o predecir de forma confiable el tiempo de rotura de un componente a distintas condiciones de esfuerzo y temperaturas, siempre que no ocurran variaciones microestructurales en la aleación durante la exposición a elevadas temperaturas. [18]

Cada material genera un curva que relaciona el parámetro de Larson-Miller con el esfuerzo aplicado. En la figura 11 se muestra el gráfico correspondiente a la aleación INCONEL 738 (usando $C=20$). La región definida por las líneas representa el promedio y el límite inferior de la banda de dispersión para las propiedades de rotura de la aleación. Una vez conocido el esfuerzo aplicado, mediante esta gráfica se calcula el parámetro “P” y con la ecuación a temperatura conocida se determina el tiempo de rotura. [16]

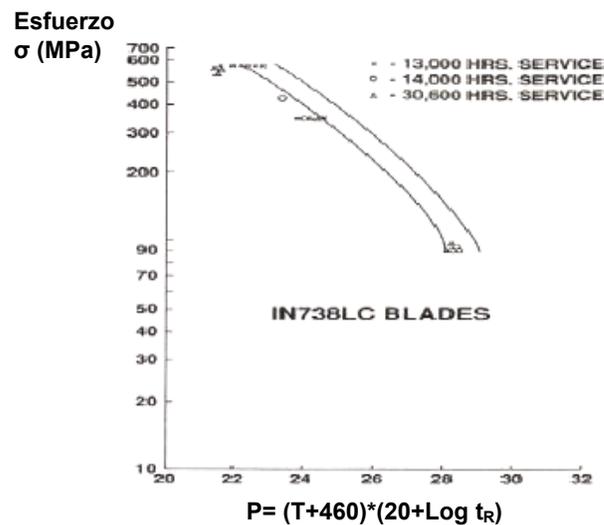


Figura 11: Representación grafica del parámetro de Larson-Miller (P) en función del logaritmo del esfuerzo aplicado .[16]

Para el cálculo de la constante C se grafica el $\log(t_r)$ en función de $1/T$ bajo un esfuerzo (σ) dado mediante la ecuación (3). [10]

$$\text{Log } t_R = P(1/T) - C \quad (3)$$

Donde “P” es función del esfuerzo aplicado y C representa la intersección con el eje de las ordenadas, como se muestra en la figura 12.

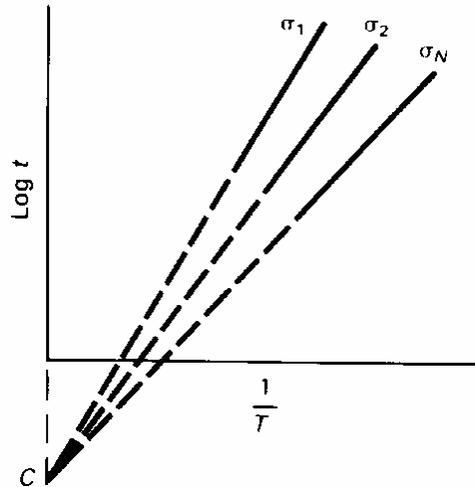


Figura 12: Representación esquemática de la constante “C” del parámetro de Larson-Miller^[10]

Las relaciones entre el tiempo de rotura (t_R) y la velocidad mínima de Creep ($\dot{\epsilon}$), permiten predecir tiempos de rotura prolongados a partir de pruebas de laboratorio relativamente cortas, ya que el tiempo necesario para el cálculo de la $\dot{\epsilon}$ representa solo una pequeña fracción del t_R .^[8]

III.3.2 Ecuación de Monkman-Grant

En la figura 13 se muestra la dependencia del tiempo de rotura con la velocidad mínima de termofluencia para los ensayos realizados por Monkman, estos al ser graficados en escala logarítmica guardan una relación lineal, mediante la cual se definen los valores de m (pendiente de la recta) y $C1$ (corte con el eje y) considerados constantes para un mismo material. De esta manera Monkman y Grant plantearon la ecuación (4).

$$t_R \dot{\epsilon}^m = C1 \quad (4)$$

Donde $C1$ y m son constantes del material, y el tiempo de rotura puede ser determinado una vez conocida la velocidad mínima de termofluencia en la segunda etapa de los ensayos de termofluencia de corta duración.

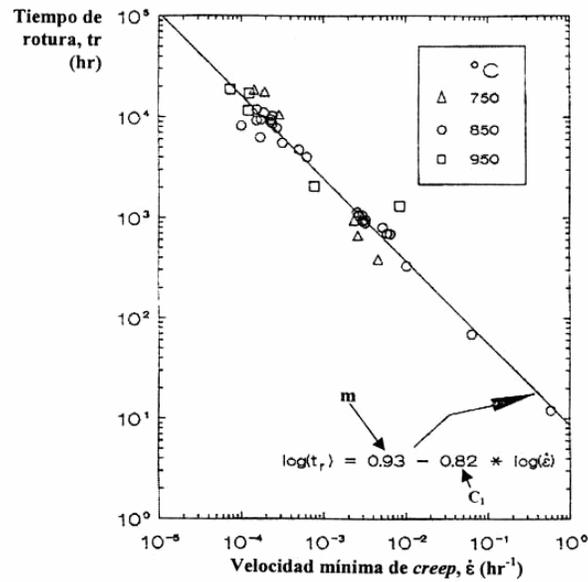


Figura 13: Dependencia del tiempo de rotura con la velocidad mínima de termofluencia para ensayos realizados a tres temperaturas diferentes (Inconel 738) [6]

III.3.3 Relación de Koul-Castillo Toscano

Koul, Toscano y Castillo presentan una relación que surge de una modificación de la ecuación de Monkman-Grant, donde se considera el producto de la velocidad mínima de termofluencia y de la suma de los tiempos de vida de la etapa primaria y secundaria (t_p+t_s), como una medición aproximada de la deformación que ocurre hasta la segunda etapa, mientras que el componente terciario representa un régimen de deformación por acumulación y por lo tanto, no puede ser directamente relacionado a la velocidad mínima de termofluencia. Por consiguiente, el componente terciario de la vida a termofluencia fue aislado de la vida total de rotura por esfuerzo. La modificación queda reflejada en la ecuación (5).^[17]

$$t_R \dot{\epsilon}^m = C \rightarrow t_R = t_p + t_s + t_T \rightarrow t_p + t_s = K \dot{\epsilon}^{m1} \rightarrow t_R = b t_R^{n1}$$

$(- b t_R^{n1} + t_R) \dot{\epsilon}^{m1} = K$

(5)

Las constantes K y m1 son representadas en la figura 14 como el punto de corte con el eje de las ordenadas y el valor absoluto de la pendiente de la recta, respectivamente.

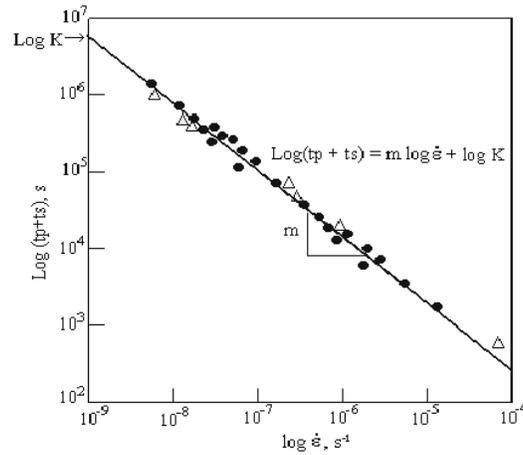


Figura 14: Dependencia de la suma del tiempo de vida en la etapa primaria y secundaria con la velocidad mínima de termofluencia. ^[17]

Las constantes b y n1 son representadas en la figura 15 como el punto de corte con el eje de las ordenadas y el valor absoluto de la pendiente de la recta, respectivamente.

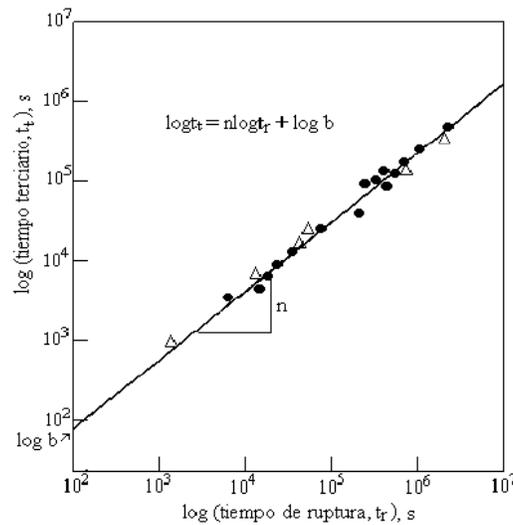


Figura 15: Dependencia del tiempo de vida de la etapa terciaria con el tiempo de rotura. ^[17]

III.4 Aleaciones resistentes a la termofluencia

Los metales comerciales para aplicaciones a temperaturas elevadas son aleaciones complejas de varios elementos constituyentes denominadas superaleaciones, estas tienen mejores propiedades para aplicaciones a altas temperaturas que los metales puros. El problema de desarrollar aleaciones resistentes a la termofluencia es básicamente doble: debe incrementarse la resistencia al flujo tanto de los granos como de los límites de grano, mientras que deben reducirse los efectos de recuperación y ablandamiento. Los métodos de endurecimiento aplicados a las aleaciones resistentes a la termofluencia incluyen el endurecimiento por solución sólida, endurecimiento por precipitación y el endurecimiento por trabajo en frío.^[8]

Las superaleaciones comerciales resistentes al calor se basan en una matriz de solución sólida, esta es normalmente más resistente que un metal puro debido a que los elementos en solución sólida hacen más difícil el movimiento de las dislocaciones a través de la red cristalina. En la mayoría de los casos los granos de la matriz son fortalecidos además por endurecimiento por precipitación, ya que el precipitado es más efectivo en la interferencia al movimiento de las dislocaciones cuando el tamaño de partícula es muy pequeño y estas se encuentran ampliamente distribuidas en gran número a través de la red. Los precipitados son frecuentemente carburos, nitruros, óxidos o compuestos intermetálicos.^[8]

III.4.1 Superaleaciones

Las superaleaciones son materiales cuya composición puede tener hasta quince elementos en solución, se basan en metales de transición específicamente hierro y cobalto, también destaca el cromo, el cual es agregado con la finalidad de aumentar la resistencia a la corrosión.^[18]

Las superaleaciones son aleaciones resistentes al calor, presentan una combinación de resistencia mecánica y resistencia a la degradación superficial. La resistencia mecánica de las superaleaciones proviene de procesos de endurecimiento por solución sólida, por precipitación de fases secundarias y por la dispersión de óxidos. Algunas propiedades dependen de variables microestructurales como el tamaño de grano y la distribución de carburos. En tal sentido un tamaño de grano fino mejora las propiedades de resistencia mecánica y resistencia a la fatiga, debido a que el mecanismo de propagación de grietas en

estos procesos es transgranular y los límites de grano proporcionan resistencia a la propagación de las mismas. Sin embargo en el mecanismo de termofluencia, donde las grietas se propagan intergranularmente, la presencia de los límites de grano facilita el avance de las mismas. Por otra parte, en lo que a distribución de carburos se refiere, una red continua de los mismos sobre los límites de grano, al igual que morfologías tipo agujetas, fragilizan el material considerablemente. ^[18]

Existen tres grupos de superaleaciones de acuerdo al elemento que forme la base o matriz.

- Superaleaciones base Níquel
- Superaleaciones base Cobalto
- Superaleaciones base Hierro o base Hierro-Níquel.

III.4.2 Superaleaciones Base Níquel

El níquel y las aleaciones a base de níquel son de vital importancia en la industria moderna, pues estas ofrecen una combinación óptima de resistencia mecánica en caliente y resistencia a la corrosión en condiciones ambientales severas, en los cuales operan los componentes de turbinas a gas. ^[19]

El níquel es dúctil, debido a que éste posee una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc). Presenta buena resistencia a la corrosión en atmósfera normal, en agua dulce natural y en una solución desaireada de ácidos no oxidantes. Es una base excelente para elaborar aleaciones específicas, pueden formarse fases intermetálicas únicas entre el níquel y alguno de sus elementos aleantes, lo que favorece la formación de aleaciones de alta resistencia para altas y bajas temperaturas de servicio. ^[19]

Uno de los ambientes más agresivos son los que existen en las secciones calientes de las turbinas a gas. La elevada velocidad de flujo de gas caliente producido por la compresión y combustión, degrada la superficie de los componentes por oxidación y corrosión en caliente, por lo tanto, la estabilidad superficial de las superaleaciones está limitada por las condiciones de servicio. La mayoría de las superaleaciones a base de níquel son de composición muy compleja, debido a la gran cantidad de elementos aleantes. Ellas contienen un mínimo de doce a trece constituyentes elementales que son cuidadosamente controlados, para generar las mejores propiedades de resistencia a la corrosión en caliente y

a la termofluencia.^[20] En la tabla 2 se señala el efecto de los aleantes en las superaleaciones base níquel

Tabla 2: Efecto de los elementos aleantes en las superaleaciones base níquel^[21]

Elementos	Efecto Producido
Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re	Endurecedores de la solución sólida
W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf	Forman compuestos tipo MC
Cr	Forman compuestos tipo M_7C_3
Cr, Mo, W	Forman compuestos tipo $M_{23}C_6$
Mo, W, Nb	Forman compuestos tipo M_6C
C, N	Formadores de carbonitruros
Al, Ti	Forman precipitados de γ' $Ni_3(Al,Ti)$
Co	Aumenta la temperatura “solvus” de la γ'
Al, Cr, Y, La, Ce	Proporcionan resistencia a la oxidación
La, Th	Incrementan la resistencia a la corrosión
Cr, Co, Si	Proporcionan resistencia a la sulfidación
B, Ta	Proporcionan resistencia a la termofluencia
B	Incrementa la resistencia a la rotura
B, C, Zr, Hf	Son refinadores de grano

III.4.3 Microestructura de las superaleaciones a base de níquel

La microestructura de las superaleaciones base níquel está constituida por:

1. La matriz gamma de solución sólida (γ)
2. El precipitado intermetálico gamma prima (γ')
3. Carburos
4. Boruros
5. Fases secundarias de empaquetamiento compacto.

Matriz Gamma (γ)

Es una fase continua austenítica no magnética a base de níquel, de estructura cúbica centrada en las caras (fcc), la cual contiene un alto porcentaje de elementos en solución sólida tales como hierro, cobalto, cromo, molibdeno y tungsteno.^[21]

La matriz austenítica es favorable para la mayoría de los diseños que se encuentran expuestos a las más severas condiciones de temperatura y tiempo de exposición en atmósferas de gases. Algunas aleaciones pueden ser utilizadas a $0,85T_f$ y a tiempos superiores a las 100.000 horas.^[21]

Gamma Prima (γ')

Es un compuesto intermetálico de estructura fcc de composición nominal $Ni_3(Al, Ti)$ coherente con la matriz γ . La morfología de este precipitado puede ser esférica, cúbica o alargada, como se muestra en la figura 16. El tamaño varía con el tiempo y la temperatura. En las superaleaciones base hierro-níquel es esferoidal, en las superaleaciones base níquel es generalmente cúbica, estudios han demostrado que la morfología de la γ' puede cambiar con el contenido de molibdeno y las relaciones aluminio/titanio.^[21]

La coherencia de γ' fcc con γ , permite la nucleación homogénea de un precipitado con baja energía superficial y gran estabilidad. Esta coherencia entre γ' y γ , es mantenida por una distorsión tetragonal. La interacción de dislocaciones con γ' , contribuye al endurecimiento de los bordes de la antifase $\gamma-\gamma'$, además, la ductilidad relativa de γ' ayuda a prevenir el comienzo de fracturas. Cuando la coherencia es muy baja, por encima de los $700^\circ C$ durante largos periodos de exposición, se pueden formar compuestos indeseables como $\eta(Ni_3Ti)$ o $\delta(Ni_3Nb)$.^[21] En las superaleaciones fundidas la antifase $\gamma-\gamma'$ esta distribuida en los límites interdendríticos, ya que ésta se forma durante las últimas etapas de la solidificación.^[22]

La fracción volumétrica de γ' influye directamente en la resistencia de la superaleación, aquellas que contienen alrededor del 45% Vol. de γ' son resistentes a la deformación por trabajo en frío y en caliente. Las superaleaciones de base níquel fundidas contienen aproximadamente un 60% Vol., lo cual se manifiesta en una alta resistencia a la termofluencia.^[23]

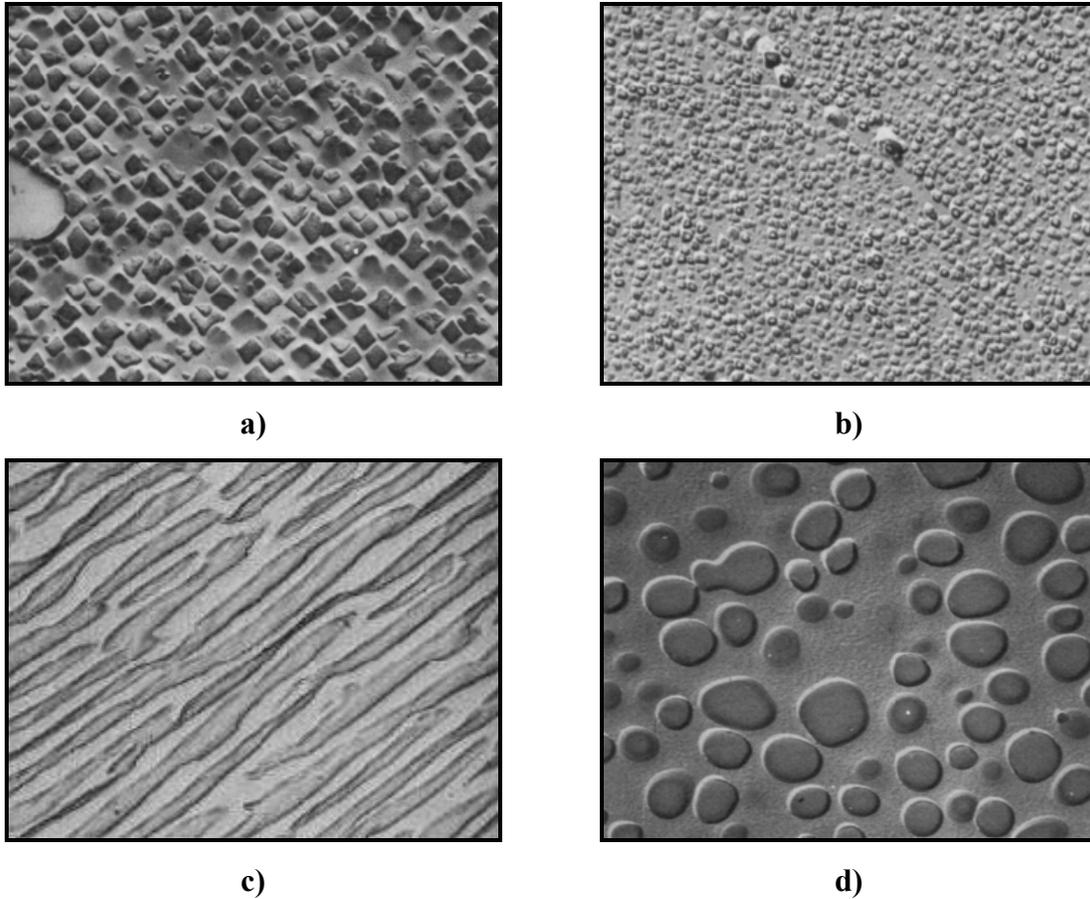


Figura 16: Diferentes morfologías de γ' a) γ' en forma cúbica. 5000X. b) γ' en forma esférica 10000X. c) γ' en forma alargada. 5000X. d) γ' esférica después de 1000 horas a 850° C. 20000X^[21]

Carburos

En las superaleaciones se añade entre 0,02 y 0,2% de carbono, este reacciona con elementos reactivos y refractarios en solución sólida como titanio, tantalio, hafnio y niobio para formar carburos primarios (MC). Durante tratamientos térmicos y el servicio el MC tiende a descomponerse y generar otros carburos como $M_{23}C_6$ y M_6C . En la figura 17 se muestran las morfologías de los diferentes tipos de carburos.^[21]

Clases de carburos y morfologías

El carburo MC es el más estable en las superaleaciones, tiene una estructura cúbica y forma una interfase incoherente con la matriz γ . M representa al Ti, el cual dependiendo de la composición de la aleación puede ser sustituido por Nb, W, Ta, Mo y Cr. En aleaciones

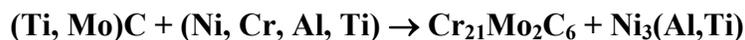
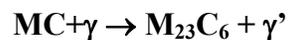
fundidas estos carburos adoptan una morfología dendrítica, en aleaciones forjadas aparecen como partículas grandes redondeadas y uniformemente distribuidas en la microestructura, tanto en la matriz como en los límites de grano. Son estructuras compuestas, muy resistentes y son considerados muy estables.^[21]

Los carburos $M_{23}C_6$ son comunes en aleaciones con moderado a alto contenido de cromo, se forman durante tratamientos térmicos o en servicio, a temperaturas entre 760 y 980° C. M representa al cromo, pero en aleaciones de composición compleja y dependiendo del tratamiento térmico, parte del cromo puede ser sustituido por Mo, Ni, Co, Ti, W, etc. Generalmente se encuentra como partículas discretas en los límites de grano, ocasionalmente se encuentran a lo largo de maclas y fallas de apilamiento. Su localización en los bordes de grano promueve un efecto significativo en la resistencia a la ruptura, aparentemente inhibe el deslizamiento de los bordes de grano. Sin embargo, eventualmente la falla por ruptura se inicia por fractura de bordes de partículas de $M_{23}C_6$ o por decohesión de la interfase $M_{23}C_6-\gamma$.^[21]

El carburo M_6C se forma a altas temperaturas entre 815 y 980° C. Puede precipitar en forma de bloques en bordes de granos y muy raras veces aparece con morfología de estructura Widmanstätten. El M_6C es más beneficioso como un precipitado de borde de grano para controlar el tamaño del grano en las aleaciones forjadas.^[21]

Reacciones de carburos

La principal fuente de carbono en las superaleaciones a base de níquel por debajo de 980° C es MC. Sin embargo, durante tratamientos térmicos y exposiciones a servicio, el MC puede descomponerse lentamente, cediendo carbono, que se disuelve en la matriz γ y provoca un número de importantes reacciones; estas continúan con frecuencia a lo largo de la vida de la aleación. La reacción dominante de en muchas aleaciones es la formación de $M_{23}C_6$.



Los bloques de carburos y la γ' generada, son muy importantes. Los carburos inhiben el deslizamiento del borde de grano y la γ' engloba los carburos y los bordes de granos en una capa dúctil resistente a la fractura intergranular por termofluencia.

Boruros

Las superaleaciones generalmente contienen entre 50 y 500 ppm de boro. Este migra hacia los bordes de grano, reduciendo el comienzo del agrietamiento por termofluencia. Los boruros son partículas refractarias duras que se observan con forma de bloques y con apariencia de media luna. Ellos actúan como suministro de boro para bordes de grano. ^[21]

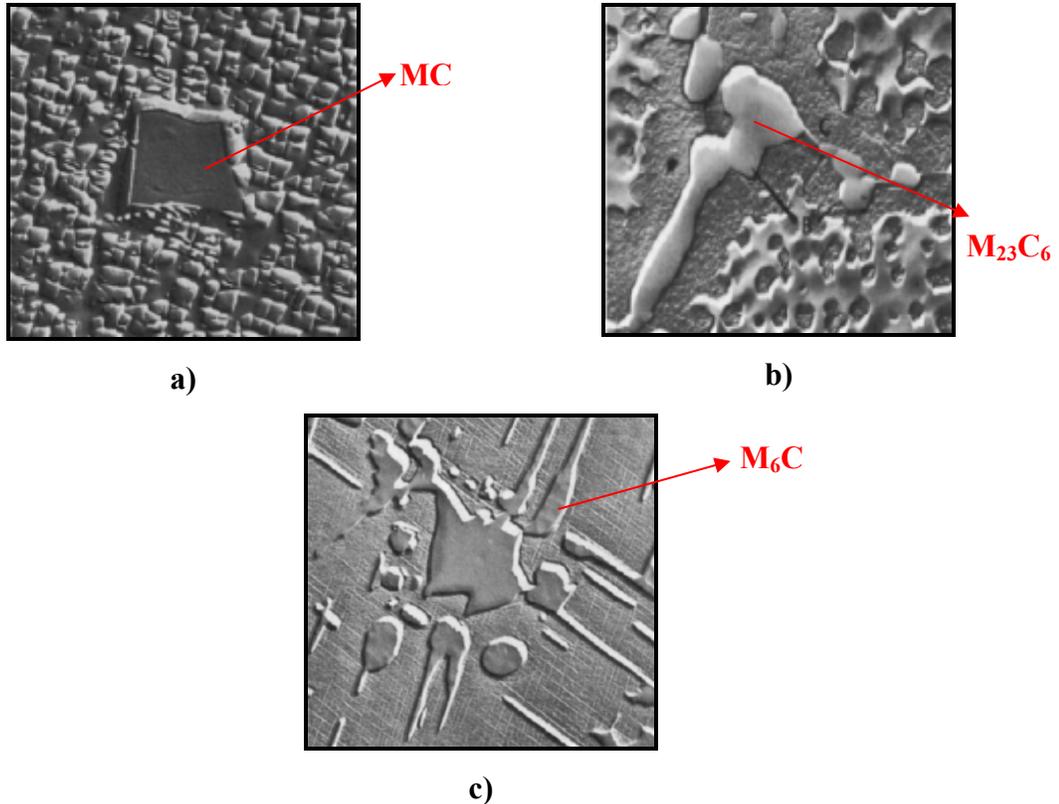


Figura 17: Diferentes morfologías de carburos. a) Carburo tipo MC. 7500X. b) Carburos del tipo M₂₃C₆. 5000X. c) Carburos del tipo M₆C. 4500X^[21]

Fases de empaquetamiento compacto (TCP)

Son fases secundarias encontradas en pequeñas proporciones. Se presentan comúnmente en aleaciones de níquel como fases σ , η , μ y Laves. Generalmente estas fases aparecen como láminas delgadas, que nuclean con frecuencia en bordes de granos de carburos a temperaturas entre 816 y 927° C, pueden formarse durante tratamientos térmicos o durante

el servicio. Las fases TCP son caracterizadas como compuestos de redes compactas cerradas de átomos, alineadas con los planos octaédricos de la matriz γ fcc.^[21]

La fase sigma (σ) y otras fases similares (μ y Laves) tienen específico y perjudicial efecto en las propiedades de las aleaciones. Su morfología en forma de láminas, es una fuente para el inicio y propagación de grietas, promoviendo la fractura frágil a bajas temperaturas. Sin embargo lo más perjudicial, es su efecto en la resistencia a la ruptura a altas temperaturas; poseen un alto contenido de metal refractario, que agota a la matriz γ de la superaleación, causando su debilitamiento.

Fase (η): de estructura hexagonal compacta, se forma después de largos periodos de exposición, puede estar presente intergranularmente en forma celular o transgranularmente en forma de láminas aciculares en un patrón Widmanstätten.

Fase (μ): de estructura romboédrica, se forma a temperaturas elevadas en aleaciones con alto contenido de molibdeno o tungsteno, su morfología es de láminas gruesas en un patrón Widmanstätten.

Fase (σ): de estructura tetragonal, se forma después de largos periodos de exposición a temperaturas entre 540 y 980° C, aparece en forma de glóbulos irregulares o generalmente alargados.

III.4.4 Propiedades y microestructura de las superaleaciones

Las principales variables microestructurales en las superaleaciones, son las siguientes:

1. El tamaño y forma de los granos.
2. La cantidad de precipitados y su morfología.
3. La distribución de los carburos.

Las superaleaciones fundidas, generalmente tienen un tamaño de grano basto, mayor cantidad de segregaciones y características mejoradas de resistencia a la termofluencia y a la ruptura que las superaleaciones forjadas, que generalmente tienen granos más uniformes y mejores propiedades de resistencia a la tracción y a la fatiga.^[21]

El principal endurecedor en las aleaciones a base de níquel es el precipitado γ' . La termofluencia y la deformación plástica toman lugar por el movimiento de las dislocaciones y las partículas del precipitado γ' actúan para obstruir el movimiento, en consecuencia

aumentan la resistencia a la deformación. En la figura 18, se muestra como las dislocaciones atraviesan las partículas o forman bucles alrededor de ellas. La resistencia al movimiento de las dislocaciones de atravesar las partículas se incrementa al disminuir el tamaño de las partículas de γ' , mientras que la resistencia a la formación de bucles decrece en presencia de partículas muy finas de γ' , en una fracción de volumen constante. En ambos mecanismos, la resistencia a la deformación se incrementa con el incremento del contenido de gamma prima y por consiguiente, aleaciones con alto contenido de gamma prima exhiben una alta resistencia a la termofluencia. El tamaño óptimo de las partículas de γ' es de aproximadamente $0,7 \mu\text{m}$, para lograr una buena resistencia al movimiento de las dislocaciones. [21]

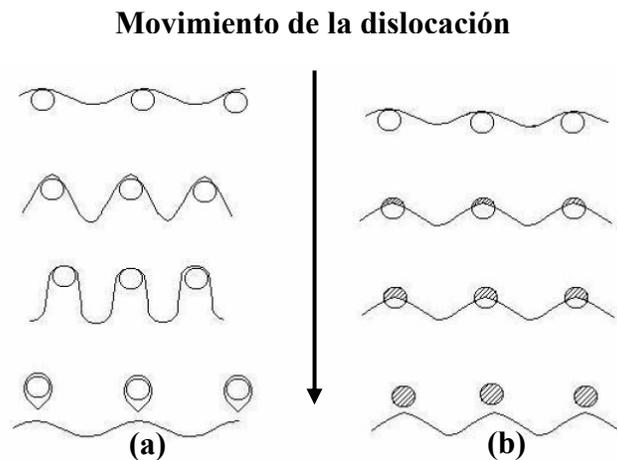


Figura 18: Movimiento de dislocaciones. a) Formación de bucles de dislocaciones. b) Movimiento a través de las partículas de γ' [6]

En materiales policristalinos, la termofluencia puede ocurrir por el deslizamiento de los límites de grano, los carburos cuando se encuentran presentes como pequeñas partículas obstaculizan el movimiento de dichos límites. Sin embargo los carburos son frágiles y a un determinado nivel de degradación actúan como sitios de nucleación de cavidades, que pueden ser el punto de inicio de una fisura y seguidamente de una grieta. [6]

III.4.5 Efectos de la exposición al servicio en la microestructura de las superaleaciones base níquel

Durante el servicio la exposición a altas temperaturas y esfuerzos, influyen en la microestructura y la composición de la superficie de la aleación, afectando la vida útil de los componentes en servicio. Los efectos en la microestructura son: coalescencia del precipitado gamma prima (γ'), envejecimiento de carburos y la formación de fases de empaquetamiento compacto. [6]

Coalescencia de γ'

El tamaño y la morfología de las partículas de γ' en las superaleaciones a base de níquel no se mantienen estables por largos periodos de tiempo en equipos que operan a altas temperaturas. Luego del tratamiento térmico de envejecimiento la fase γ' se encuentra muy cerca del equilibrio con la matriz, sin embargo, durante el servicio a altas temperaturas, hay una sobresaturación de γ' en la matriz, que origina la formación pequeños precipitados adicionales y crecimiento de partículas de γ' ya formadas. Estas partículas van creciendo por mecanismos de maduración de “*Ostwald*”, donde partículas grandes crecen a expensas de partículas pequeñas. Este mecanismo es resultado de la difusión de elementos de partícula a partícula, de un lado a otro de la matriz, donde la cinética es controlada por la difusión y por consiguiente de la temperatura. [6]

La naturaleza de los cambios microestructurales que toman lugar durante la exposición al servicio, depende de la microestructura original. Cuando la γ' se presenta como finas partículas de tamaños uniformes, la degradación se aprecia como un incremento en el tamaño promedio de las partículas. En aleaciones de doble tamaño de gamma prima, el crecimiento de las partículas mas grandes ocurre a expensa de partículas secundarias de γ' , originando un cambio en la fracción de volumen de partículas gruesas y finas. Por consiguiente la resistencia a la termofluencia es función de la fracción volumétrica y el diámetro de la partícula de γ' . [6]

Envejecimiento de carburos:

Durante el servicio se forma una capa continua de carburos a lo largo de los bordes de grano, estos carburos pueden formarse a partir del carbono remanente en solución después

del tratamiento térmico inicial o desde los carburos tipo MC que son inestables a las temperaturas de operación. El efecto del envejecimiento de los carburos se refleja en la disminución a la resistencia a la termofluencia y la pérdida de ductilidad de la aleación.

Fases de empaquetamiento compacto:

Se forman a partir de elementos como cromo, molibdeno y tungsteno, al disminuir la cantidad de estos elementos en la matriz, disminuye la resistencia de la solución sólida. Su formación depende de la composición química de la aleación y varía con la temperatura. Se encuentran presentes en forma de láminas o escritura china, son fases intermetálicas frágiles, reducen la ductilidad del material, la resistencia al impacto y produce un decrecimiento del esfuerzo a la ruptura. [6]

III.4.6 Superaleación Udimet 500

Es una aleación fundida a base de níquel, endurecida por precipitación a través de un tratamiento térmico de tres etapas. Este tipo de tratamiento genera un doble tamaño de γ' , una γ' cúbica gruesa y una γ' esférica fina en la matriz, cuyo contenido es menor al 30% vol. [6]

En la tabla 3 se muestra la composición nominal de la aleación en porcentaje en peso y en las tablas 4, 5 y 6 se muestran las propiedades físicas, mecánicas y de termofluencia de la aleación respectivamente.

Tabla 3: Composición nominal de la aleación Udimet 500 [19]

C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	B	Ni
0,08	18,5	16,5	3,5	3,0	3,0	0.006	55,4

Tabla 4: Propiedades físicas de la aleación Udimet 500 [19]

Densidad (g/cm³)	Temperatura de Fusión		Coef. Expansión Térmica
	°C	°F	A 93° C (200° F)
8,02	1300-1395	2375-2540	13,3 x 10 ⁻⁶ /K

Tabla 5: Propiedades mecánicas de la aleación Udimet 500^[19]

Esfuerzo a la Rotura (σ_{uts})			
21°C – 70° F		538° C – 1000° F	
MPa	ksi	MPa	ksi
930	135	895	130
Esfuerzo de Fluencia (σ_y)			
21°C – 70° F		538° C – 1000° F	
MPa	ksi	MPa	ksi
815	118	725	105
% Elongación			
21°C – 70° F		538° C – 1000° F	
13		13	

Tabla 6: Propiedades de Termofluencia de la aleación Udimet 500^[19]

Esfuerzo a la rotura por Termofluencia											
815° C (1500° F)				870° C (1600° F)				980° C (1800° F)			
100 horas		1000 horas		100 horas		1000 horas		100 horas		1000 horas	
MPa	Ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi	MPa	ksi
330	48	240	35	230	33	165	24	90	13	-	-

III.5 Vida remanente de componentes en servicio

Los componentes de turbinas al operar a elevadas temperaturas sufren una degradación microestructural en donde las propiedades mecánicas y metalúrgicas que controlan la integridad de los componentes se deterioran con el tiempo de servicio. Las consideraciones durante el diseño de partes, están dadas para determinados ambientes y ciclos de operación, sin tomar en cuenta las variables operacionales que pueden ocurrir a lo largo de su funcionamiento, además las propiedades del material usadas en los cálculos de diseño se basan en el material original. A pesar de los factores de seguridad utilizados en el diseño, pueden ocurrir fallas prematuras de componentes en funcionamiento.^[6]

Por lo antes descrito, es imperativo evaluar periódicamente las condiciones de los componentes y su vida remanente, de esta manera se puede determinar que tipo de medidas deben ser tomadas para asegurar el continuo y confiable funcionamiento de las diferentes partes de las turbinas. La evaluación de la vida remanente permite establecer los parámetros de intervalos de inspección, reemplazo o reacondicionamiento de partes cuando sea necesario. La evaluación puede ser realizada mediante técnicas de ensayos no destructivos (END) como, inspección visual, líquidos penetrantes, corrientes de Eddy o ultrasonido. Sin embargo este tipo de técnicas no detectan los defectos microestructurales de la aleación, por lo tanto se propone la elaboración de replicas o la medición de durezas “in situ” para establecer el estado de la aleación del componente durante el servicio. [6]

III.5.1 Relación de la dureza con los cambios microestructurales durante el servicio

Las aleaciones para altas temperaturas son diseñadas para inhibir el trepado de dislocaciones a través de obstáculos muy finos (partículas) y estabilizadores de estas partículas. [24]

Los carburos secundarios son los principales contribuyentes a la resistencia a la termofluencia. Cada pequeña partícula actúa como una barrera u obstáculo para impedir la deformación plástica, mientras más fina es la dispersión, mayor es la resistencia a la termofluencia. A medida que el tiempo de servicio y/o la temperatura se incrementan, los carburos difunden y se hacen más gruesos, los sobrecalentamientos pueden degradarlos muy rápidamente reduciéndose la resistencia, esto va acompañado de la disminución de la dureza y pérdida de la ductilidad. [24]

La dureza puede utilizarse como un indicador del estado de la aleación en su ciclo de vida en termofluencia o “*creep*”. Los cambios de dureza ocurren debido a la recuperación y engrosamiento de partículas de carburo y al aumento del tamaño de la γ' , que tienen lugar en forma progresiva por efecto del tiempo y temperatura de exposición. [24]

La figura 19 muestra la representación gráfica de la disminución monotónica de la dureza que acompaña el consumo de la vida útil de una aleación en servicio a temperaturas elevadas, a consecuencia de las degradaciones microestructurales. [24]

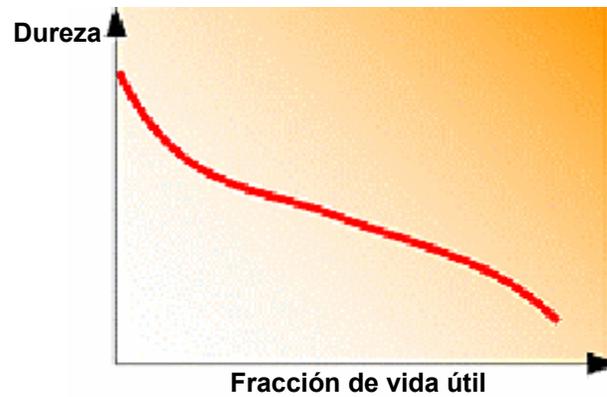


Figura 19: Representación gráfica de la disminución de la dureza en función del consumo de la vida útil de una aleación en servicio a temperaturas elevadas. ^[24]

III.5.2 Estimaciones microestructurales y su relación con la vida remanente

El replicado metalográfico superficial puede dar una indicación de la historia térmica del material a partir de la evolución de los carburos, precipitación de componentes intermetálicos y la presencia de los “microhuecos” o “cavidades” que típicamente se producen a temperaturas elevadas entre las etapas secundaria y terciaria de termofluencia.

Estas técnicas son capaces de suministrar un aviso temprano del daño por termofluencia. Se consideran más útiles como herramienta de prevención que como herramienta para estimar la vida remanente ya que muchas veces la posibilidad de inspeccionar solo la superficie y un número escaso de réplicas superficiales limitan los alcances del método, los datos obtenidos son más útiles cuando se obtienen de ensayos destructivos. ^[11]

IV. DESARROLLO EXPERIMENTAL

IV.1 Componente de estudio

El componente de estudio está constituido por 18 álabes estatores de aleación Udimet 500, pertenecientes a la tobera de primera etapa de una turbina a gas. Los álabes fueron retirados del servicio, debido a una falla ocurrida en la tobera de segunda etapa de la turbina a las 9.979 horas, estos provenían de un rejuvenecimiento por tratamiento térmico que garantizaba una vida útil de 40.000 horas.

Los álabes destinados para el estudio fueron extraídos de las venas de sujeción del anillo semicircular de la tobera que se muestra en la figura 20, mediante el corte por disco abrasivo de carburo de silicio.

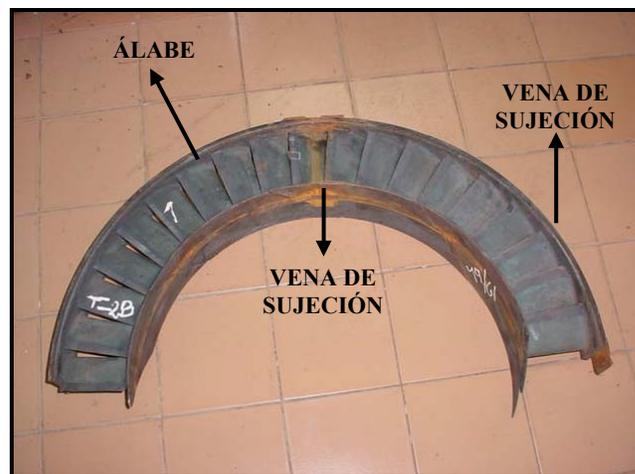


Figura 20: Anillo semicircular de la tobera de 1era etapa de la turbina a gas en estudio

En la figura 21.b se muestra un esquema de la geometría de los álabes a estudiar. Se observa que el espesor varía de acuerdo a la zona del álabe y como característica particular presenta una sección hueca, que corresponde al orificio de enfriamiento cuya finalidad es disminuir la temperatura del componente en operación. La zona externa de la sección hueca, es denominada borde de entrada ya que es la primera en entrar en contacto con el flujo de gases calientes. La zona central de cada álabe, por presentar mayor espesor, fue separada de las demás secciones para la extracción de probetas destinadas al estudio, cuyas

dimensiones permitieron la fabricación de dos probetas por álabe como se muestra en la figura 21.c. Por último, se encuentra el borde de salida del álabe, que el gas recorre de los antes de pasar a la etapa rotora de la turbina.

Para la evaluación mecánica y microestructural del borde de entrada y el borde de salida, se consideraron tres zonas en el álabe iniciando desde el nivel superior hasta el inferior, como se muestra en la figura 21.b.

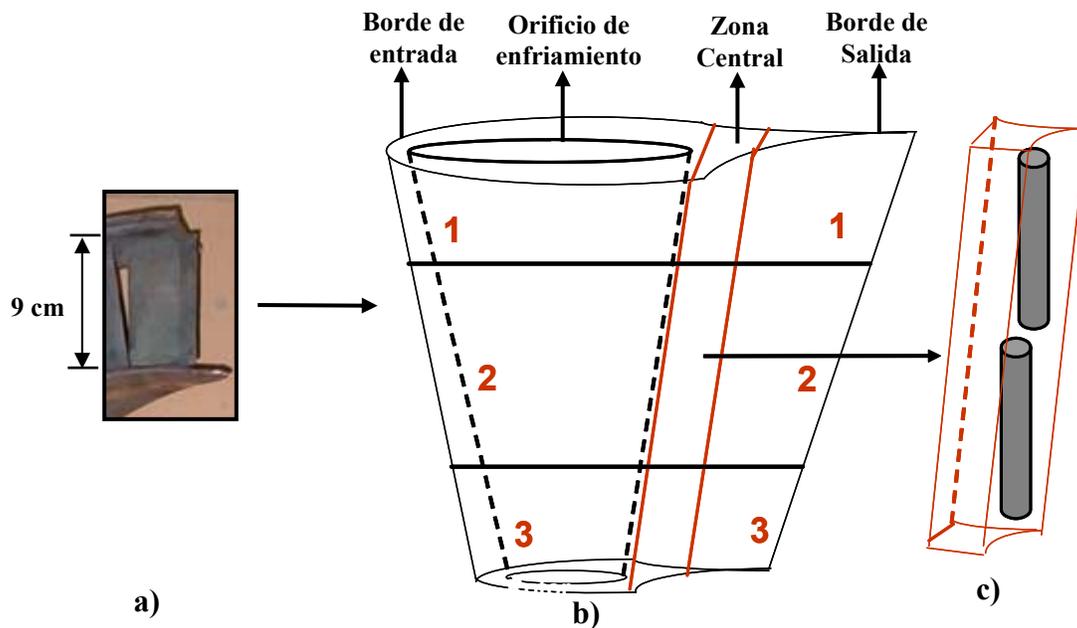


Figura 21: a) *Álabe a estudiar.* b) *Representación esquemática de la geometría del álabe y las diferentes zonas consideradas.* c) *Zona de extracción de probetas para ensayos.*

En la figura 22 se muestra un diagrama de flujo con la metodología experimental desarrollada en este estudio para determinar la relación entre degradación microestructural y la vida remanente por termofluencia de alabes de turbina de aleación udimet 500.

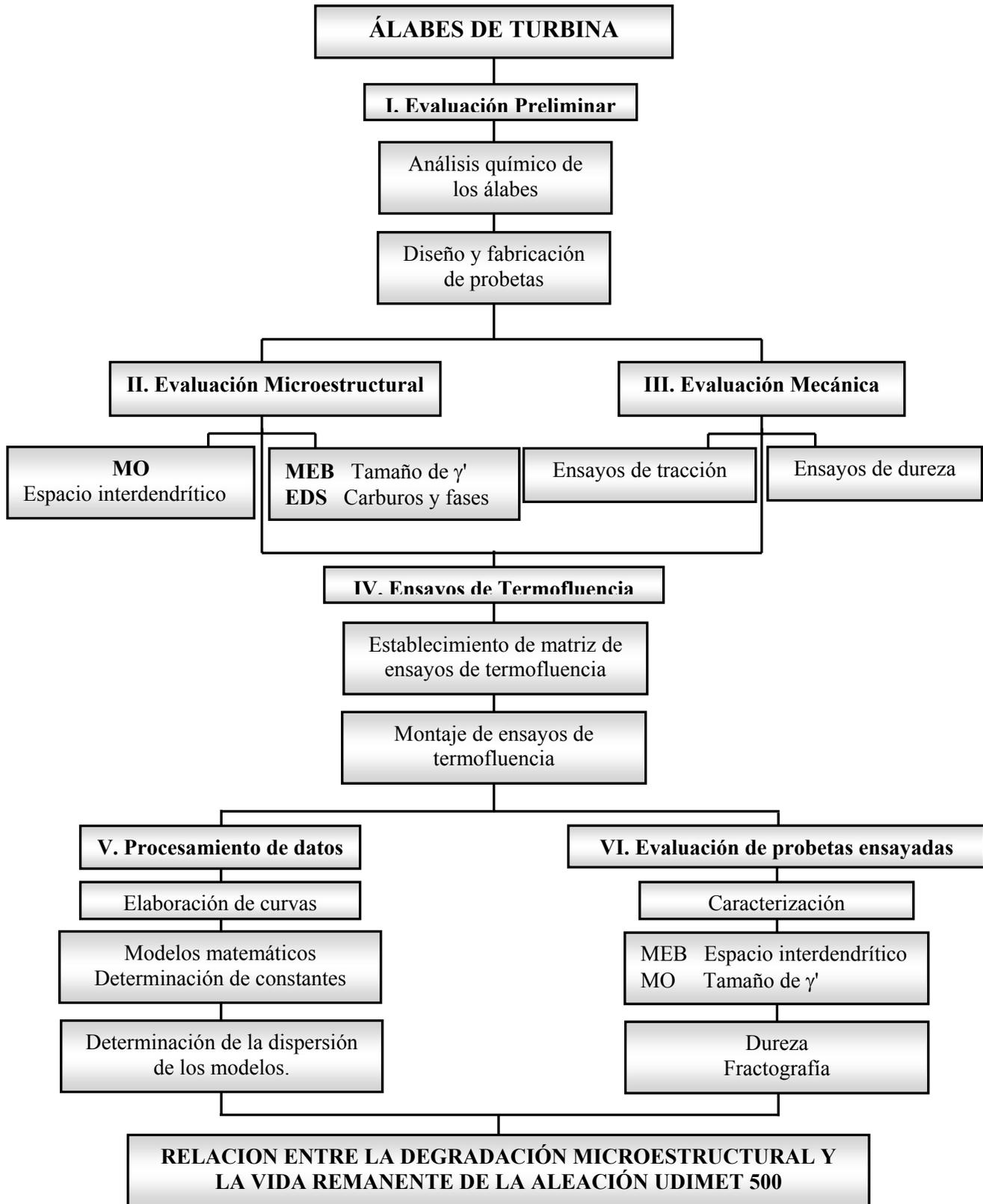


Figura 22: Diagrama de flujo del procedimiento experimental seguido en el estudio.

IV.2 Evaluación preliminar

IV.1.1 Análisis químico

Con la finalidad de verificar la composición química de la aleación Udimet 500, se realizó el análisis químico cuantitativo de la aleación, mediante la técnica de Espectroscopia de Absorción Atómica. Para el análisis se utilizaron 12 gramos de viruta metálica extraída de uno de los alabes en estudio.

IV.1.2 Diseño y fabricación de probetas

En este estudio se utilizaron probetas para ensayos de termofluencia y ensayos de tracción, diseñadas de acuerdo a las especificaciones de la norma ASTM E 8 en la sección de probetas cilíndricas, espécimen de diámetro nominal de 0,160 pulg. El diseño de las probetas de termofluencia fue modificado de acuerdo de la norma ASTM E 139, la cual incluye el área de los hombros en la rosca de ambos lados y la disminución del radio de curvatura para suavizar la línea del cambio de sección.

IV.1.3 Evaluación microestructural

Selección de muestras

Se realizó la caracterización microestructural de las diferentes secciones transversales y longitudinales de uno de los álabes de la población de estudio, con la finalidad de analizar los efectos del servicio en el material y verificar posibles diferencias entre las zonas consideradas. Se efectuaron tres cortes transversales en el borde de entrada y tres cortes longitudinales en el borde de salida del álabe, desde el límite superior hasta el límite inferior, como se muestra en la figura 23.

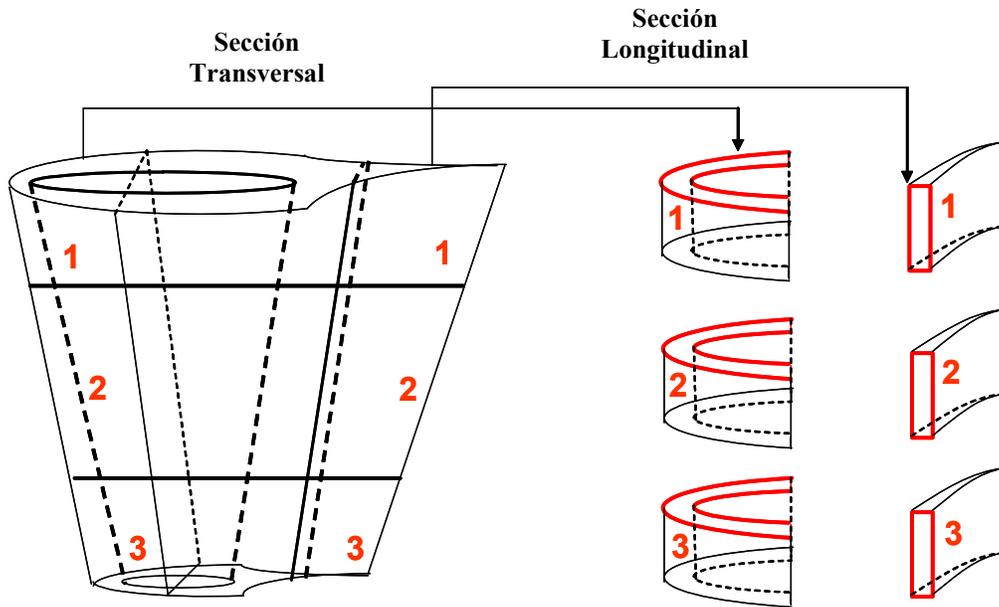


Figura 23: Seccionamiento del álabe para evaluación microestructural y mecánica

El estator de 1era etapa de la turbina se encuentra después de la cámara de combustión, la cual contiene 6 combustores quienes trabajan a diferentes eficiencias. Los gases calientes provenientes de los combustores, viajan por una zona de transición antes de llegar a los álabes estatores, donde la distribución de los gases puede ser no uniforme, produciendo varios niveles de degradación en el estator. Por esta razón, se realizó la caracterización microestructural de la sección de la rosca de cada probeta a ensayar, con el fin de conocer el estado inicial de la microestructura de la muestra y estudiar su variación en función de las condiciones de esfuerzo, temperatura y el tiempo de exposición durante el ensayo. Se efectuó el corte transversal de uno de los extremos de la probeta, como se muestra en la figura 24.

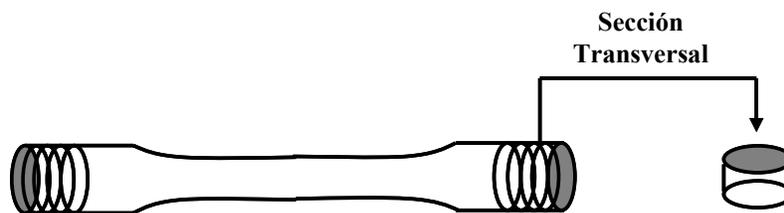


Figura 24: Corte transversal de la zona de la rosca realizado en cada probeta antes de ser ensayada.

La caracterización microestructural se realizó mediante la preparación metalográfica, observación por Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) de las muestras seleccionadas.

Preparación metalográfica

Corte de muestras:

Se efectuó el corte de muestras en un equipo de corte marca Buehler modelo IsoMet 4000 mediante un disco abrasivo de carburo de silicio y sistema refrigerante, a una velocidad de corte de 1000 rpm.

Embutido de muestras:

Las muestras fueron embutidas con resina epóxica termoendurecible marca Buehler en una prensa hidráulica marca Buehler modelo SimpliMet 1000, con una secuencia de calentamiento de 2 minutos y una secuencia de enfriamiento de 3 minutos.

Desbaste y pulido de muestras:

El procedimiento de desbaste de muestras se efectuó en un equipo de desbaste manual marca Buehler modelo Ecomet II, con una secuencia de lijas de carburo de silicio con la siguiente granulometría: 60, 120, 280, 320, 400, 600, 800 y 1200, realizando una limpieza intermedia con metanol. El pulido se realizó con un paño fino utilizando como abrasivo una suspensión de alúmina de 0,03 μm . Por último, para eliminar partículas del pulido, las muestras fueron inmersas en metanol para la limpieza por ultrasonido, en un equipo ultrasónico marca Buehler modelo Ultramet V.

IV.2.1.1 Técnicas de evaluación utilizadas

Observación por Microscopía Óptica (MO)

En la observación por Microscopía Óptica se utilizó como reactivo de ataque la solución *Kalling n° 2* para el revelado de la microestructura. El ataque químico se realizó por frotación durante 10 seg. Se tomaron fotomicrografías a los siguientes aumentos: 100X, 200X, 500X y 1000X. La solución *Kalling n° 2* es utilizada para revelar la microestructura en superaleaciones a base de hierro - níquel, su composición se muestra en la tabla 7.

Tabla 7: Preparación del reactivo de ataque Kalling n° 2

Composición Química	Preparación	Especificaciones
5g de CuCl ₂ 100 ml de HCl 100 ml de Etanol	Se prepara una mezcla homogénea con Etanol y HCl, luego se añade el CuCl ₂ y se agita durante 5 minutos.	Permite revelar límites de grano y los carburos presentes en la microestructura.

Observación por Microscopia Electrónica de Barrido (MEB) y Espectroscopia de Emisión (EDS)

El análisis por mediante MEB se realizó con la finalidad de observar el tamaño y morfología de los precipitados presentes como: carburos primarios, carburos secundarios y el precipitado principal gamma prima (γ'). Se utilizó el reactivo N° 1 de la tabla 8 para el revelado de los precipitados, ya que permitió la mejor definición de las partículas de gamma prima (γ') y fase sigma (σ) en la matriz, los demás reactivos tratados revelaron detalladamente las dendritas y limites de grano, sin embargo generaron la extracción de las partículas de gamma prima (γ') de la matriz. Se realizo el análisis por EDS para determinar la composición química elemental de los carburos de diferente morfología y fases presentes.

IV.2.1.2 Análisis cuantitativo de la microestructura

Procedimiento para la medición del tamaño del espacio interdendrítico

Se realizó la medición del espaciado interdendrítico y el área de las dendritas, a partir de fotomicrografías tomadas mediante MO a un aumento de 100X. Para la medición del espacio interdendrítico se utilizó la técnica estereológica, la cual cuantifica el número de brazos dendríticos interceptados por un eje paralelo al eje principal de la dendrita., se trazaron 5 ejes por fotomicrografía. El tamaño del espaciamiento se determino mediante la ecuación (6) ^[21]. Posteriormente se determinó el valor promedio y su respectiva desviación estándar. El % de área dendrítica se determinó mediante el analizador de imagen Leco IA3001.

$$\lambda = \frac{\text{distancia del eje (mm)}}{\text{N}^\circ \text{ de brazos} - 1} \quad (6)$$

Procedimiento para la medición del tamaño de la gamma prima (γ')

Se realizó la medición de las partículas de precipitados gamma prima (γ') a partir de fotomicrografías tomadas por medio de MEB. Se tomó como referencia la micromarca expresada en micrones correspondiente a cada aumento, se efectuaron 10 mediciones por tamaño de partícula. Posteriormente se determinó el valor promedio y su respectiva desviación estándar.

Tabla 8: Reactivos de ataque empleados en superaleaciones a base de Níquel

Reactivo	Composición Química	Especificaciones
1	2,5ml H ₂ SO ₄ 1,5ml HNO ₃ 46ml HCl	Frotar 10-20seg.
2	2,5g CuCl ₂ 50 ml HCl 50 ml ethanol	Kalling Inmersión o frotamiento por pocos minutos.
3	42ml H ₂ SO ₄ 42ml HNO ₃ 13ml H ₃ PO ₄	Ataque electrolítico: 0,5Voltios, 11-30 seg.
4	10g CuSO ₄ 50ml HCl 50ml agua	Marble Para aleaciones y superaleaciones de Ni, Ni-Cu y Ni-Fe. Frotamiento 5-60seg.

IV.1.4 Evaluación mecánica

La evaluación mecánica de los álabes provenientes del servicio se realizó a través de ensayos de tracción y ensayos de dureza con la finalidad de conocer las propiedades mecánicas actuales del material y determinar la variación de las mismas por efecto del servicio.

IV.1.4.1 Ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron en un equipo de tracción marca Servosis modelo PBI – 20 Serie 405 con una capacidad de 20 toneladas. En la figura 25 se presenta una fotografía del modelo de las probetas utilizadas para los ensayos de tracción. Las dimensiones se muestran en la figura 26.

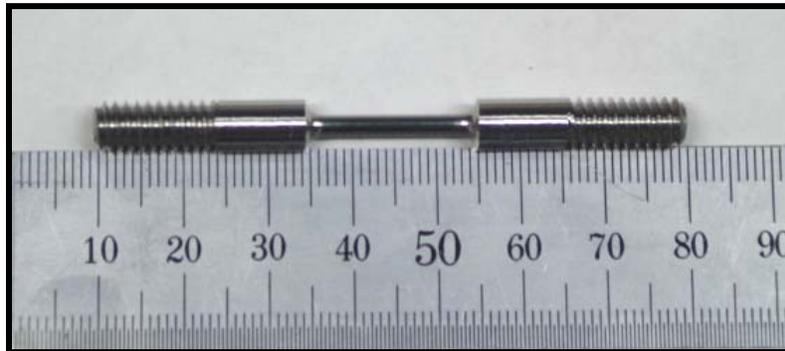


Figura 25: Probeta para ensayo de tracción

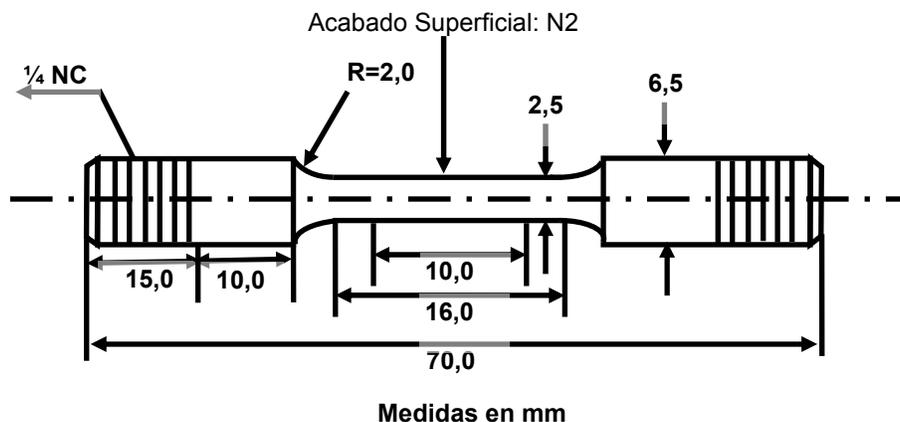


Figura 26: Plano de probeta para ensayo de tracción

IV.1.4.2 Ensayos de dureza

Ensayos de dureza sobre la superficie del álabe

Las medidas de dureza se realizaron en la población de álabes en estudio (18 álabes), con la finalidad de determinar el estado de los mismos, por efecto de las condiciones de exposición de cada uno. Se utilizó un macrodurómetro de banco marca Buehler modelo Macromet 5121.

Se realizó el corte de las superficies frontal y posterior del borde de entrada de los alabes como se muestra en la figura 27. Estas fueron preparadas superficialmente con lija de carburo de silicio 60, para remover el óxido de altas temperaturas y lograr la superficie plana requerida de acuerdo a las especificaciones de la norma ASTM E 18 para ensayos de dureza. Se realizaron seis indentaciones en cada zona considerada.

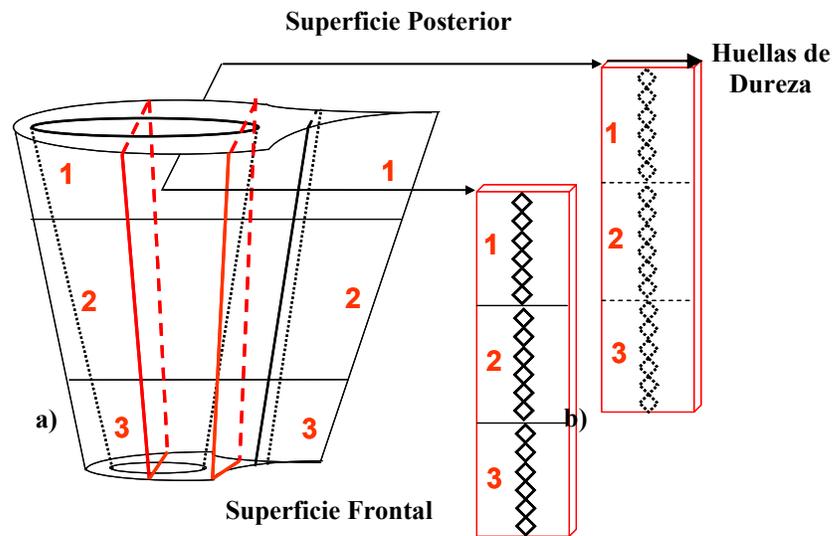


Figura 27: a) *Medición de dureza superficial en las zonas frontal y posterior del borde de entrada del alabe.* b) *Indentaciones por zona.*

IV.1.4.3 Ensayos de microdureza y macrodureza

Se realizó la medición de microdureza en las diferentes zonas del álabe seccionado (figura 23) y en la sección transversal de las probetas antes de ensayar (figura 24) con la finalidad de determinar la resistencia mecánica de las diferentes fases y precipitados presentes en la microestructura de la aleación. La medición se realizó en un microdurómetro marca Buehler modelo Micromet 5104 con un aumento de 200X. Posteriormente, se realizó la medición de la macrodureza. Así se determinó el estado inicial de esta propiedad mecánica en el material antes de ser expuesto a las condiciones de ensayo.

IV.2 Ensayos de termofluencia

Los ensayos de termofluencia se realizaron de acuerdo a las especificaciones de la norma ASTM E 139, con la finalidad de evaluar las propiedades de termofluencia del material y estimar su vida remanente. Estos consisten en someter una probeta a una carga constante y medir la deformación hasta la ruptura en función del tiempo, a una temperatura dada.

Las probetas utilizadas para los ensayos de termofluencia fueron extraídas de la zona central de los alabes como se muestra en la figura 28. La figura 29 presenta una fotografía del modelo de las probetas utilizadas en los ensayos de termofluencia. Las dimensiones se muestran en la figura 30.

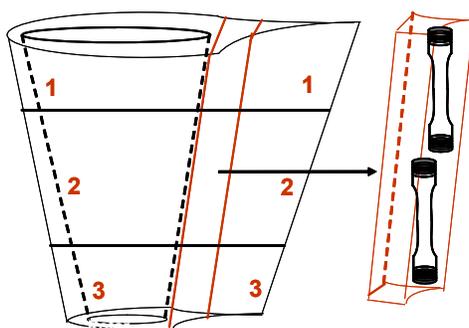


Figura 28: Zona de extracción de probetas para ensayos de termofluencia.

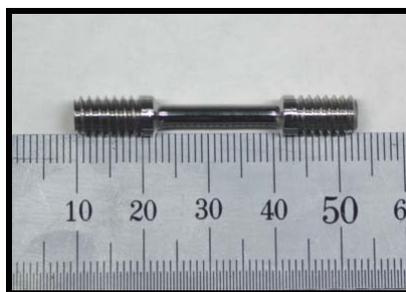


Figura 29: Probeta para ensayos de termofluencia

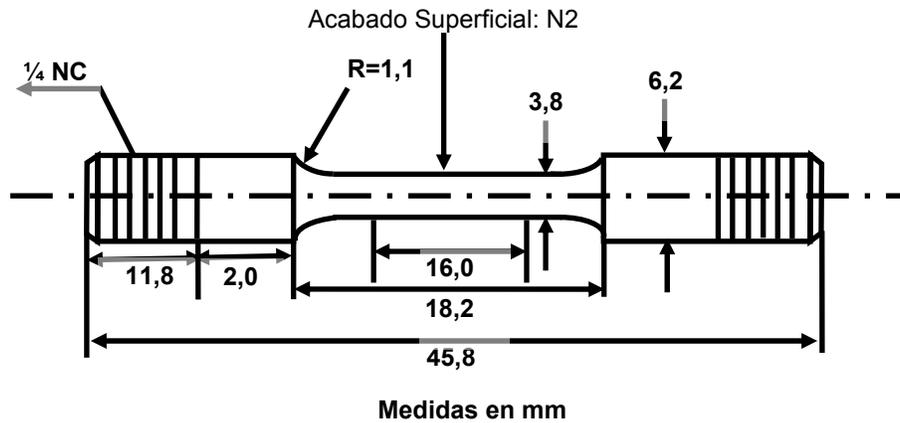


Figura 30: Plano de probeta para ensayo de termofluencia

IV.2.1 Establecimiento de la matriz de ensayo

El planteamiento de la matriz de ensayo, se realizó utilizando como referencia las curvas de esfuerzo a la rotura a elevadas temperaturas de la aleación Udimet 500 que se muestra en la figura 31.

A partir de las curvas reportadas en la bibliografía, se establecieron las condiciones y el tiempo de rotura estimado para cada ensayo. En la tabla 9, se presenta los datos de esfuerzo y temperatura seleccionados en la matriz de ensayo. Estas condiciones fueron planteadas con el fin de obtener tiempos de rotura comprendidos entre 100 y 1.000 horas aproximadamente.

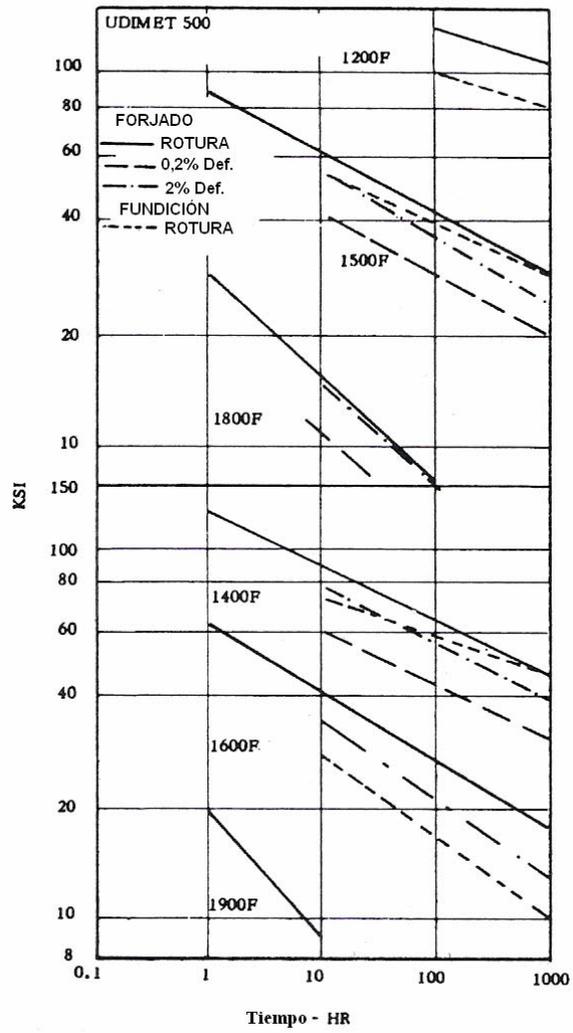


Figura 31: Curvas de esfuerzo a la rotura de la superaleación Udimet 500 [27]

Tabla 9: Matriz de ensayos de termofluencia.

Ensayo	σ (ksi)	T (°C)	t _R estimado (hr)
1*	100	650	1000
2	115	650	500
3	130	650	100
4	55	760	1000
5	65	760	500
6*	70	760	100
7	25	870	1000
8*	35	870	500
9	55	870	100
10	100	650	1000
11	70	760	100
12	35	870	500
13	25	892	100
14	35	892	100
15	25	915	100
16	35	915	100
17	50	755	4000

* Ensayos realizados por duplicado para establecer reproducibilidad en los resultados.

Los ensayos del 1 al 12 se efectuaron a las temperaturas de 650° C, 760° C y 870° C, y se utilizaron para la elaboración de las curvas de los modelos de predicción y determinación de las constantes del material. Los ensayos 13, 14, 15 y 16 se realizaron para la determinación de la constante C del parámetro de Larson Miller y la energía de activación “Q” a los diferentes niveles de esfuerzo. Por último, el ensayo 17 a las condiciones de servicio, se utilizó para la determinación de la vida remanente del material.

IV.2.2 Procedimiento para la ejecución de los ensayos de termofluencia

Preparación de las probetas para los ensayos de termofluencia

Se realizó la medición de las dimensiones de la probeta para los cálculos posteriores al ensayo. La probeta a ensayar debe encontrarse libre de rugosidades, producto del pulido o maquinado, que actúen como concentradores de esfuerzos.

Diámetro inicial (D_i): se mide el diámetro de tres puntos de la sección de ensayo o zona calibrada y se registra el diámetro promedio.

Longitud inicial (L_o): se mide la longitud de la zona calibrada, es decir la zona ubicada justo después del radio de curvatura de ambos lados.

Longitud de la zona reducida (L_r): se mide la longitud de la zona calibrada incluyendo los radios de curvatura.

Luego de hacer las mediciones, se colocaron las probetas en un recipiente con acetona para lavado ultrasónico durante 10 minutos y así eliminar vestigios de grasa o suciedad.

Procedimiento para la construcción del tren de carga

Se realizó el ensamblaje del tren de carga con guantes de látex con el fin de evitar la contaminación de la probeta y se siguió estrictamente el orden que se presenta a continuación para evitar someter el material a esfuerzos y tensiones.

1. Se empolvan las roscas de la probeta y de cada una de las uniones de las barras frías con óxido de magnesio para evitar que las conexiones se adhieran entre si debido a las altas temperaturas.
2. Se acoplan las mordazas de adaptación en ambos lados de la probeta (figura 32.a)
3. Se conectan las mordazas de adaptación a las mordazas de las barras frías, (figura 32.b)
4. Se conectan las barras frías a las mordazas y luego se adapta al extensómetro, (figura 32.c)
5. Se colocan las mordazas de adaptación en los fijadores del extensómetro y se aprietan los ganchos, con el fin de que quede bien sujeta la probeta al extensómetro.

6. Una vez ensamblado el tren de carga se colocan las termocuplas a lo largo de la zona calibrada y se sujetan con alambres de alta temperatura (figura 32.d)
7. Se instala el LVDT en el extensómetro con el uso de llaves Allen.



Figura 32.a: Conexión con las mordazas de adaptación.



Figura 32.b: Conexión con las mordazas de las barras frías.

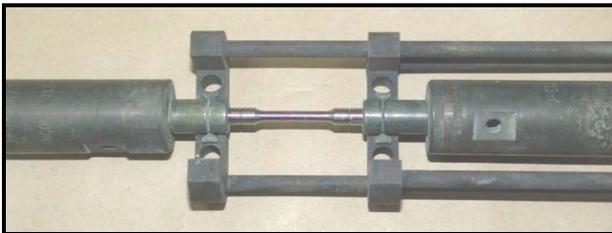


Figura 32.c: Instalación a los ganchos del extensómetro.



Figura 32.d: Ubicación de las termocuplas.



Figura 32.e: Completación del tren e instalación del LVDT

Figura 32: Pasos para la construcción del tren de carga

8. Se adapta la base del LVDT y se comprime contra el extremo inferior del tornillo micrométrico. No se debe comprimir completamente para evitar que este detenga su desplazamiento durante el ensayo (figura 32.e)
9. Se acopla el tren de carga al cabezal superior de la máquina y se conectan las termocuplas a los dispositivos de entrada del computador través de los cables conectores.
10. Por último, se conecta el LVDT al transductor y se realiza la calibración del mismo.

Procedimiento para calibración del LVDT

1. Antes de iniciar la calibración, se coloca el tornillo micrométrico en 0 (cero), se enciende el transductor y en el procesador se selecciona la máquina en la cual se va a realizar el ensayo.
2. Aparecerá la ventana bajo ambiente LabVIEW, se registran los datos del ensayo que se indican en las cajas de diálogo de la ventana.
3. Se desplaza el valor del voltaje a cero con las manillas que se encuentran en el transductor *FINE* y *COARSE*.
4. Se inicia la calibración realizando un barrido desde 0 hasta 0,3 pulg. en el tornillo micrométrico, en intervalos de 0,005 pulg. reportando los valores de voltaje obtenidos en cada avance del tornillo, como se muestra en la tabla 10.
5. Una vez obtenidos los valores de voltaje en cada barrido hasta 0,3 pulg, se grafican los valores de desplazamiento en milímetros (mm) en función de los valores de voltaje obtenidos, con la mejor aproximación lineal (recta) se calcula la pendiente, la cual corresponde a la ganancia del LVDT (figura 33). La ganancia del LVDT es un factor de conversión y permite que se lean los valores de desplazamiento en mm en forma directa en el cuadro de diálogo que indica “*Desplazamiento*” en la ventana del LabVIEW.

Tabla 10: Reportes de cada barrido durante la calibración del LVDT

Valor del tornillo (pulg.)	Voltaje LabVIEW	Valor del tornillo (pulg.)	Voltaje LabVIEW
0		0,055	
0,005		0,060	
0,010		0,065	
0,015		0,070	
0,020		0,080	
0,025		-	
0,030		-	
0,035		-	
0,040		-	
0,045		-	
0,050		0,3	

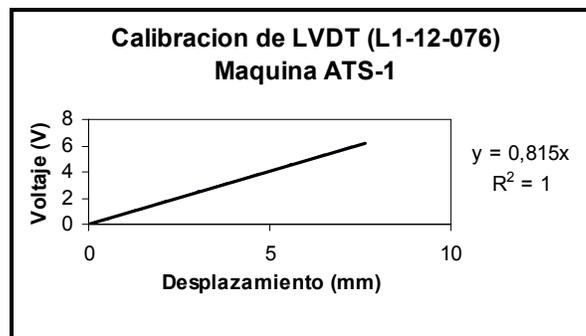


Figura 33. Curva de calibración de LVDT

Procedimiento para el cálculo de la carga para los ensayos en las máquinas ATS y SATEC.

1. Mientras el horno estabiliza la temperatura de ensayo se prepara la carga a aplicar. Para calcular el peso requerido se utiliza un programa LabVIEW denominado “**Calculo de peso y área**”, en donde se introducen los siguientes datos:

Esfuerzo: Esfuerzo requerido para el ensayo en psi. (lb / pulg²).

Diámetro: Diámetro en mm de la zona calibrada de la probeta.

Equipo de prueba: Elija el número correspondiente a la máquina a utilizar. Para las máquinas SATEC seleccione (1) y para las máquinas ATS seleccione (2).

Temperatura: se introduce en grados Fahrenheit (°F) para obtener en grados centígrados (°C).

El programa permite conocer el peso requerido en libras (lb.), el área transversal en mm² de la probeta y la temperatura en grados centígrados (°C).

El cálculo del peso requerido para el ensayo se realiza basado en la ecuación (7).

$$W = \frac{S \times A}{R} \quad (7)$$

Donde:

W = Cantidad de peso en libras (lb) que será colocado en el equipo de ensayo.

S = Esfuerzo requerido según las condiciones del ensayo en psi (lb/pulg²)

A = Área de la sección transversal de la probeta de ensayo (pulg²)

R = Relación del brazo de palanca del equipo. En la máquina SATEC la razón del brazo es 16 y en la máquina ATS es 20.

Procedimiento para el montaje de ensayos de termofluencia en las máquinas ATS.

Una vez armado el tren de carga, se acopla al cabezal superior de la máquina ATS (figura 34) y una vez realizada la calibración, se prepara para el ensayo a través de los siguientes pasos:

1. Una vez acoplado el tren de carga al cabezal superior, se deja libre el inferior y se sube la barra de nivelación encendiendo el interruptor principal y colocando el control del motor en la posición *Unload*, se deja que la barra de nivelación suba hasta encajar con el extremo inferior del tren.
2. Se baja el elevador de pesas, para suspender la bandeja porta pesas, moviendo la manivela en la dirección contra reloj. Se alinea el brazo horizontalmente encendiendo nuevamente el interruptor principal y colocando el control del motor en la posición [*load*]. La barra de nivelación no bajará si el actuador de proximidad (placa metálica de mando) no esta sobre el nivel automático de proximidad (módulo de detección), se coloca el interruptor de seguridad hacia arriba y si es necesario se ajusta la posición de la placa para que la barra se detenga cuando el brazo llega a su posición horizontal.

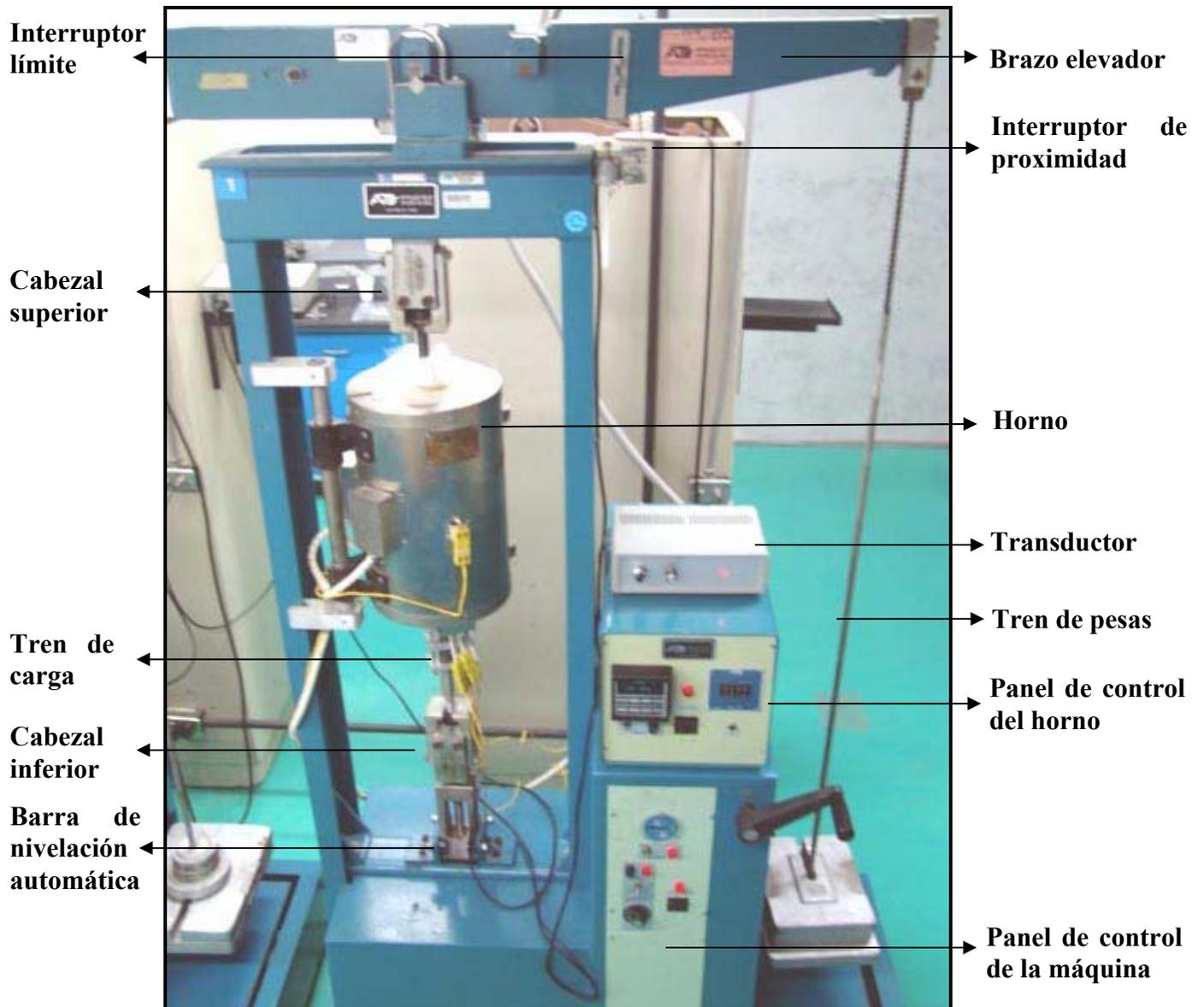


Figura 34: Máquina ATS modelo 2330

3. Se verifica que el brazo se encuentra en posición horizontal utilizando un nivel, para una mayor precisión.
4. La tuerca de ajuste inferior del tren debe flotar en el espacio del cabezal de anclaje, no debe existir tensión ni compresión adicional, la alineación del tren debe ser vertical por acción de la gravedad.

5. Se coloca el horno alrededor de la probeta y se sellan las aperturas con lana de vidrio para preservar el calor.
6. Se enciende el horno y se calienta hasta la temperatura de ensayo. Una vez estabilizada la temperatura se coloca la carga determinada para el ensayo.
7. Se coloca en cero la lectura del tiempo en la ventana del **LabVIEW** correspondiente a la máquina en uso, pocos minutos antes de aplicar la carga.
8. El interruptor se mantiene en la posición *Load* durante el ensayo, de esta manera a medida que la probeta se alarga, la barra de nivelación ajustará automáticamente el brazo y la máquina se apagará cuando la probeta llegue a la rotura.

Procedimiento para el montaje de ensayos de termofluencia en las máquinas SATEC.

Una vez preparado el tren de carga, se procede a colocar el conjunto en la máquina SATEC (figura 35).

1. Se enciende el interruptor principal *Main Power* y se afloja el tornillo tipo Allen del soporte del horno, para girar el horno hacia adelante e introducir el tren de carga por la parte de abajo del horno hacia arriba.
2. Una vez sujeto firmemente el tren de carga, se gira el horno a su posición original y se conecta el extremo superior del tren dejando libre la inferior.
3. Se ajusta la posición del horno de manera que la probeta quede en el medio del mismo y el tren quede alineado libremente por acción de la gravedad.
4. Se coloca el interruptor del sistema del actuador del cabezal *Drawhead Up-Neutral-Auto Inch Down* en la posición *Drawhead Up*, para subir el cabezal inferior lo mas que pueda, cuando llegue a su límite superior el motor se parara automáticamente.
5. Se conecta la sección inferior del tren de carga al cabezal de la máquina de ensayo y se coloca el brazo en posición horizontal.

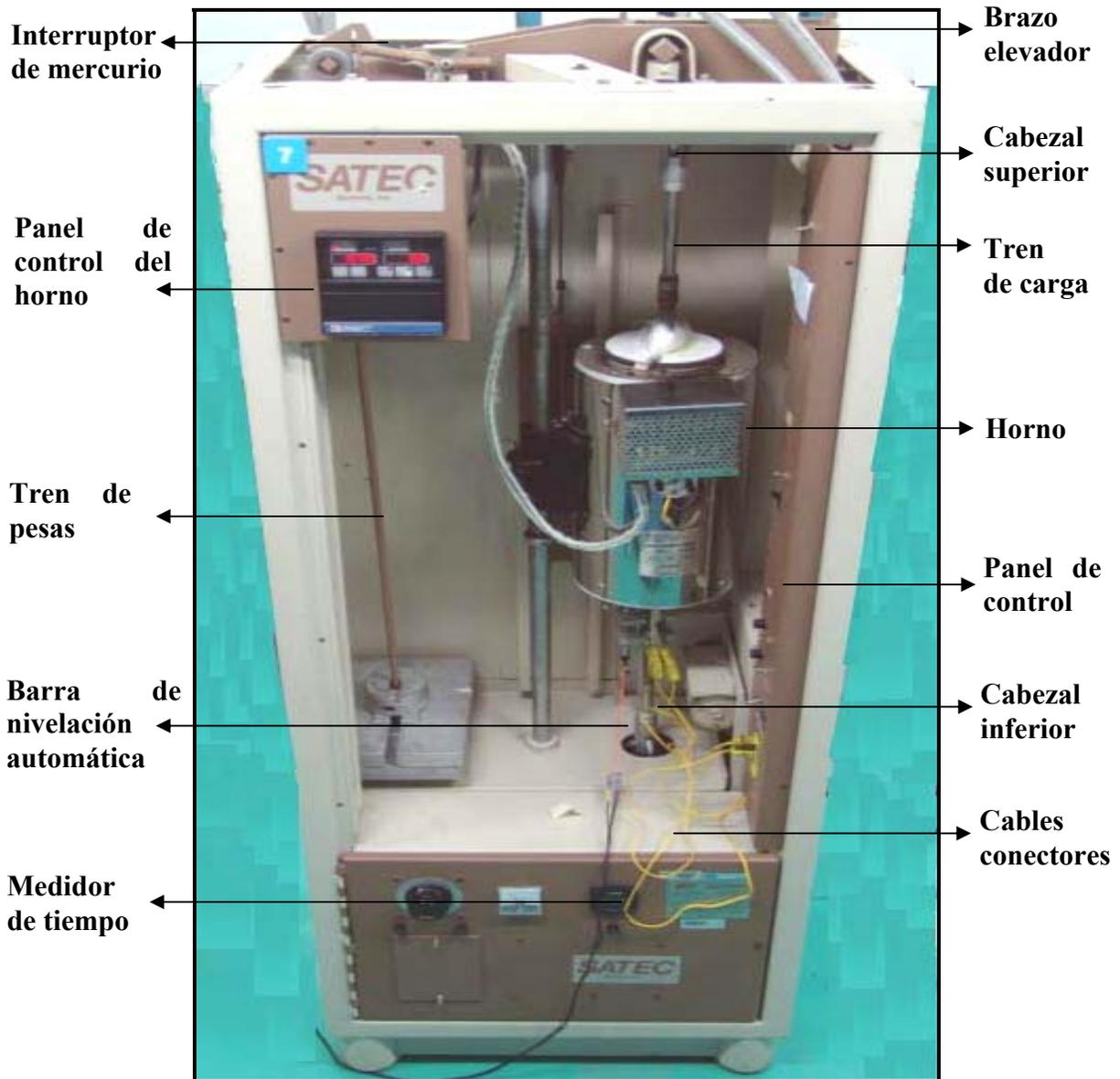


Figura 35: Máquina SATEC modelo M-3

6. Para la alineación del brazo se coloca el interruptor en la posición *Auto Inch Down*, se hala la cadena del dispositivo del brazo para activar el motor y se sostiene hasta lograr la horizontalidad del brazo, el tren debe quedar libremente alineado por acción de la gravedad.
7. Se realiza la calibración del LVDT, se conectan las termocuplas en la caja de termocuplas provista en la base de la maquina de ensayos, se enciende el horno y se calienta hasta a la temperatura de ensayo.

8. Una vez establecida la temperatura de ensayo se lleva a cero la lectura del tiempo en la ventana del LabVIEW, pocos minutos antes de aplicar la carga.
9. Se aplica la carga, colocando las pesas con las ranuras en direcciones opuestas.
10. El interruptor de control se mantiene en la posición *Auto Inch Down* durante el ensayo para compensar la elongación de la probeta y se mantenga la nivelación durante el ensayo.
11. El interruptor [*Auto-Off-Manual*] se mantiene en la posición *Auto* para que el motor de empuje, el horno y el controlador del tiempo se apaguen cuando termine el ensayo.

IV.2.3 Procedimiento para el procesamiento de datos de los ensayos de termofluencia

1. Una vez culminado cada ensayo y realizado el desmontaje del mismo, se realiza el procesamiento de los datos que se registran en el programa EXCEL durante el transcurso del ensayo como se muestra en la tabla 11.
2. La depuración de la data registrada se realiza atendiendo a las siguientes consideraciones:
 - El ensayo se inicia cuando se coloca el reloj en cero, pocos minutos antes de aplicar la carga, esto se encuentra registrado en los datos en la columna “Cronómetro”.
 - En la medida que se repitan los valores de desplazamiento, se debe eliminar la cantidad de puntos que sea necesario, para obtener un valor de desplazamiento por intervalo de tiempo.
 - El ensayo culmina con el último valor de desplazamiento registrado antes del valor de desplazamiento total del LVDT.
 - Una vez realizada la depuración de la data registrada en el programa EXCEL, se seleccionan las columnas correspondientes al “*Desplazamiento*” y “*Cronometro*”. El tiempo en el cronómetro se registra en minutos, este se convierte a horas y el % de Deformación se determina a través de la ecuación (8).

$$\% \text{ Deformación} = (Dn/L_0) * 100 \quad (8)$$

Donde:

% Deformación: grado de deformación del material expresado en porcentaje.

D_n: desplazamiento registrado en un tiempo **n** (mm).

L₀: Longitud inicial de la zona calibrada (mm).

3. Se graficó la curva % Deformación vs. Tiempo (horas) y se extrajeron los datos requeridos de cada ensayo como se muestra en la figura 36.
4. Se determinó la duración de cada etapa del proceso: tiempo primario (T_P), tiempo secundario (T_S), tiempo terciario (T_T).
5. En la segunda etapa del proceso se calculó la pendiente de la recta, la cual corresponde a la velocidad mínima de termofluencia (é).

Tabla 11: Hoja de cálculo del programa Microsoft Excel que muestra la data registrada del ensayo de termofluencia

Fecha	Hora	T. Ambiente (°C)	Temperatura 1 (°C)	Temperatura 2 (°C)	Desplazamiento (mm)	Tiempo (min)	Voltaje (mV)
19/10/2005	8:32 AM	24,414	224,72	227,145	0	Calentamiento	0,581
19/10/2005	9:40 AM	24,902	810,661	805,887	0,115	0	0,166
19/10/2005	9:41 AM	24,902	810,661	807,08	0,122	1	0,176
19/10/2005	9:42 AM	24,902	811,258	804,694	0,119	2	0,171
19/10/2005	9:43 AM	24,902	811,258	805,29	0,207	3	0,298
19/10/2005	9:44 AM	24,902	810,064	805,887	0,214	4	0,308
19/10/2005	9:45 AM	24,902	810,064	804,098	0,217	5	0,312
19/10/2005	9:46 AM	24,902	810,064	805,29	0,217	6	0,312
19/10/2005	9:47 AM	24,902	810,661	804,694	0,22	7	0,317
19/10/2005	9:48 AM	24,902	811,258	805,29	0,22	8	0,317
19/10/2005	9:49 AM	24,902	809,467	805,887	0,22	9	0,317
19/10/2005	9:50 AM	24,902	812,452	805,887	0,224	10	0,322

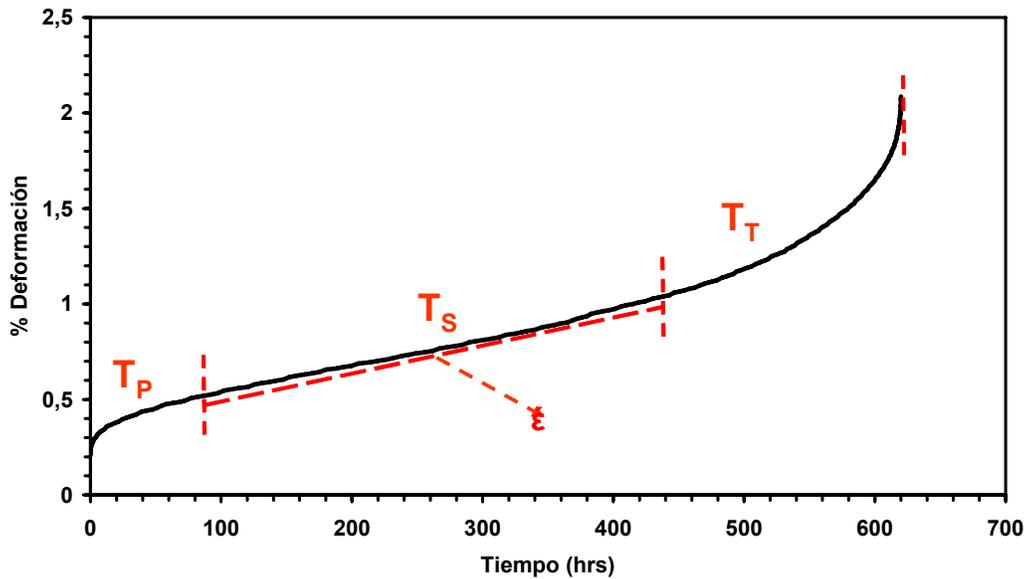


Figura 36: Datos extraídos de la curva de termofluencia de cada ensayo.

6. Con las mediciones iniciales y finales realizadas a la probeta se determinó las propiedades de % de elongación ($\% \epsilon$) y % de reducción de área ($\% RA$) del material, con las ecuaciones 9 y 10 respectivamente.

$$\% \text{ Elongación} = \frac{L_f - L_o}{L_o} \times 100 \quad (9)$$

$$\% \text{ Reducción de Área} = \frac{A_o - A_f}{A_o} \times 100 \quad (10)$$

IV.2 Elaboración de las curvas de los modelos de predicción de vida remanente

Las curvas de los modelos de predicción, fueron construidas con los datos suministrados por los ensayos de termofluencia realizados al material extraído del servicio. Se determinaron las constantes del material para cada modelo y se calcularon los tiempos de rotura estimados por cada modelo. Posteriormente se determinó por método gráfico la

dispersión de cada modelo en función de los tiempos de rotura real de los ensayos y se seleccionó el más preciso para la determinación de vida remanente del material.

IV.2 Evaluación de las probetas ensayadas

IV.4.1 Caracterización microestructural

Se realizó la caracterización microestructural del área longitudinal de la superficie de fractura de las probetas ensayadas, siguiendo el procedimiento de la sección III.3.2, con la finalidad de estudiar la variación de las características de la microestructura por efecto de las condiciones de ensayo. Se efectuó la observación por MO para la medición de espaciado interdendrítico y el análisis por MEB para la medición de tamaño de precipitados gamma prima (γ').

IV.4.2 Medición de dureza

Se realizó la medición de macrodureza y microdureza en el área longitudinal de la superficie de fractura de las probetas ensayadas, con el objetivo de estudiar la degradación de esta propiedad en función de las variaciones microestructurales ocurridas durante el ensayo.

IV.4.3 Fractografía de las superficies de fractura

Se realizó el análisis de la superficie de fractura a las diferentes temperaturas de ensayo, mediante MEB, para verificar los indicios de termofluencia en la forma de propagación de la fractura.

V. RESULTADOS Y ANALISIS

V.1 Evaluación preliminar

V.1.1 Análisis químico

La tabla 12 presenta los resultados expresados en % en peso, del análisis químico realizado al material de los álabes de turbina mediante la técnica de espectroscopia de emisión atómica (ICP).

Tabla 12: Resultados del análisis químico por ICP de los alabes de turbina (%peso)

C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	B	Ni
0,07	18,5	16,5	3,5	3,0	3,0	0.006	55,4

Los valores obtenidos son semejantes a la composición química nominal de la aleación Udimet 500 reportada en la bibliografía la cual es presentada en la tabla 13.

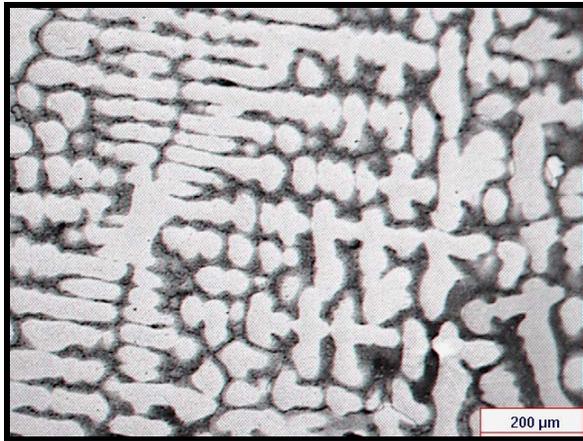
Tabla 13: Composición química nominal de la aleación Udimet 500^[19]

C	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Fe	Ni
0,05	18,9	17,0	3,9	3,1	3,0	0,9	56,0

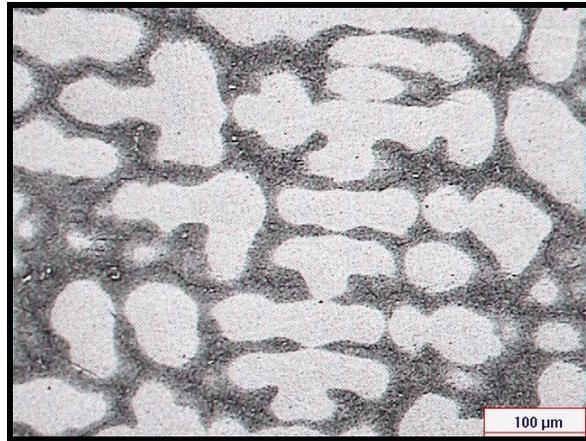
V.1.2 Evaluación microestructural

Observación por Microscopia Óptica (MO)

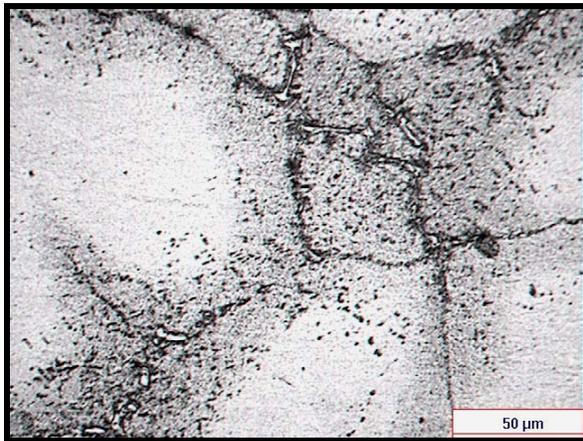
En la figura 37 se presenta el análisis microestructural realizado mediante MO en la sección transversal superior de un alabe de la población de estudio, se tomaron fotomicrografías a 100X, 200X, 500X y 1000X. Se observa una microestructura de tipo dendrítica, lo que indica que se trata de una aleación fundida, presenta precipitados distribuidos a lo largo de los límites interdendríticos, los cuales se forman durante el tratamiento térmico y varían su morfología y distribución durante el servicio. La microestructura encontrada se mantiene en las tres secciones transversales evaluadas.



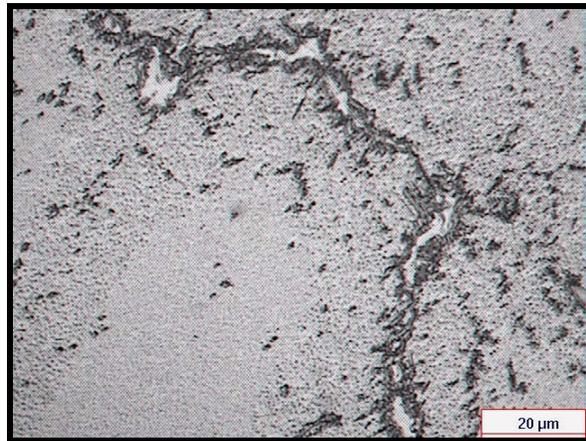
100X



200X



500X



1000X

Sección Transversal

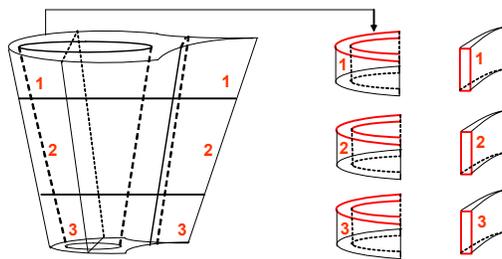
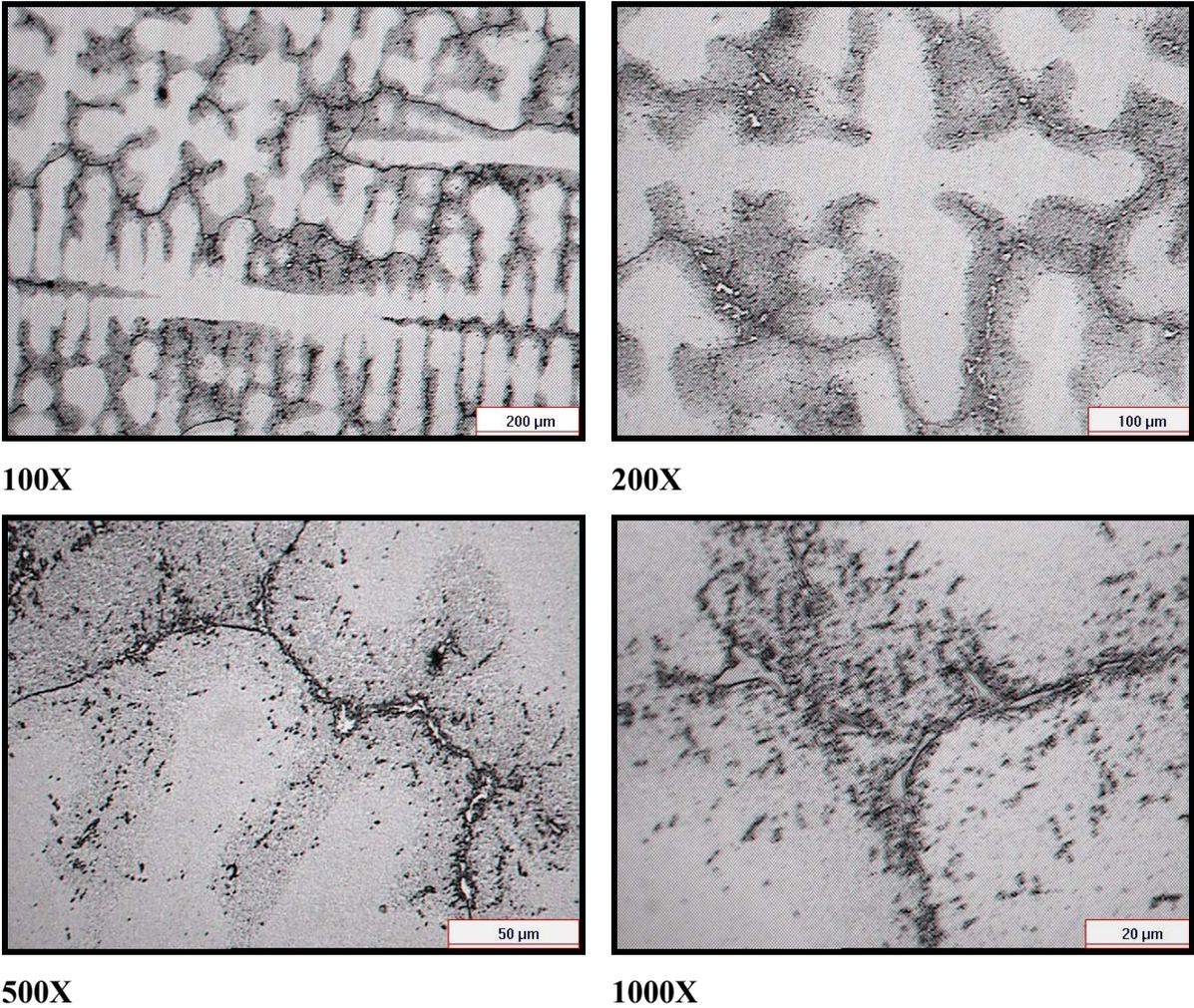


Figura 37: Observación por MO de la sección transversal N° 1 del alabe analizado

En la figura 38 se presenta el análisis microestructural realizado mediante MO en la sección longitudinal central de un alabe de la población de estudio, se tomaron fotomicrografías a 100X, 200X, 500X y 1000X. Al igual que en la sección transversal, la microestructura es de tipo dendrítica con precipitados distribuidos a lo largo de los límites interdendríticos y

limites de grano. Esta microestructura se mantiene en las tres secciones longitudinales evaluadas.



100X

200X

500X

1000X

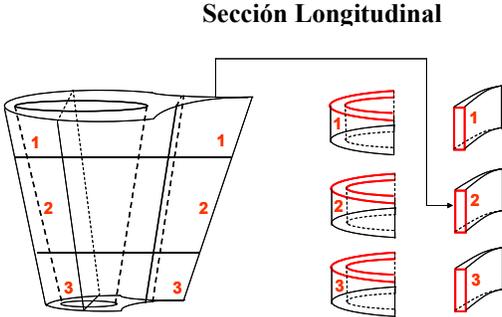


Figura 38: Observación por MO de la sección longitudinal N° 2 del alabe analizado

Observación por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

En la figura 39 se presenta el análisis microestructural realizado mediante MEB en las secciones transversales del álabe analizado. Se identificó la fase γ' de morfología esférica, en dos tamaños, una γ' gruesa en la zona interdendrítica y una γ' fina en el interior de las dendritas. En las fotomicrografías tomadas es aplicada una medición a escala real, para la determinación del tamaño de la γ' .

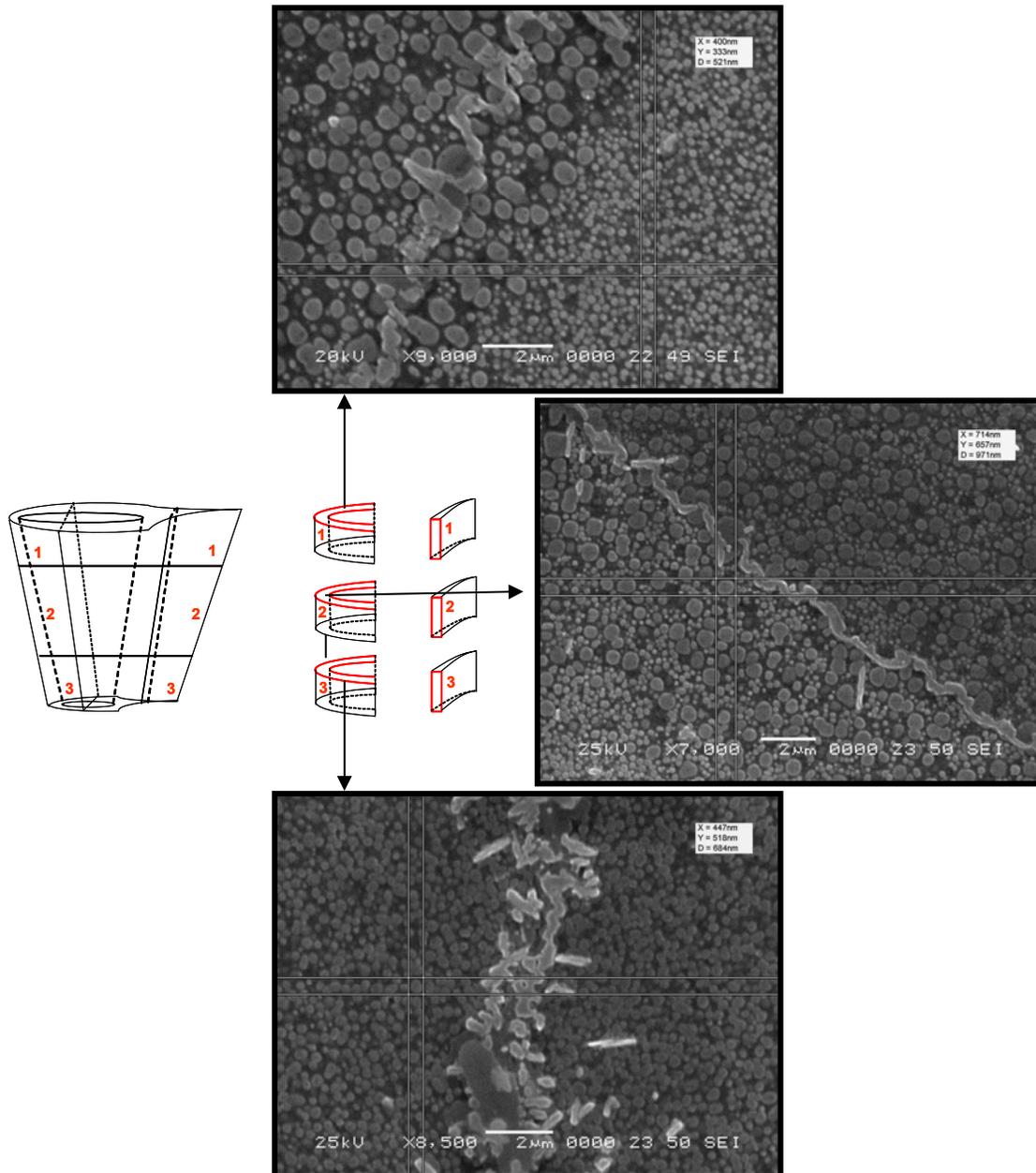


Figura 39: Precipitados gamma prima (γ') en las secciones transversales del álabe

En la figura 40 se muestran las fotomicrografías tomadas mediante MEB de las secciones longitudinales del álabe analizado con sus respectivas mediciones a escala real. La fase γ' al igual que en la vista transversal se encuentra en dos tamaños, y en algunas zonas se observa la coalescencia de las mas grandes a expensas de las mas pequeñas.

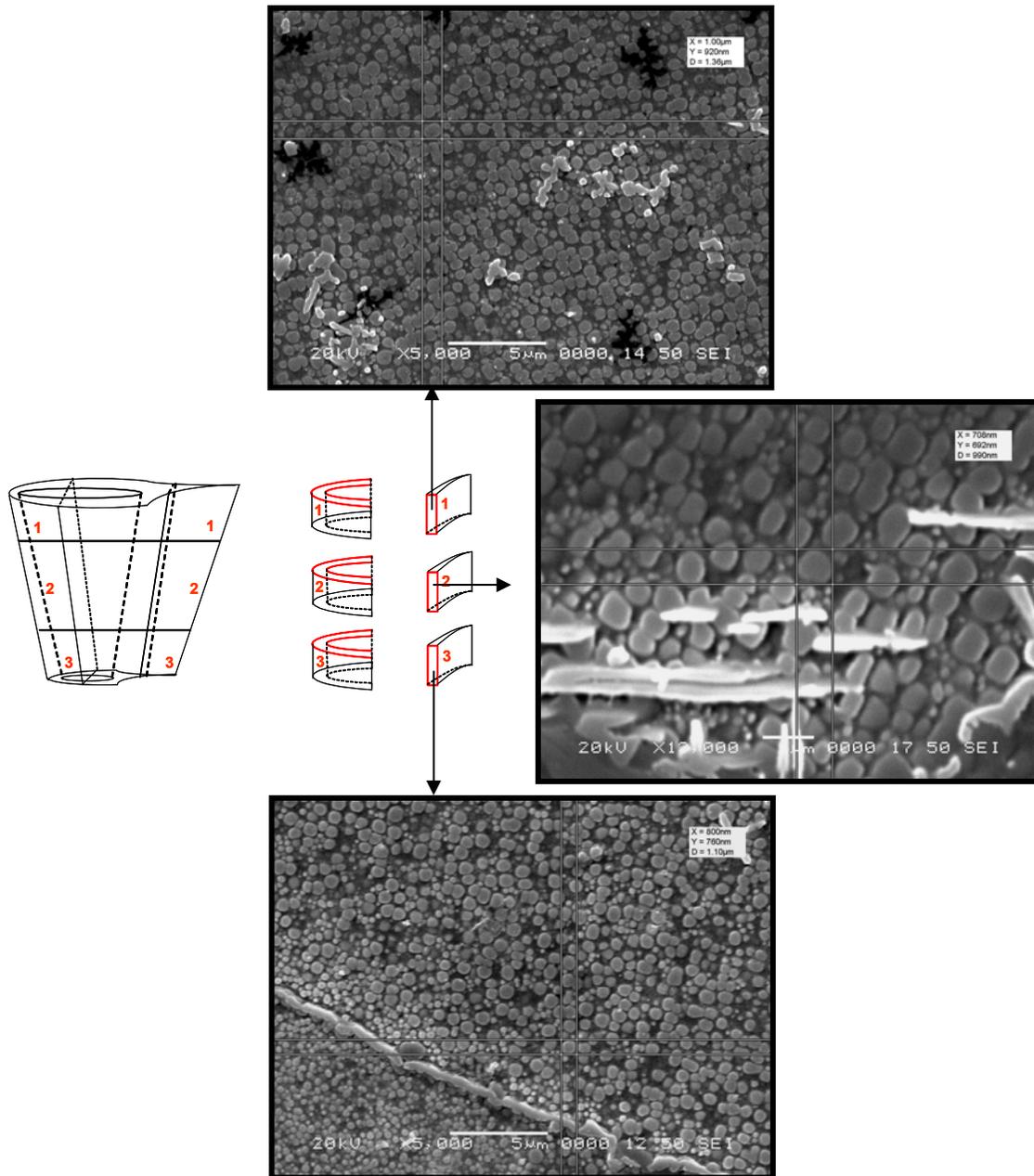
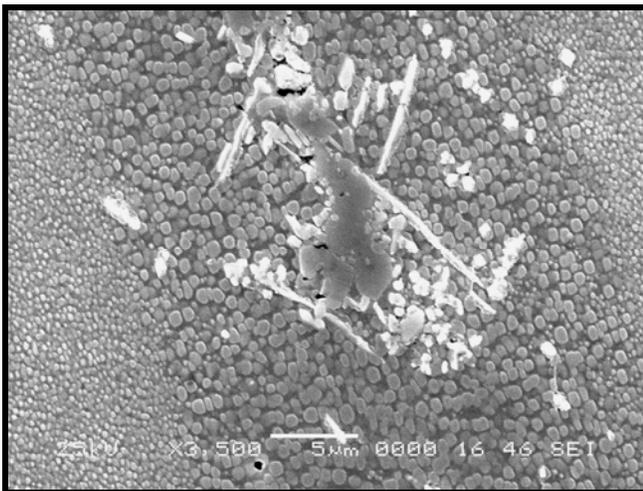
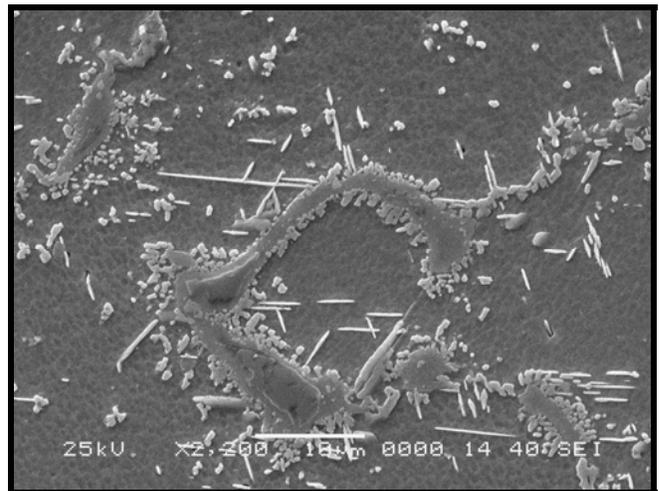


Figura 40: Precipitados gamma prima (γ') en las secciones longitudinales del álabe

Las figuras 41 y 42 muestran las características generales encontradas en la sección transversal y longitudinal respectivamente. En la fotomicrografía de la figura 41.a se observa el doble tamaño de precipitado γ' presente en la aleación, la γ' gruesa se encuentra concentrada en los límites interdendrítico, mientras que la γ' fina se encuentra en la zona dendrítica. La fotomicrografía 41.b y 42.b muestra la presencia de fases de empaquetamiento compacto en forma de agujas, estas se encuentran en las adyacencias de la red continua de carburos distribuidos a lo largo de los límites.

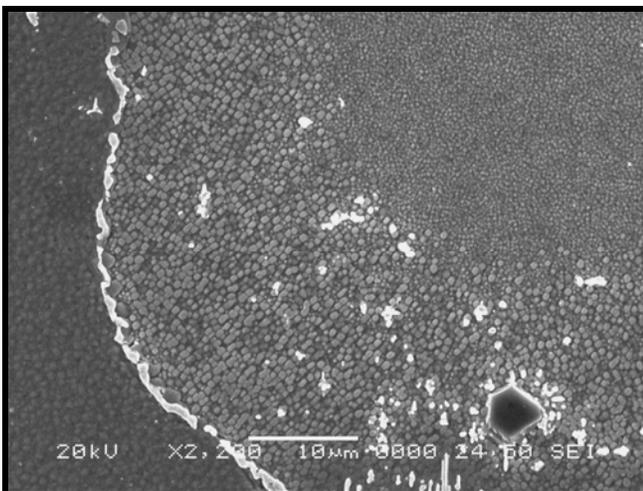


a)

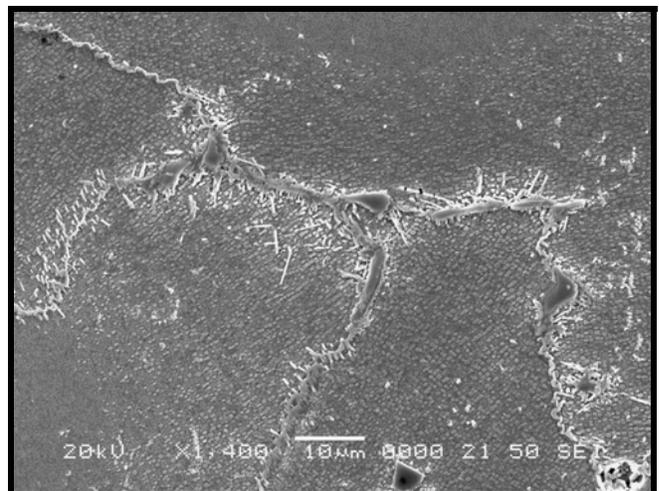


b)

Figura 41: Características generales de la sección transversal.



a)



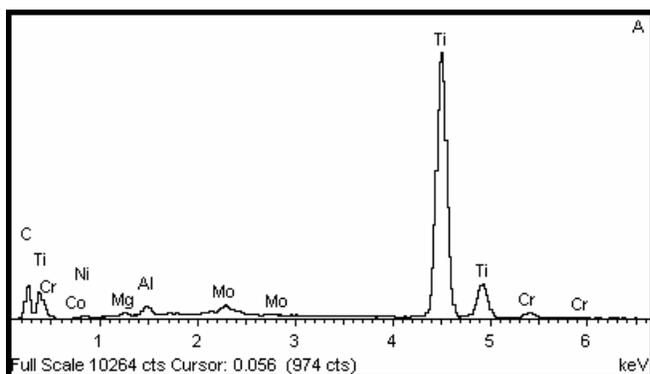
b)

Figura 42: Características generales de la sección longitudinal.

Análisis elemental mediante Espectroscopia de Rayos X (EDS)

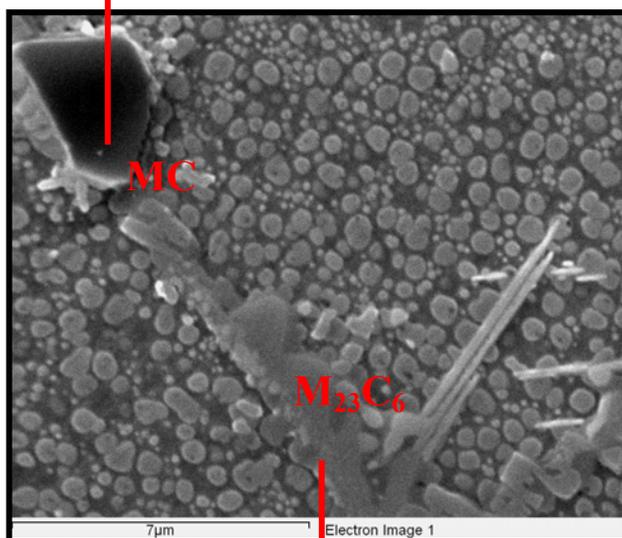
Las figuras 43 y 44 muestran los análisis realizados por EDS a las fases presentes en la aleación en estudio: carburos primarios, secundarios y precipitado gamma prima (γ').

Carburos tipo MC

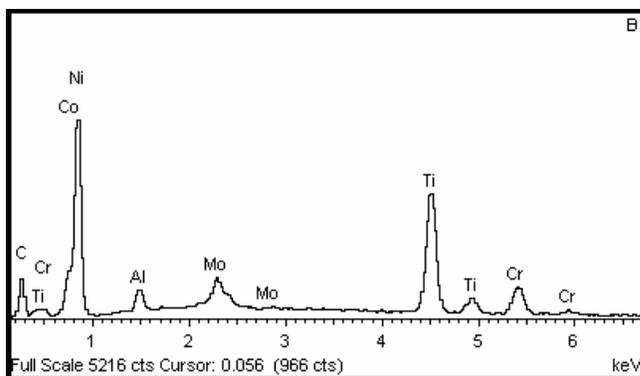


Elemento	%Peso	% Atómico
C K	37.15	70.48
Mg K	0.33	0.31
Al K	0.97	0.82
Ti K	55.03	26.18
Cr K	1.63	0.72
Co K	0.39	0.15
Ni K	1.85	0.72
Mo L	2.64	0.63
Total	100.00	

Compuesto Identificado: TiC



Carburos $M_{23}C_6$

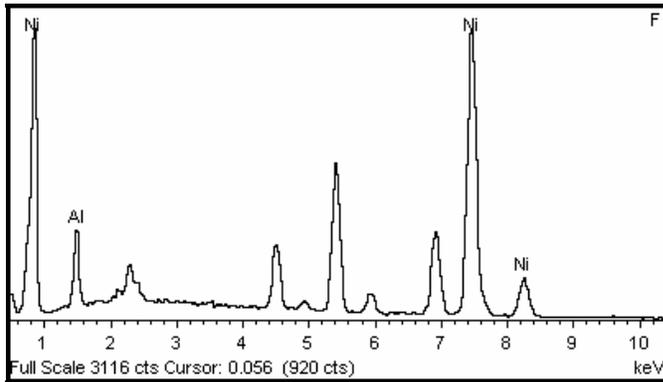


Elemento	%Peso	% Atómico
C K	34.14	70.89
Al K	1.23	1.14
Ti K	10.13	5.28
Cr K	42.19	17.92
Co K	5.50	2.33
Ni K	3.08	1.48
Mo L	3.72	0.97
Total	100.00	

Compuesto Identificado: $Cr_{23}C_6$

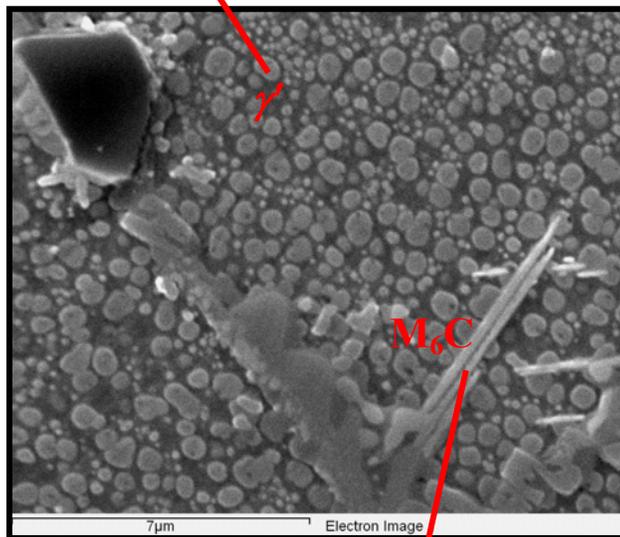
Figura 43: Análisis elemental por EDS de los carburos de diferente morfología

Precipitado Gamma Prima (γ') Ni₃Al

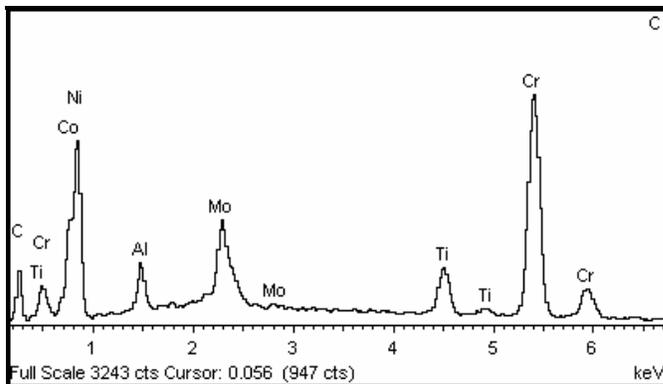


Elemento	%Peso	% Atómico
Al K	8.99	17.70
Ni K	91.01	82.30
Total	100.00	

Compuesto Identificado: Ni₃Al



Carburos M₆C



Elemento	%Peso	%Atómico
C K	31.25	68.41
Al K	1.63	1.59
Ti K	2.39	1.31
Cr K	15.81	8.00
Co K	12.88	5.75
Ni K	29.12	13.04
Mo L	6.92	1.90
Total	100.00	

Compuesto Identificado: Cr₆C

Figura 44: Análisis elemental por EDS del precipitado γ' y carburos tipo M₆C

Analizando la morfología y la composición encontrada y comparando con lo reportado en la literatura, se determinó que a los precipitados de forma irregular son de tipo MC mientras que a largo del límite interdendrítico se encuentran los carburos tipo M₂₃C₆ y en las

adyacencias se encuentra el carburo M_6C , como producto de la degradación del carburo $M_{23}C_6$. Así mismo la composición elemental de las partículas esféricas a través de la matriz, alta en níquel y aluminio, permitió la identificación del precipitado γ' . Los demás elementos señalados en el espectro son los que se encuentran en la matriz de la aleación.

Medición del tamaño del precipitado gamma prima (γ') en el álabe seccionado

El precipitado gamma prima (γ') en la superaleación Udimet 500 tiene una morfología esférica y se encuentra presente en dos tamaños, uno grueso concentrado en los límites interdendríticos y uno fino ubicado en las dendritas. La tabla 14 presenta los resultados de las mediciones realizadas de ambos tamaños en cada zona del álabe estudiado, con sus respectivos valores de microdureza.

Tabla 14: Resultados de la medición del tamaño promedio del precipitado γ' y microdurezas en las diferentes secciones del álabe analizado

Sección	Zona	Tamaño γ' (μm)	Desviación Estándar (μm)	HV	Desviación Estándar	HRC	Desviación Estándar (μm)
Transversal 1	Limite	0,79	0,11	363,3	11,5	37,1	1,2
	Dendrita	0,35	0,07	350,9	12,2	35,7	1,3
Transversal 2	Limite	0,87	0,07	331,1	5,3	33,5	0,6
	Dendrita	0,41	0,05	280,7	13,6	27,2	1,8
Transversal 3	Limite	0,73	0,08	372	10,9	38	0,9
	Dendrita	0,26	0,06	354	14,4	36	0,4
Longitudinal 1	Limite	0,86	0,10	328,4	5,5	33,2	0,6
	Dendrita	0,51	0,04	296,6	5,0	29,1	0,6
Longitudinal 2	Limite	0,94	0,06	332,1	4,2	33,6	0,5
	Dendrita	0,48	0,08	284,4	11,9	27,7	1,7
Longitudinal 3	Limite	0,83	0,08	382,4	7,5	39,6	0,7
	Dendrita	0,47	0,05	344,6	9,5	34,9	1,1

V.1.3 Evaluación mecánica

Ensayo de tracción

La tabla 15 presenta las propiedades mecánicas de la aleación original y los resultados del ensayo de tracción para el material extraído del servicio. Estos valores indican una variación en las propiedades mecánicas del material por efecto de la degradación microestructural. El esfuerzo máximo a la tracción prácticamente se mantuvo, mientras que el esfuerzo de fluencia y la ductilidad del material disminuyeron en 17% y 67% respectivamente. La gráfica correspondiente al ensayo de tracción realizado al material extraído del servicio se muestra en la figura 45.

Tabla 15: Propiedades mecánicas del Udimet 500 original y el extraído del servicio

UDIMET 500 ORIGINAL		UDIMET 500 EXTRAIDO DEL SERVICIO	
Esfuerzo a la rotura (σ_{uts}) 21°C – 70° F		Esfuerzo a la rotura (σ_{uts}) 21°C – 70° F	
MPa	ksi	MPa	ksi
930	135	904	131
Esfuerzo de Fluencia (σ_y)		Esfuerzo de Fluencia (σ_y)	
MPa	ksi	MPa	ksi
815	118	680,4	98
% Elongación		% Elongación	
13		4,3	

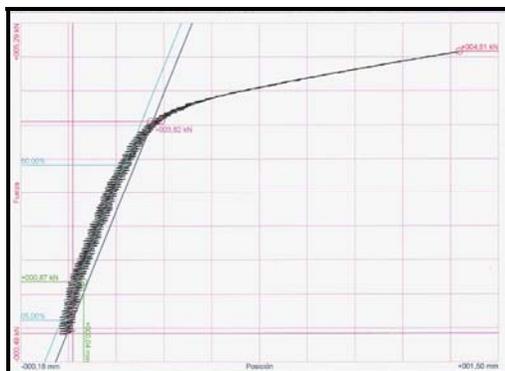


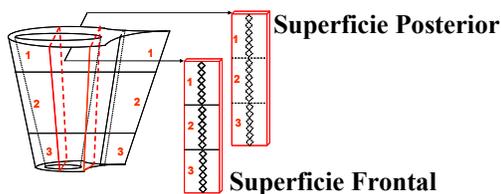
Figura 45: Gráfica de Esfuerzo vs. Deformación Ingenieril de la aleación Udimet 500 extraído del servicio.

Ensayos de Dureza Superficial

En la tabla 16 se muestran los resultados de la mediciones de dureza realizadas en las superficies frontal y posterior de la población de alabes en estudio. Entre los resultados obtenidos se presentan valores pico, esto posiblemente responde a los diferentes tipos de degradación presentes en los alabes, sin embargo las diferencias no son determinantes.

Tabla 16: Resultados de las mediciones de dureza superficial de los alabes en estudio

Álabe	Dureza HRC Superficie Frontal	Desviación Estándar	Dureza HRC Superficie Posterior	Desviación Estándar
1	39,0	0,9	38,7	0,7
2	39,1	0,8	38,8	1,0
3	38,8	0,6	38,3	0,9
4	39,2	1,4	40,2	0,3
5	39,9	0,7	39,6	0,5
6	37,7	0,8	37,9	1,1
7	39,7	0,9	39,2	1,3
8	37,1	0,5	36,1	0,5
9	39,9	0,5	38,5	1,5
10	39,4	0,7	38,9	0,6
11	39,0	0,9	38,7	0,7
12	40,4	0,5	40,1	0,9
13	39,6	0,5	37,7	0,8
14	38,8	1,0	38,8	0,6
15	39,6	0,5	37,7	0,8
16	38,8	1,0	39,1	0,8
17	40,1	0,9	39,9	0,4
18	36,2	0,6	39,9	0,4



V.2 Ensayos de termofluencia

En la tabla 17 se muestran los resultados de los cálculos preliminares realizados a las probetas utilizadas para los ensayos de termofluencia, a diferentes condiciones de esfuerzo y temperatura.

Tabla 17: Resultados de los cálculos preliminares de las probetas de ensayo

Ensayo	Esfuerzo (σ) (ksi)	Temperatura (°C)	Carga (Lb.)	L _o (mm)	D _o (mm)	At _o (mm ²)
1	100	650	86	15,51	3,76	11,1
2	115	650	100,5	15,46	3,79	11,28
3	130	650	114	15,61	3,8	11,34
4	70	760	74	15,85	3,73	10,93
5	65	760	68	15,39	3,71	10,81
6	55	760	60	16,45	3,81	11,4
7	55	870	60	16,05	3,81	11,4
8	35	870	38	15,37	3,73	10,93
9	25	870	22	15,57	3,78	11,22
10	25	892	27	15,42	3,78	11,22
11	35	892	29	16,31	3,66	10,52
12	35	915	37	15,54	3,71	10,81
13	25	915	27	16,71	3,78	11,22
14	100	650	87	15,81	3,78	11,22
15	70	760	76	15,85	3,78	11,22
16	35	870	38	15,47	3,79	11,28
17	50	755	48	16,02	3,78	11,22

A continuación se presentan las curvas de los ensayos de termofluencia realizados de acuerdo a la matriz de la tabla 9, en donde se observa que el material presenta un comportamiento regular, en la cual la etapa secundaria del proceso de termofluencia es la más duradera y representa aproximadamente el 60% del tiempo total de la vida.

ENSAYO # 1
Condiciones: 100 ksi - 650°C

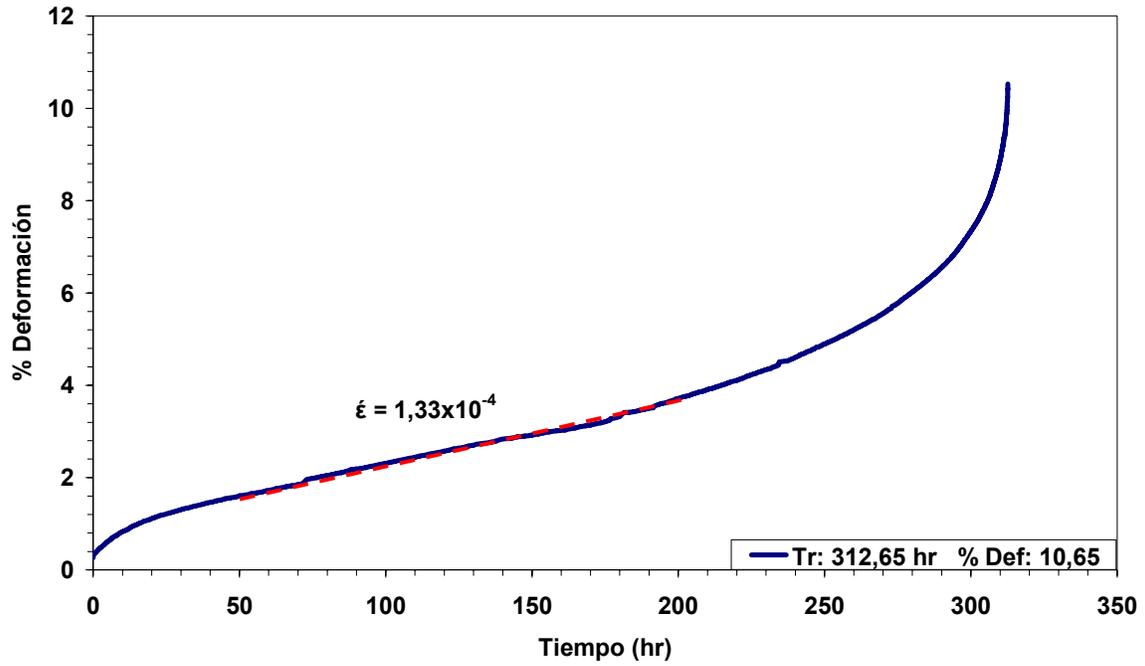


Figura 46: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 1

ENSAYO # 2
Condiciones: 115 ksi - 650°C

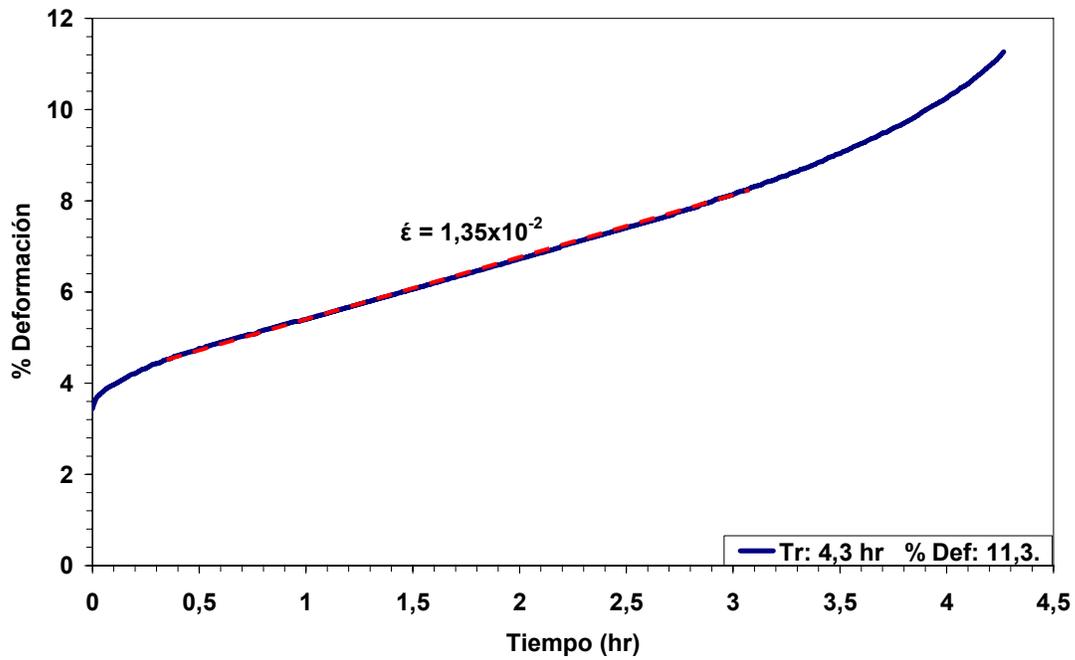


Figura 47: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 2

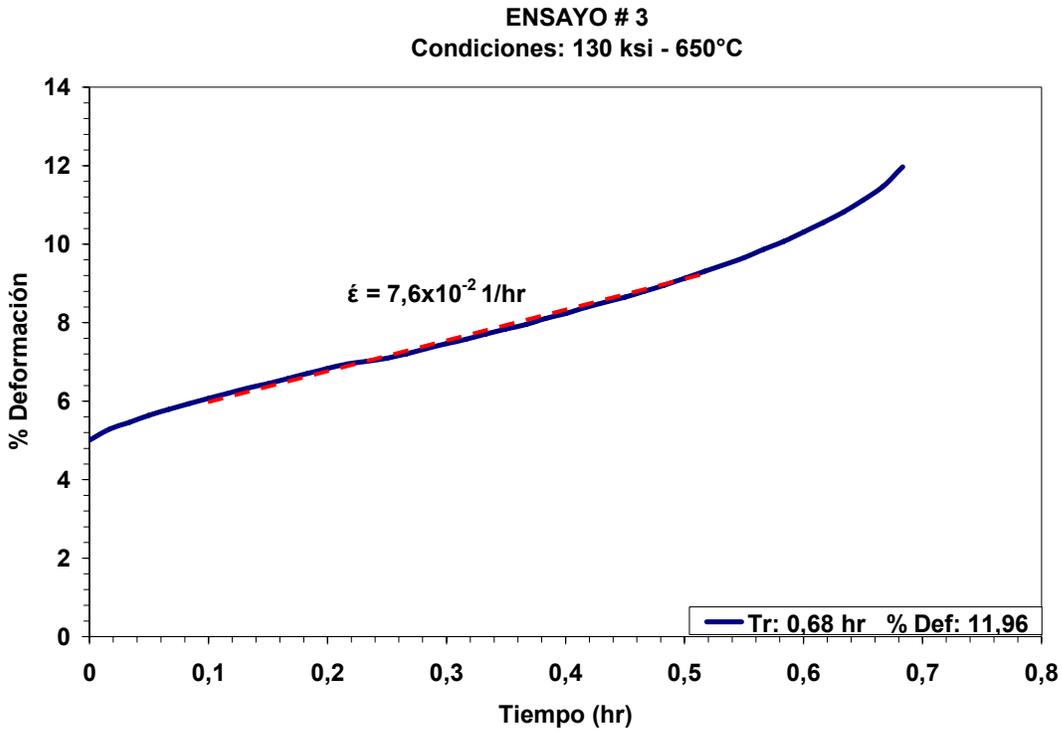


Figura 48: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 3

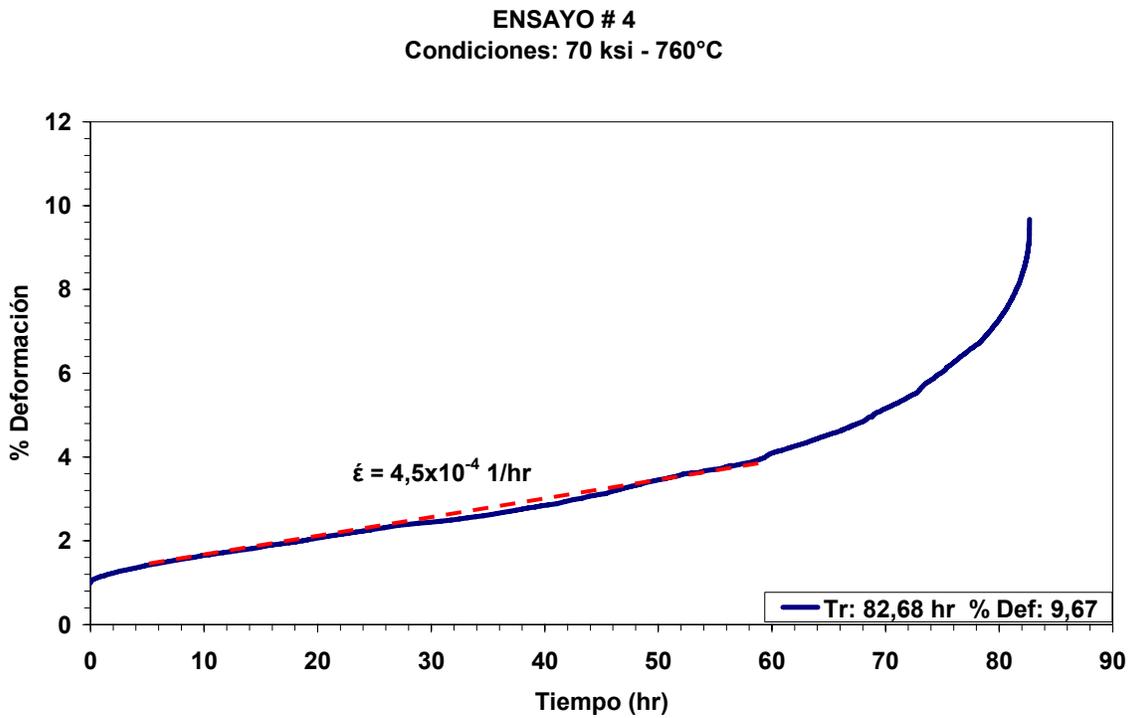


Figura 49: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 4

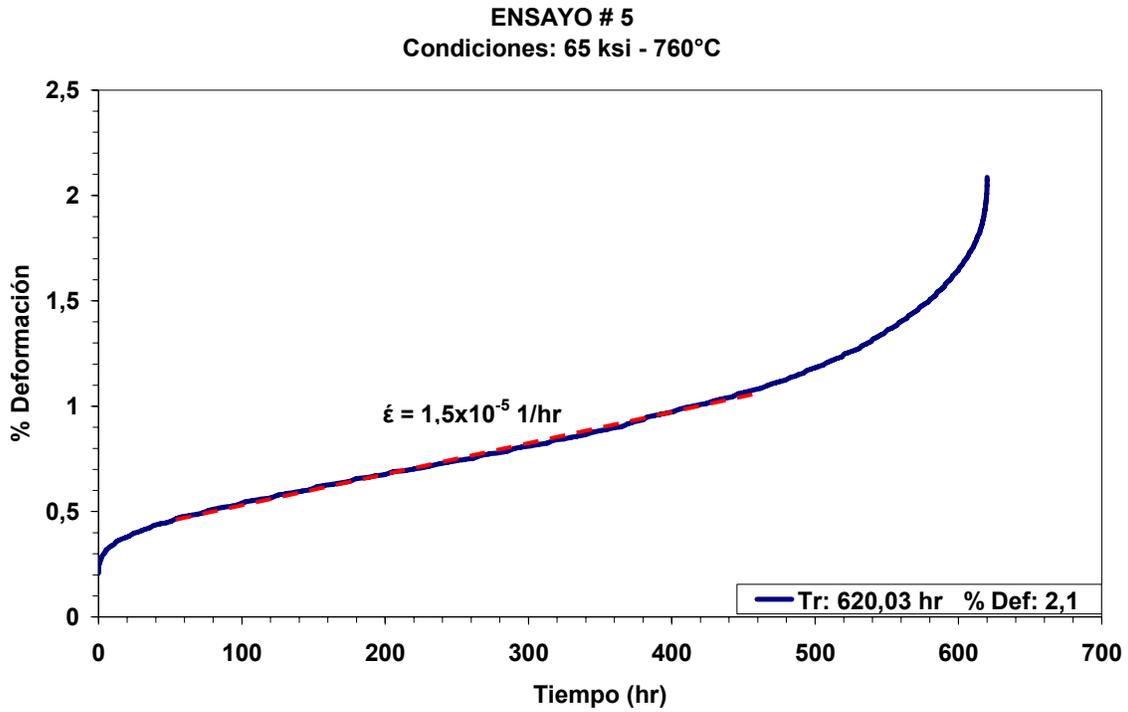


Figura 50: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 5

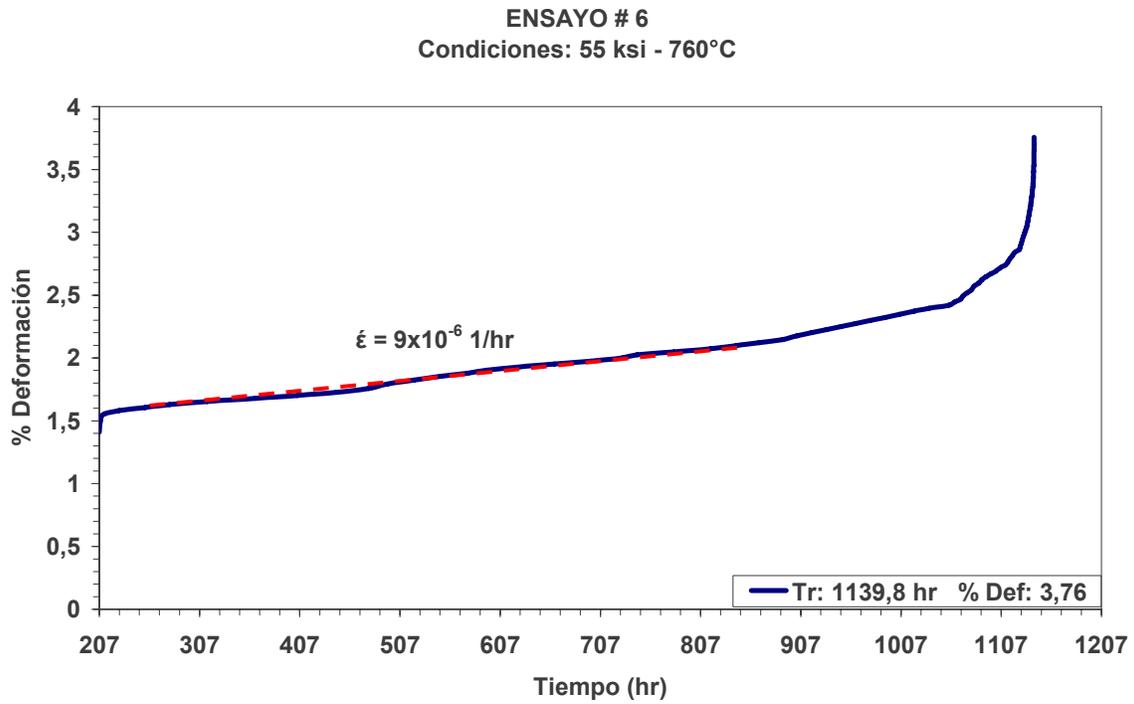


Figura 51: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 6

ENSAYO # 7
Condiciones: 55 ksi - 870°C

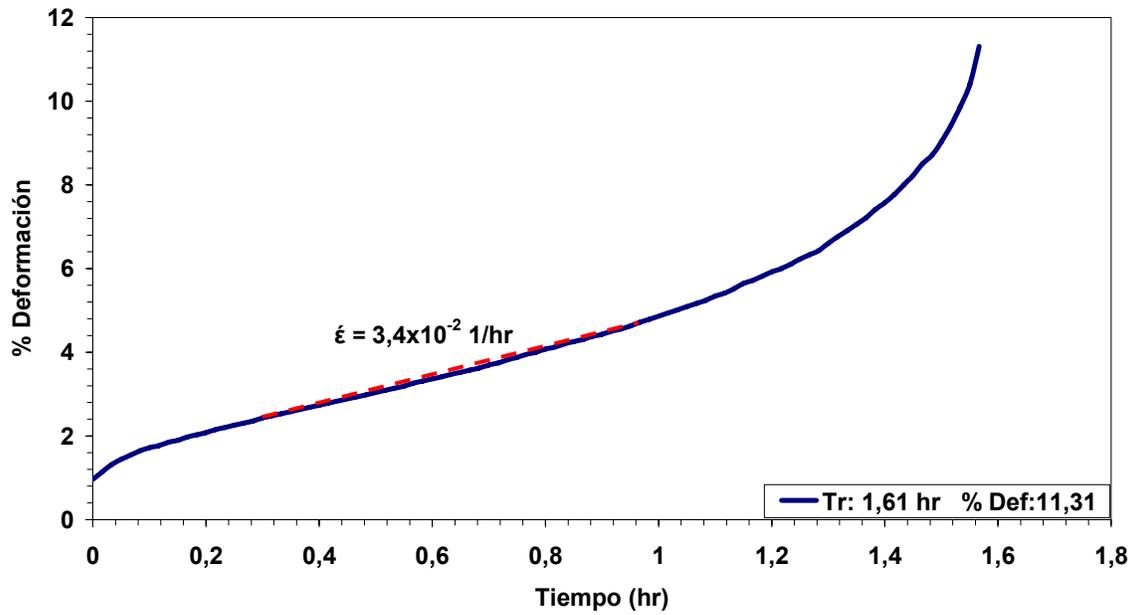


Figura 52: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 7

ENSAYO # 8
Condiciones: 35 ksi - 870°C

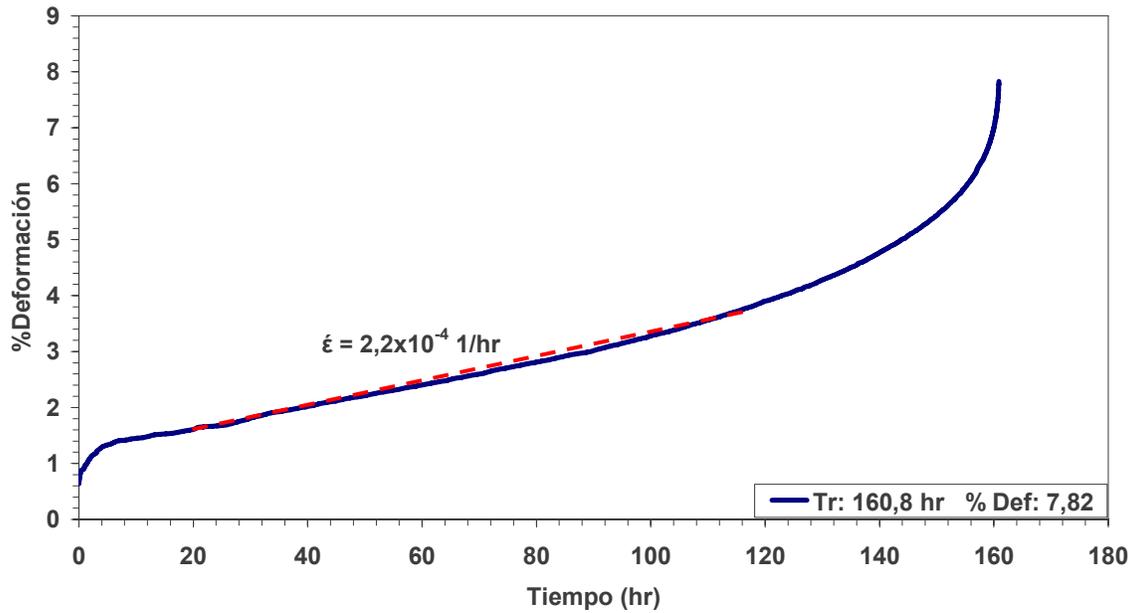


Figura 53: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 8

ENSAYO # 9
Condiciones: 25 ksi - 870°C

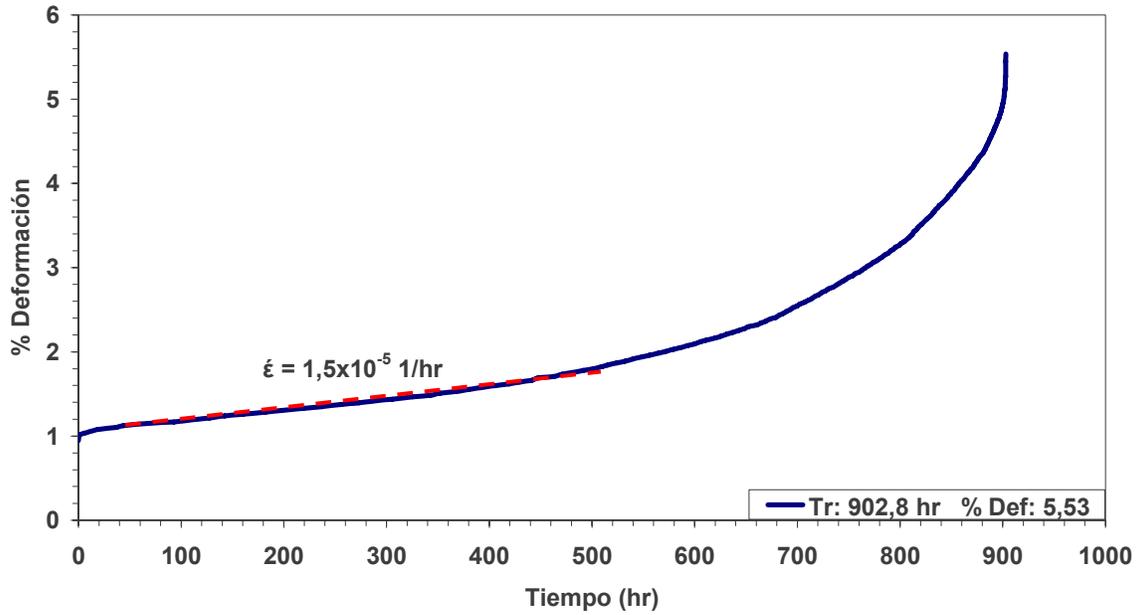


Figura 54: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 9

ENSAYO # 10
Condiciones: 100 ksi - 650°C

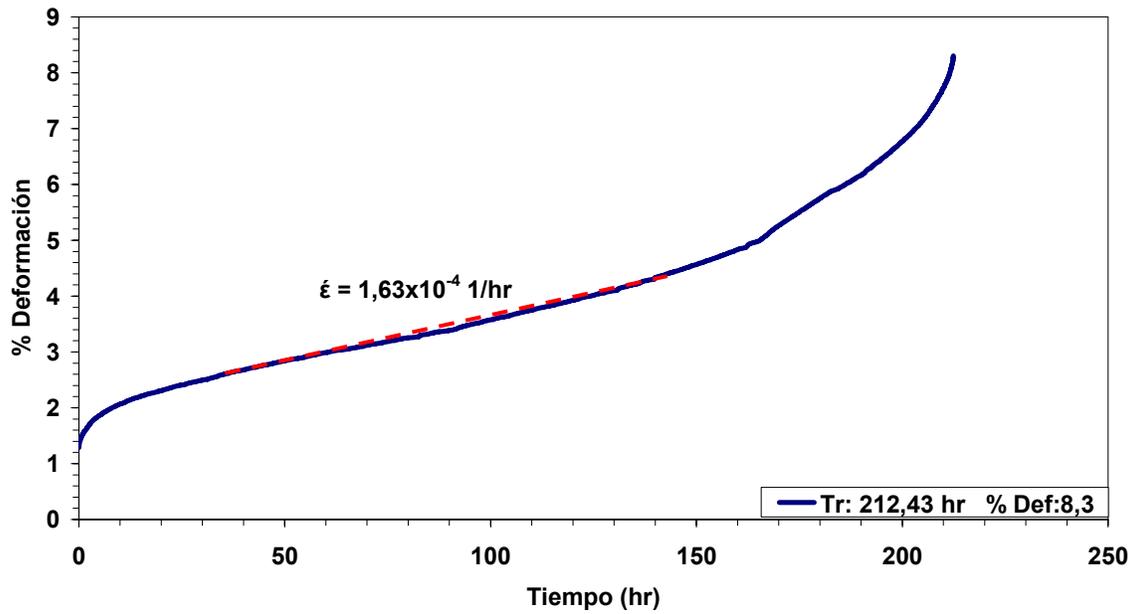


Figura 55: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 10

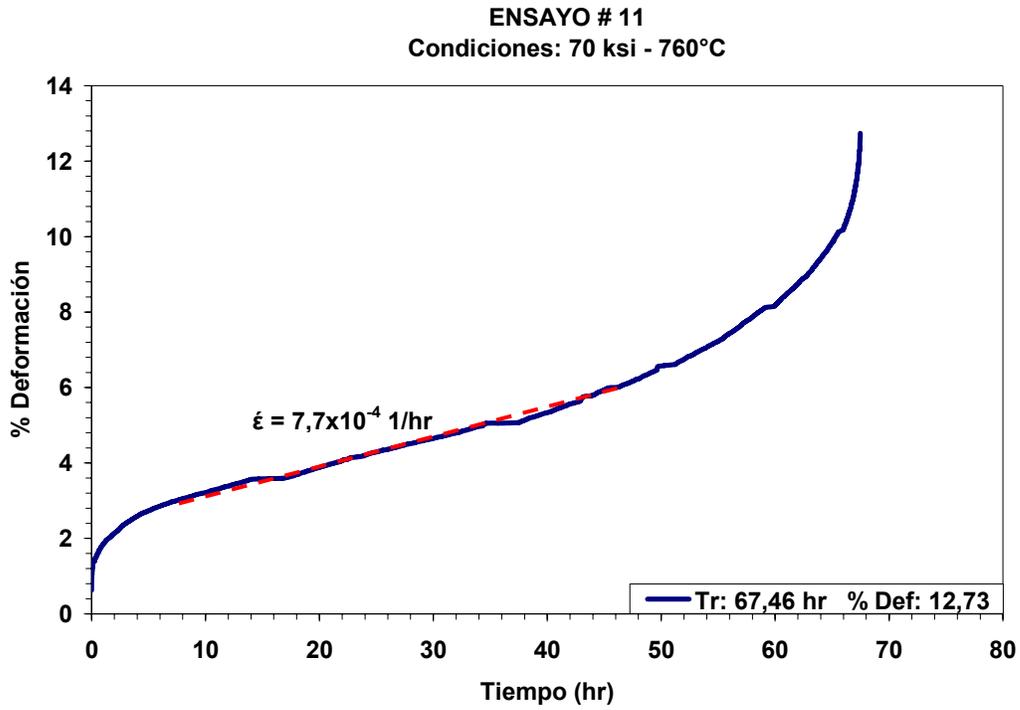


Figura 56: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 11

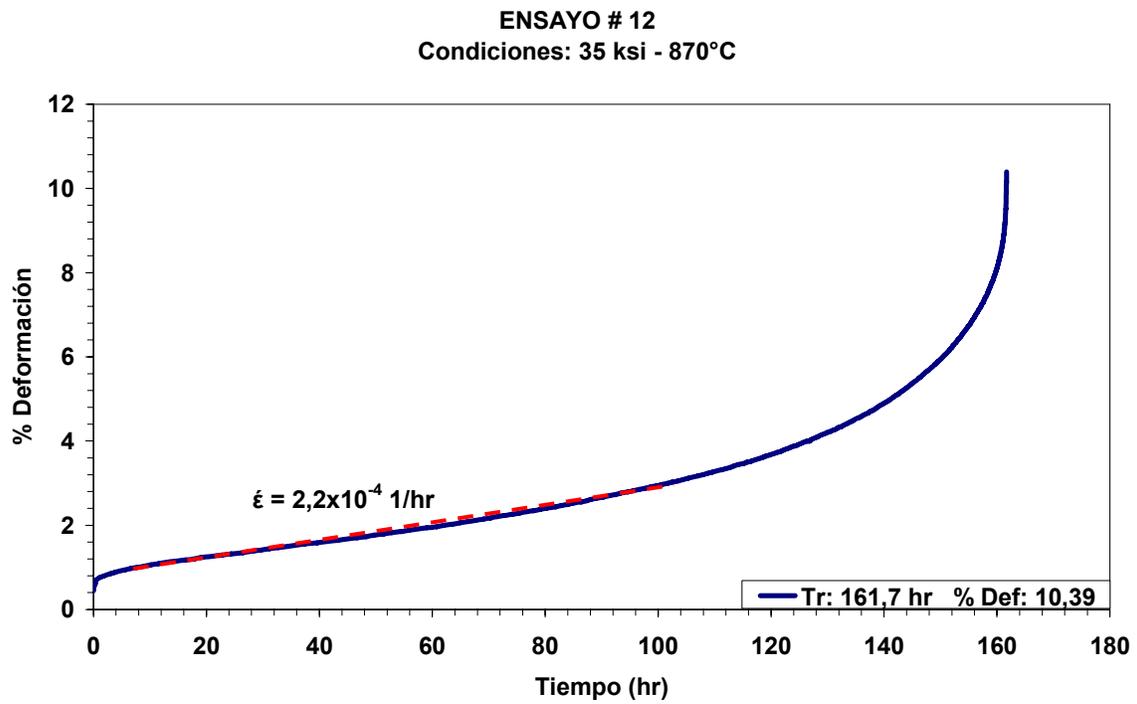


Figura 57: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 12

ENSAYO # 13
Condiciones: 25 ksi - 892°C

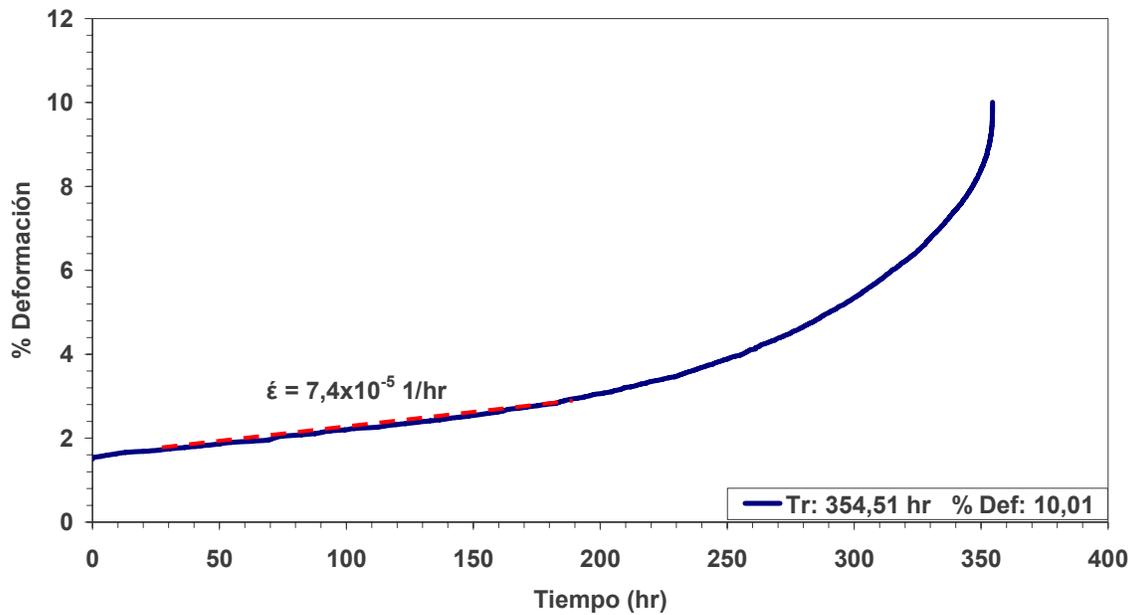


Figura 58: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 13

ENSAYO # 14
Condiciones: 35 ksi - 892°C

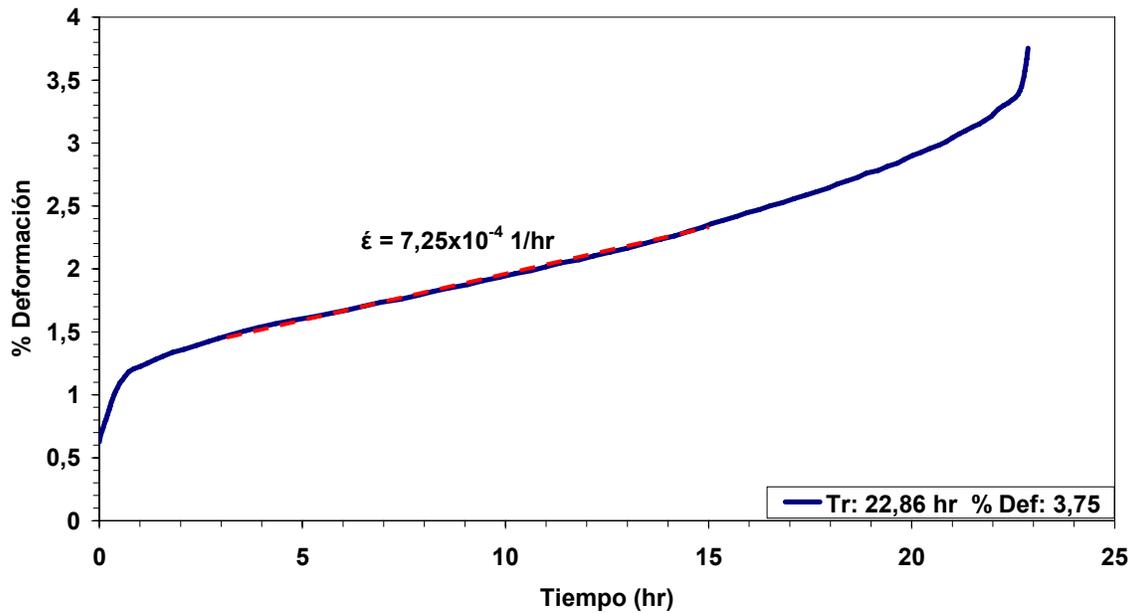


Figura 59: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 14

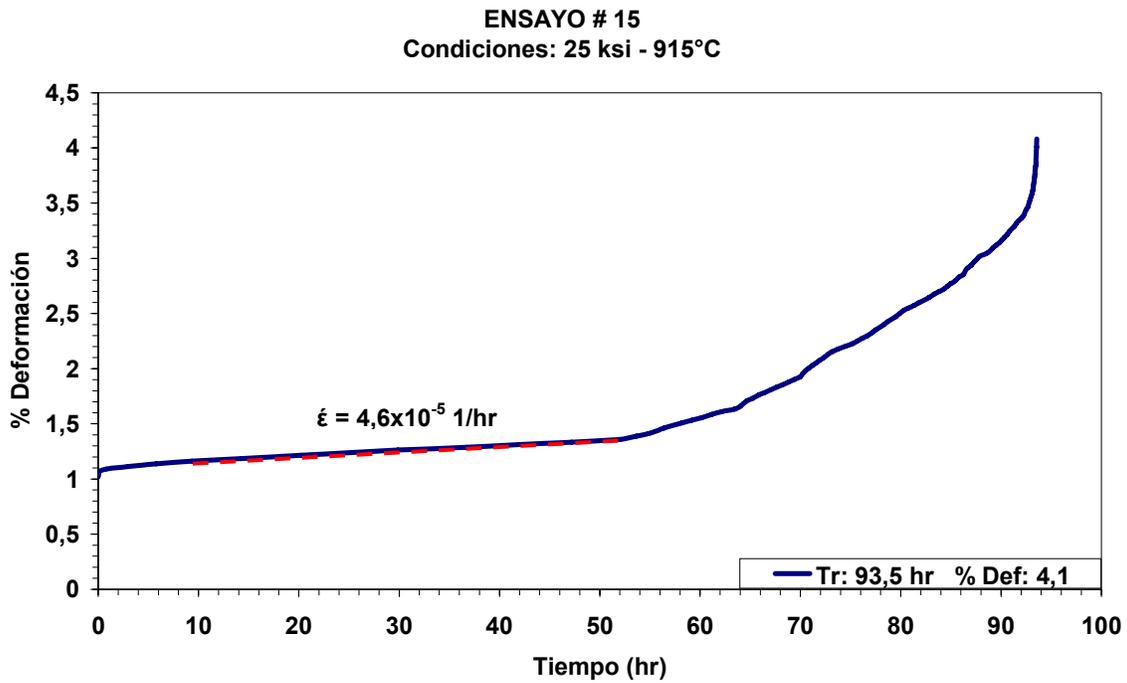


Figura 60: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 15

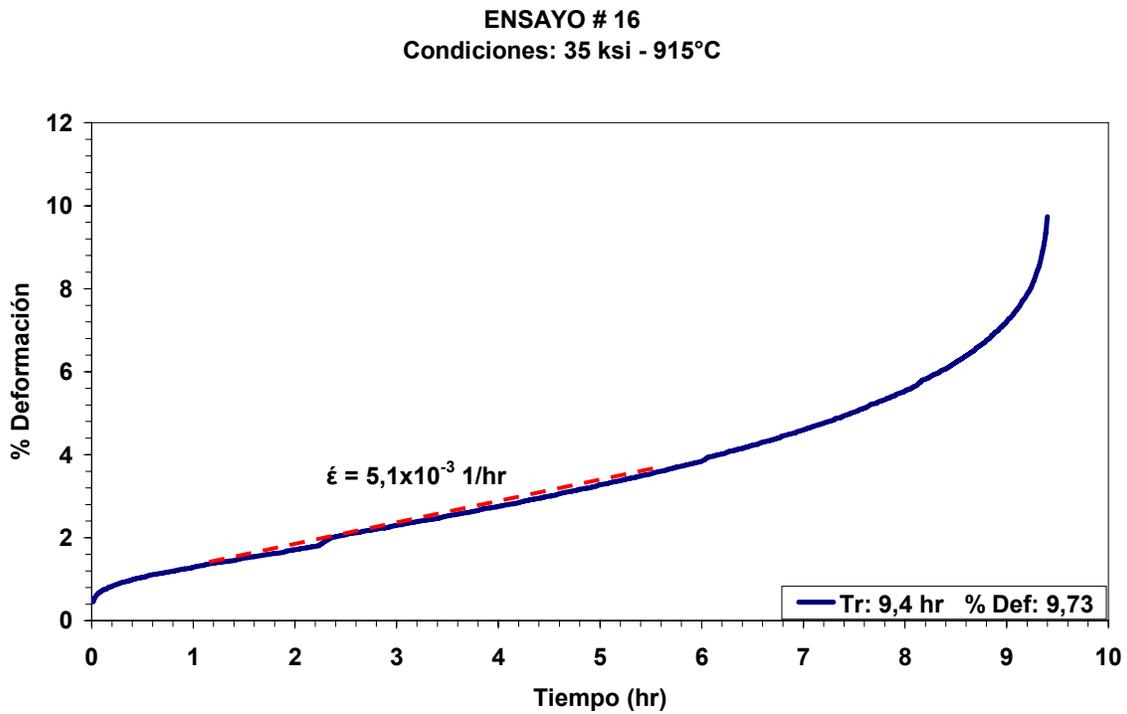


Figura 61: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 16

ENSAYO # 17
Condiciones: 50 ksi - 755°C

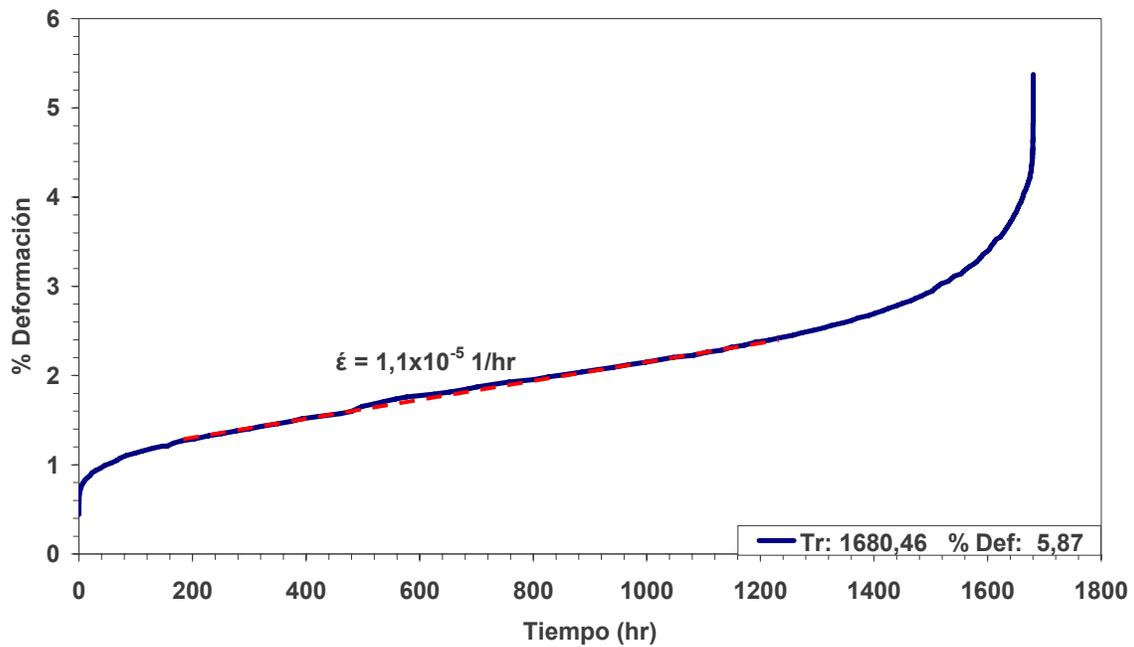


Figura 62: Curva de termofluencia correspondiente al ensayo 17

En la tabla 18 se expresan los resultados del % de elongación ($\% \epsilon$) y % de reducción de área ($\% RA$) generado en el material de las probetas ensayadas. En general los valores obtenidos son altos propios de una fractura dúctil a tensión uniaxial. Sin embargo el ensayo 15 reflejo valores bajos de $\% \epsilon$ y $\% RA$, presentó una fractura a 45° de su plano basal y fallo antes del tiempo previsto, debido a estos indicios se presume que durante el ensayo actuaron esfuerzos de cizallamiento generados por un desajuste en la alineación del tren de carga, lo cual ocasionó la falla del material por torsión y no por tensión.

Tabla 18: Cálculos realizados a las probetas ensayadas

Ensayo	σ (ksi)	T (°C)	L _o (mm)	A _{To} (mm ²)	L _f (mm)	A _{Tf} (mm ²)	% ϵ	% RA
1	100	650	15,51	11,10	17,58	6,29	13,35	43,33
2	115	650	15,46	11,28	18,33	7,94	18,56	29,59
3	130	650	15,61	11,34	17,92	7,84	14,80	30,84
4	70	760	15,85	10,93	17,58	7,65	10,91	30,05
5	65	760	15,39	10,81	17,04	9,29	10,72	14,02
6	55	760	16,45	11,40	17,70	10,75	7,60	5,68
7	55	870	16,05	11,40	18,31	6,61	14,08	42,06
8	35	870	15,37	10,93	16,58	8,71	7,87	20,32
9	25	870	15,57	11,22	17,53	9,68	12,59	13,76
10	100	650	15,81	11,22	17,39	8,40	9,99	25,15
11	70	760	15,85	11,22	17,54	7,35	10,66	34,45
12	35	870	15,47	11,28	17,11	7,60	10,60	32,66
13	25	892	15,42	11,22	15,82	9,79	2,59	12,77
14	35	892	16,31	10,52	17,02	9,95	4,64	5,38
15	25	915	16,71	11,22	17,37	10,58	3,95	5,72
16	35	915	15,54	10,81	18,23	7,55	17,31	30,18

En la tabla 19 se presentan los datos obtenidos a partir de las curvas de termofluencia de los ensayos, los datos de los ensayos del 1 al 12 son utilizados para el cálculo de las constantes requeridas para las ecuaciones de los modelos de predicción seleccionados. Los datos extraídos de las curvas son los siguientes: velocidad mínima de termofluencia ($\dot{\epsilon}$), tiempo de rotura real (T_R), tiempo de la etapa primaria (T_P), tiempo de la etapa secundaria (T_S), tiempo de la etapa terciaria (T_T), relación entre el tiempo de rotura y el tiempo de la etapa terciaria (T_R/T_T) para determinar el coeficiente de variación microestructural.

Tabla 19: Datos obtenidos de las curvas de termofluencia

Ensayo	σ (ksi)	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (1/hr)	T _R (hr)	T _P (hr)	T _S (hr)	T _T (hr)	T _R /T _T
1	100	650	1,33x10 ⁻⁴	312,65	50,06	149,79	112,8	2,8
2	115	650	1,35x10 ⁻²	4,3	0,33	2,82	1,11	3,9
3	130	650	7,58x10 ⁻²	0,68	0,10	0,43	0,15	4,5
4	70	760	4,46x10 ⁻⁴	82,68	4,78	50,6	27,3	3,0
5	65	760	1,50x10 ⁻⁵	620,0	54,0	429,0	137	4,5
6	55	760	9x10 ⁻⁶	1139,8	252,60	612,75	274,45	4,2
7	55	870	3,37x10 ⁻²	1,61	0,30	0,65	0,61	2,6
8	35	870	2,2x10 ⁻⁴	160,8	20,0	100,7	40,7	4,0
9	25	870	1,50x10 ⁻⁵	902,8	43,76	457,77	401,35	2,2
10	100	650	1,63x10 ⁻⁴	212,43	35,23	110,38	66,82	3,2
11	70	760	7,71x10 ⁻⁴	67,47	7,68	41,35	18,44	3,7
12	35	870	2,2x10 ⁻⁴	161,7	5,56	110,12	46	3,5
13	25	892	7,4x10 ⁻⁵	354,51	26,16	169,79	158,56	2,2
14	35	892	7,3x10 ⁻⁴	22,86	3,9	11,18	7,78	2,9
15	25	915	4,6x10 ⁻⁵	93,5	9,35	42,63	41,5	2,3
16	35	915	5,1x10 ⁻³	9,4	1,13	4,62	3,68	2,6

V.3 Modelos de predicción de vida remanente de la aleación Udimet 500

Los datos obtenidos de los ensayos de termofluencia permitieron la elaboración de las curvas de los modelos matemáticos, seleccionados para la determinación de la vida remanente de la aleación Udimet 500. A partir de estas curvas, se determinó el valor de las constantes del material actual para la ecuación correspondiente a cada modelo.

Parámetro de Larson Miller

En la elaboración de la curva del Parámetro de Larson Miller se consideró la degradación del material por efecto del servicio, se determinó de forma gráfica el valor de la constante C del material actual, para obtener una mayor exactitud en los cálculos de tiempos de rotura.

Los datos obtenidos a partir de los ensayos de termofluencia a temperaturas de 892° C y 915° C permitieron la determinación de la constante C a los esfuerzos de 25 ksi, 35ksi y 55 ksi. En la figura 63 se muestra el grafico para el calculo de los valores de C, el corte con el eje de las ordenadas de cada recta representa el valor de constante C para cada nivel de esfuerzo. En la tabla 20 se muestran las ecuaciones correspondientes a las curvas de la figura 63.

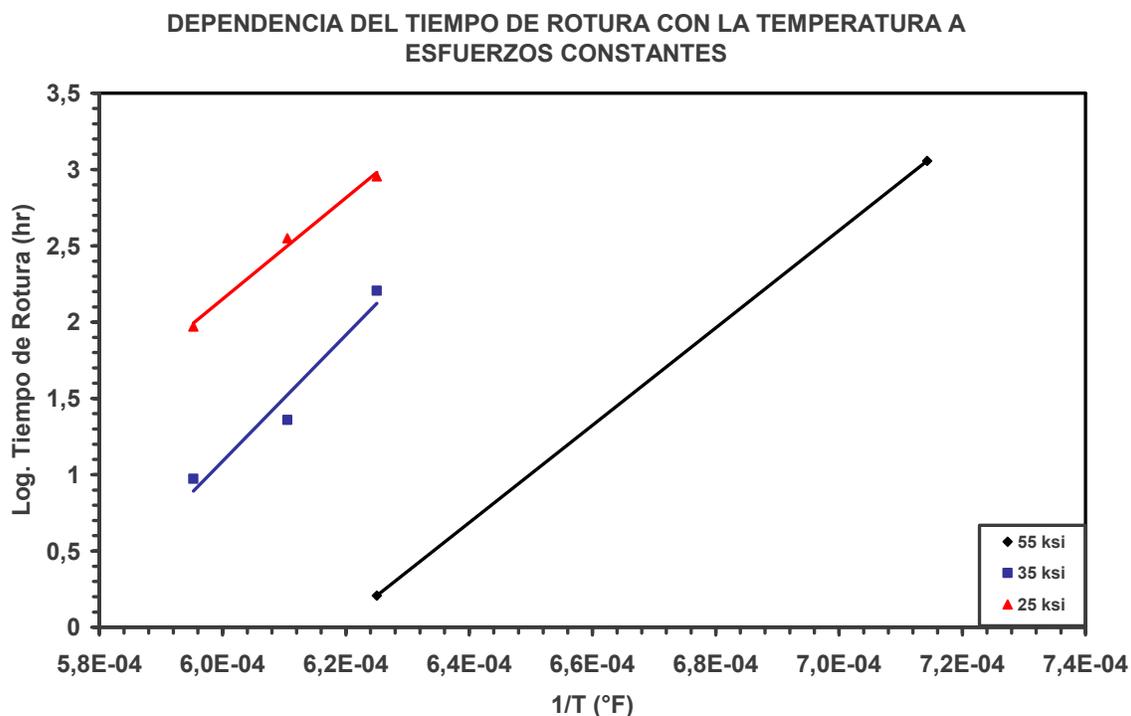


Figura 63: Determinación de la constante C del parámetro de Larson Miller

Tabla 20: Valores obtenidos para la constante C del parámetro de Larson Miller

σ (ksi)	Ecuación ($y = mx + b$)	R^2	Constante C
55	$y = 31920x - 19,743$	1	19,7
35	$y = 41293x - 23,686$	0,9491	23,7
25	$y = 33131x - 17,726$	0,9926	17,7

En la figura 64 se muestran las curvas del parámetro de Larson Miller del material original y el extraído del servicio construidas con los diferentes valores de C obtenidos. En la tabla

21 se indican las ecuaciones correspondientes a las curvas de la figura 64, estas permitieron estimar los tiempos de rotura de los ensayos realizados.

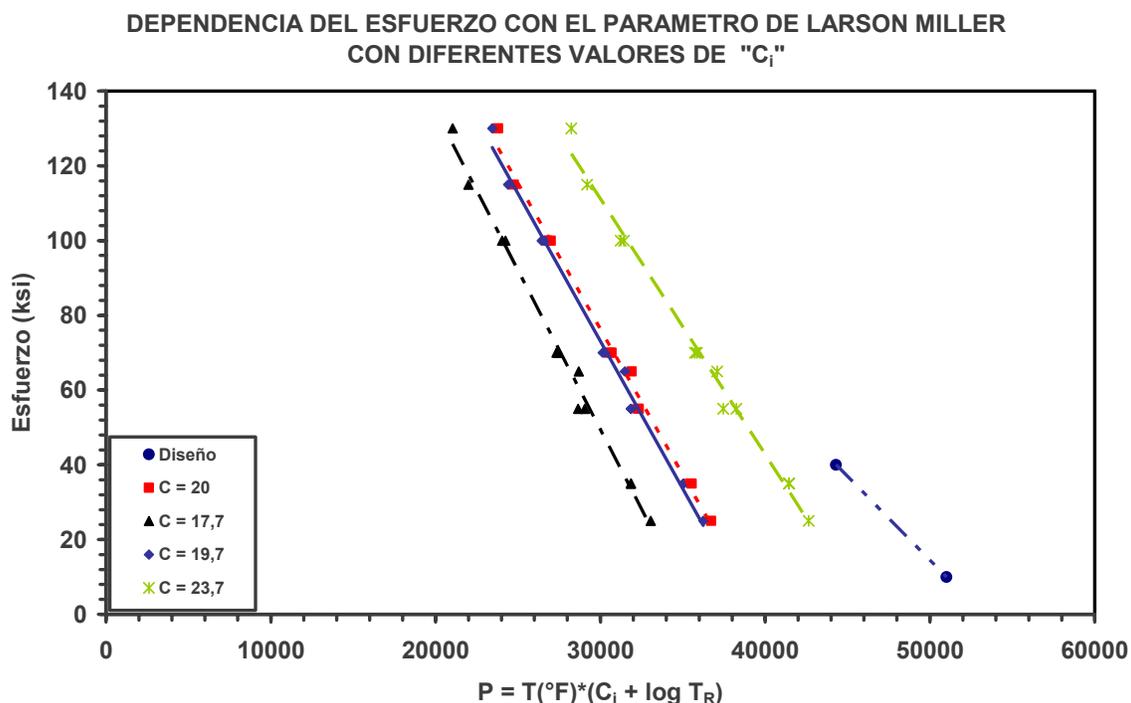


Figura 64: Curvas del Parámetro de Larson Miller del material original y el extraído del servicio con los diferentes valores de C determinados.

Tabla 21: Ecuaciones correspondientes a las curvas del parámetro de Larson Miller de la figura 64

Curva PLM (C _i)	Ecuación (y = mx + b)	R ²
Diseño	$\sigma = -0,0045P - 238,36$	1
20	$\sigma = -0,0078P - 310,49$	0,9933
17,7	$\sigma = -0,0085P - 305,27$	0,992
19,7	$\sigma = -0,0079P - 309,89$	0,9933
23,7	$\sigma = -0,0068P - 316,39$	0,9916

Para la determinación de la constante C final del material actual, se evaluó la desviación de los tiempos de rotura estimados por cada curva de Larson Miller con los diferentes valores de C, respecto a los tiempos de rotura real de los ensayos realizados. La figura 65 presenta

la desviación de los tiempos de rotura estimados, a través de la variación de las pendientes de las curvas respecto a la curva ideal, en la curva ideal los tiempos estimados y los reales son iguales.

En la tabla 22 se muestran las ecuaciones correspondientes a las curvas de la figura 65, donde se puede apreciar que la curva de los tiempos estimados utilizando la constante C igual a 17,7, muestra la menor desviación respecto al comportamiento ideal, por presentar el valor de pendiente mas próximo a 1.

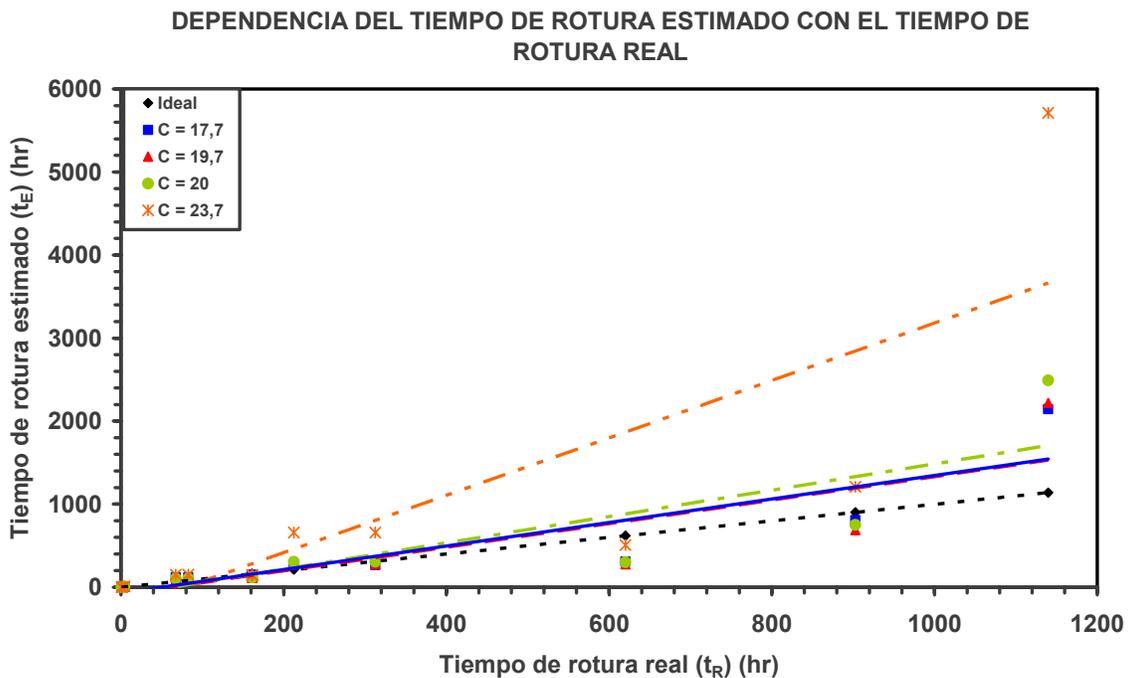


Figura 65: Determinación de la desviación de las curvas del Parámetro de Larson Miller

Tabla 22: Ecuaciones correspondientes a las curvas de la figura 65

Curva del PLM	Ecuación ($y = mx + b$)	R^2	Pendiente (m)
Ideal	$y = x$	1	1
17,7	$y = 1,4165x - 71,096$	0,7972	1,4165
19,7	$y = 1,4175x - 86,043$	0,7534	1,4175
20	$y = 1,5842x - 99,065$	0,7465	1,5842
23,7	$y = 3,4563x - 276,67$	0,6752	3,4563

Modelo de Monkman Grant

En la figura 66 se muestra la curva trazada para la determinación de las constantes del material, para la ecuación del modelo de Monkman Grant. La pendiente de la curva y el antilogaritmo del corte con el eje de las ordenadas, representan las constantes m y $C1$ respectivamente de la ecuación (11).

$$t_R * \dot{\epsilon}^{0,818} = 0,57 \quad (11)$$

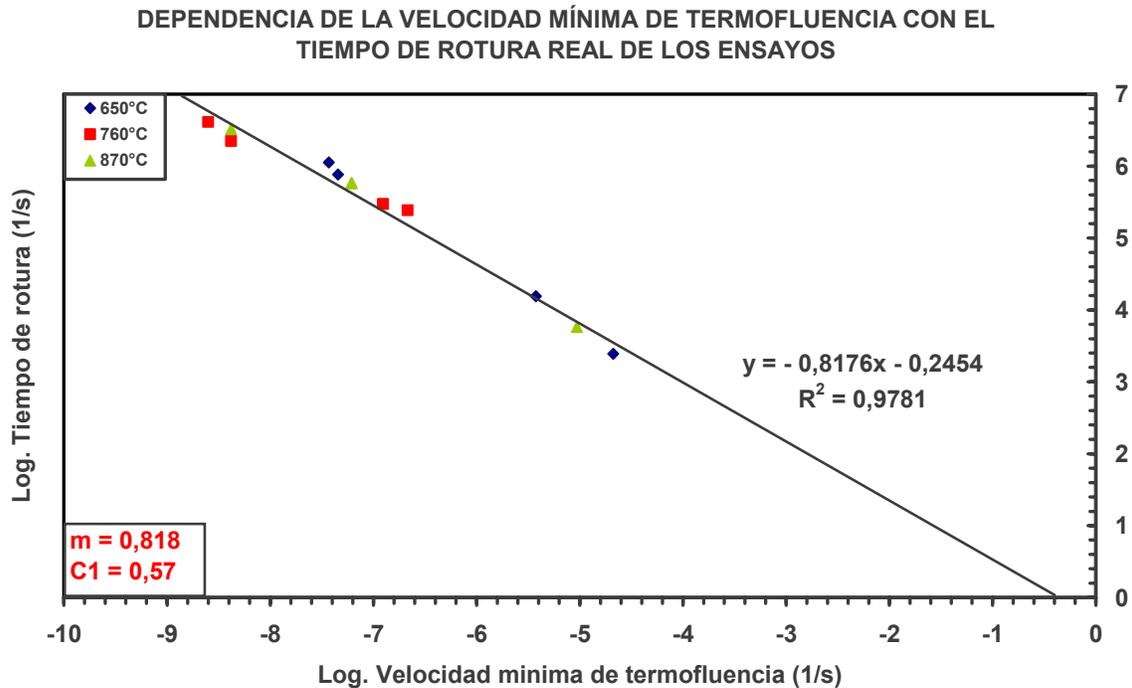


Figura 66: Determinación de las constantes m y $C1$ del modelo de Monkman Grant

Modelo de Koul Toscano Castillo

Las figuras 67 y 68 presentan las curvas trazadas para la determinación de las constantes del material, según la ecuación del modelo de Koul Toscano Castillo. En la figura 67, la pendiente de la curva y el corte con el eje de las ordenadas representan las constantes $m1$ y K respectivamente de la ecuación 16. En la figura 68 la pendiente de la curva y el corte con el eje de las ordenadas representan las constantes $n1$ y b respectivamente de la ecuación (12).

$$(-0,25 t_R^{1,01} + t_R) \dot{\epsilon}^{0,816} = 0,40 \quad (12)$$

DEPENDENCIA DEL TIEMPO DE LA ETAPA PRIMARIA Y SECUNDARIA CON LA VELOCIDAD MÍNIMA DE TERMOFLUENCIA

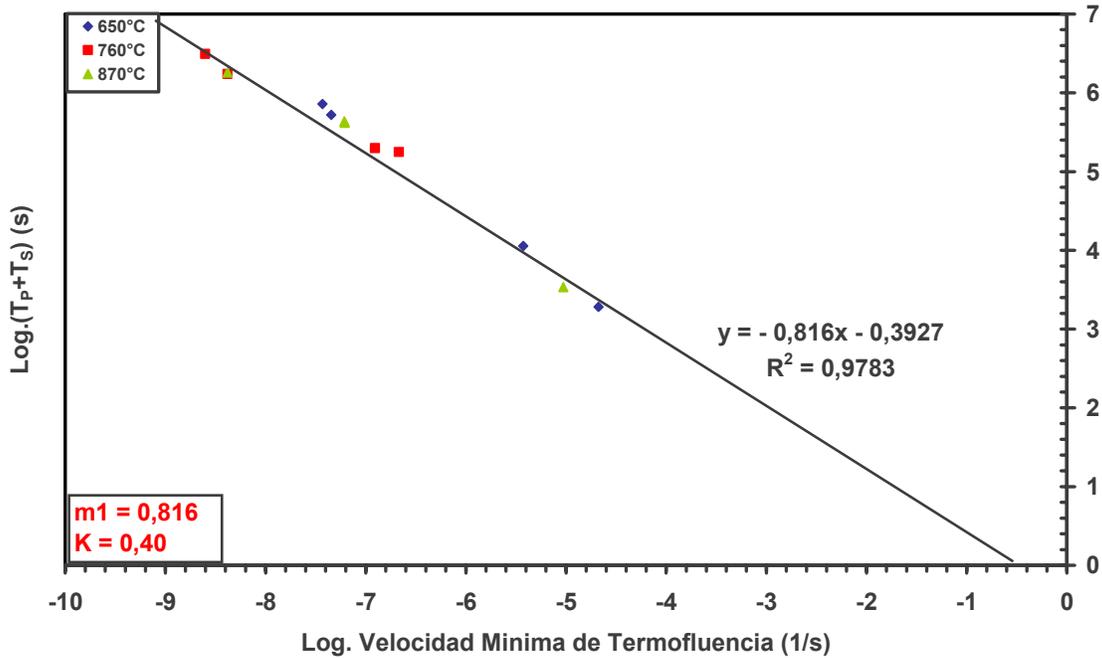


Figura 67: Determinación de las constantes $m1$ y K del modelo de Koul Toscano Castillo

DEPENDENCIA DEL TIEMPO DE LA ETAPA TERCIARIA CON EL TIEMPO DE ROTURA

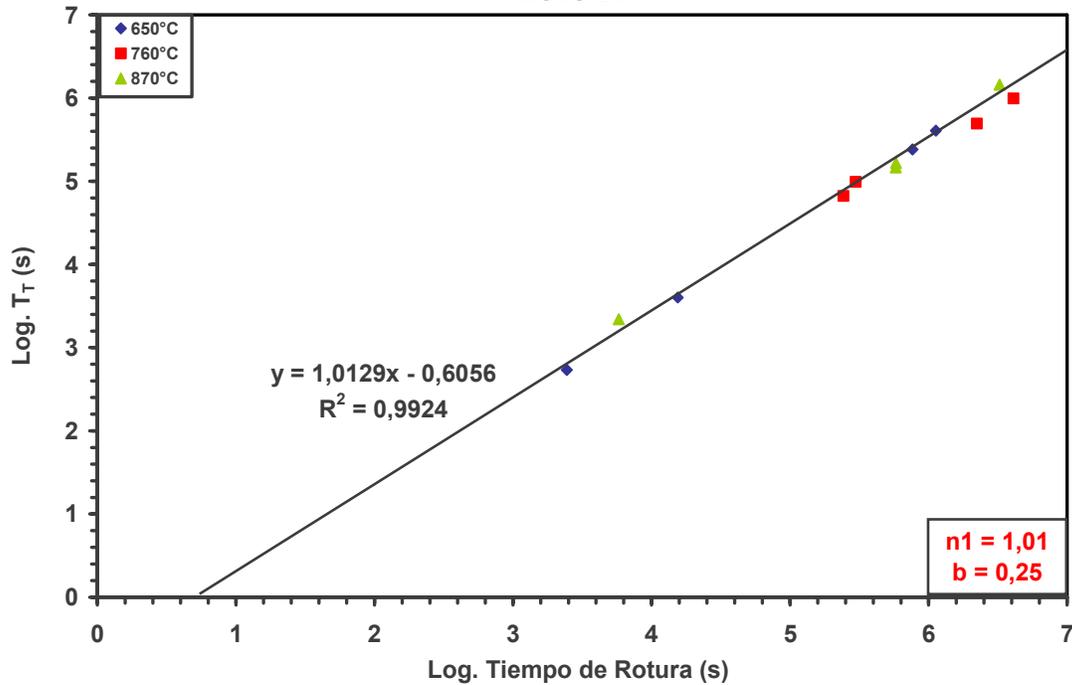


Figura 68: Determinación de las constantes $n1$ y b del modelo de Koul Toscano Castillo

V.3.1 Evaluación de los modelos de predicción

La selección del modelo de predicción para el cálculo de la vida remanente del material, se realizó mediante el análisis gráfico de la desviación y la dispersión de los tiempos de rotura estimados por cada modelo, respecto a los tiempos de rotura real de cada ensayo.

En la tabla 23 se expresan los tiempos de rotura estimados por los modelos de Monkman Grant, Koul Toscano Castillo y el parámetro de Larson Miller.

Tabla 23: Tiempos de rotura estimados por los modelos de predicción

Ensayo	σ (ksi)	T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (1/hr)	T _R Real	T _R MG	T _R KTC	T _R PLM
1	100	650	$1,33 \times 10^{-4}$	312,65	190,25	180,24	265,77
2	115	650	$1,35 \times 10^{-2}$	4,3	4,35	4,09	8,99
3	130	650	$7,58 \times 10^{-2}$	0,68	1,06	0,99	0,30
4	70	760	$4,46 \times 10^{-4}$	82,68	70,71	66,78	117,65
5	65	760	$1,50 \times 10^{-5}$	620,0	1133,93	1075,54	309,57
6	55	760	9×10^{-6}	1139,8	1722,10	1635,61	2143,35
7	55	870	$3,37 \times 10^{-2}$	1,61	2,06	1,93	5,04
8	35	870	$2,2 \times 10^{-4}$	160,8	126,05	119,24	148,87
9	25	870	$1,50 \times 10^{-5}$	902,8	1133,93	1075,54	809,26
10	100	650	$1,63 \times 10^{-4}$	212,43	161,09	152,36	265,77
11	70	760	$7,71 \times 10^{-4}$	67,47	45,19	42,71	117,65
12	35	870	$2,22 \times 10^{-4}$	161,7	125,12	118,29	148,87

Evaluación de la desviación de los modelos

En la figura 69 se presenta el gráfico de la desviación de los tiempos estimados por los modelos. El cálculo de desviación se expresa a través de la variación de las pendientes de las curvas respecto a la curva ideal, en la cual los tiempos estimados son iguales a los reales y posee pendiente igual a 1.

La evaluación de la desviación expresada en la tabla 24, indica que el parámetro de Larson Miller mostró la menor desviación seguido del modelo de Koul Toscano Castillo, al presentar mayor proximidad al comportamiento de la curva ideal.

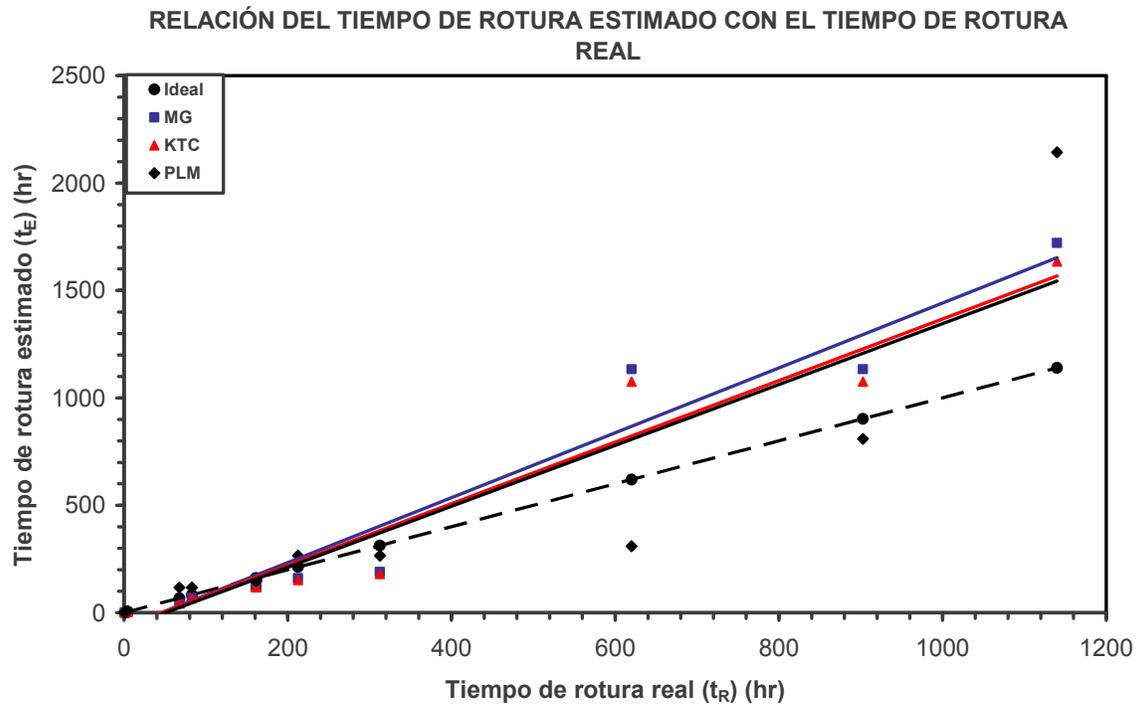


Figura 69: Determinación gráfica de la desviación de los modelos.

Tabla 24: Evaluación de la desviación de los modelos

Modelo	Ecuación ($y = mx + b$)	R^2	Pendiente (m)
Ideal	$y = x$	1	1
PLM	$y = 1,4165x - 72,096$	0,7972	1,42
KTC	$y = 1,4331x - 65,157$	0,9539	1,43
MG	$y = 1,5096x - 68,3$	0,9539	1,51

Evaluación de la dispersión de los modelos

La dispersión se determinó de forma gráfica al evaluar en escala logarítmica, la relación tiempo de rotura estimado entre el tiempo de rotura real, de esta manera se estableció el factor de dispersión de cada modelo, para realizar los cálculos de vida remanente de manera conservadora.

En la figura 70 el modelo de Koul Toscano Castillo sobreestimó el tiempo de rotura del ensayo 5 en un 73%.presentando una dispersión de $\pm 1,7$ el cual puede ser aproximado a ± 2 .

En la figura 71 el modelo de Monkman Grant sobreestimó el tiempo de rotura del ensayo 5 en un 83%, presentando una dispersión de $\pm 1,8$ el cual puede ser aproximado a ± 2 .

En la figura 72 el parámetro de Larson Miller sobreestimo el tiempo de rotura del ensayo 7 en un 210% presentando una dispersión de $\pm 3,1$ el cual puede ser aproximado a ± 3 . Sin embargo, al omitir este punto, se debe considerar que en el ensayo 2 sobreestimó el tiempo de rotura en un 110% presentando una dispersión de $\pm 2,1$ el cual puede ser aproximado a ± 2 .

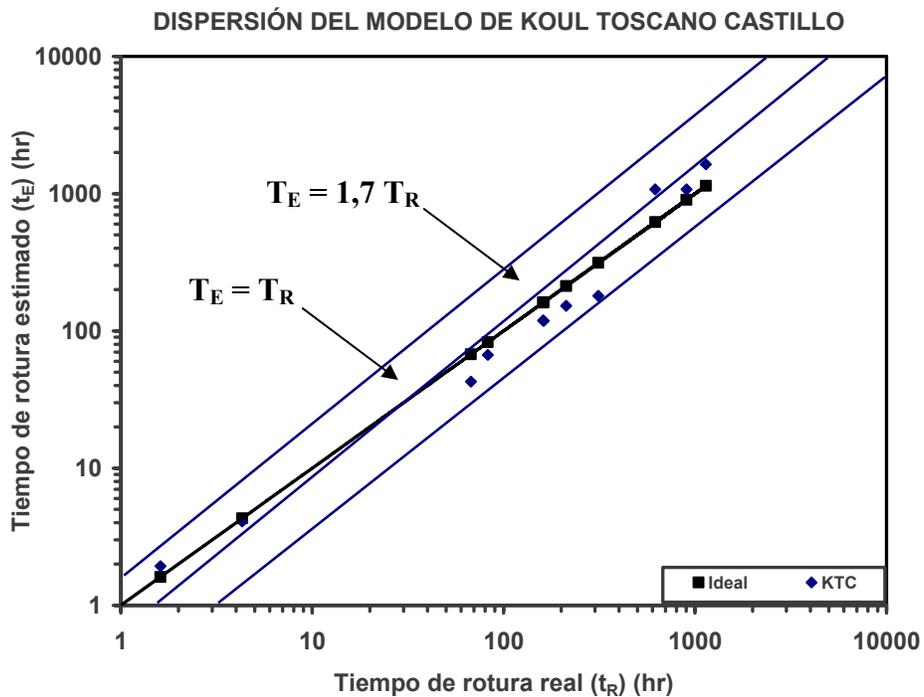


Figura 70: Determinación de la dispersión del modelo de Koul Toscano Castillo

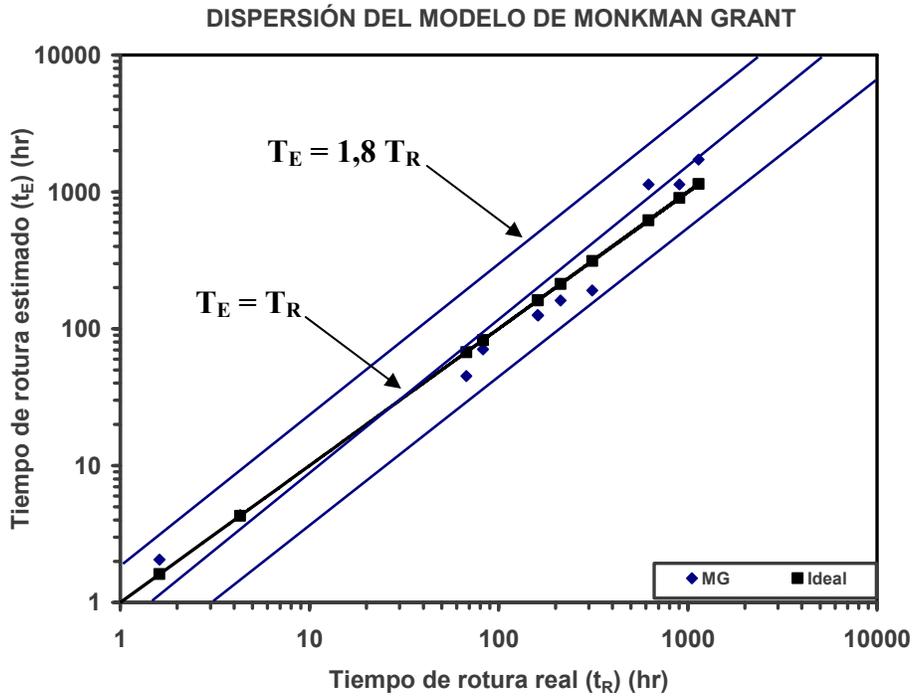


Figura 71: Determinación de la dispersión del modelo de Monkman Grant

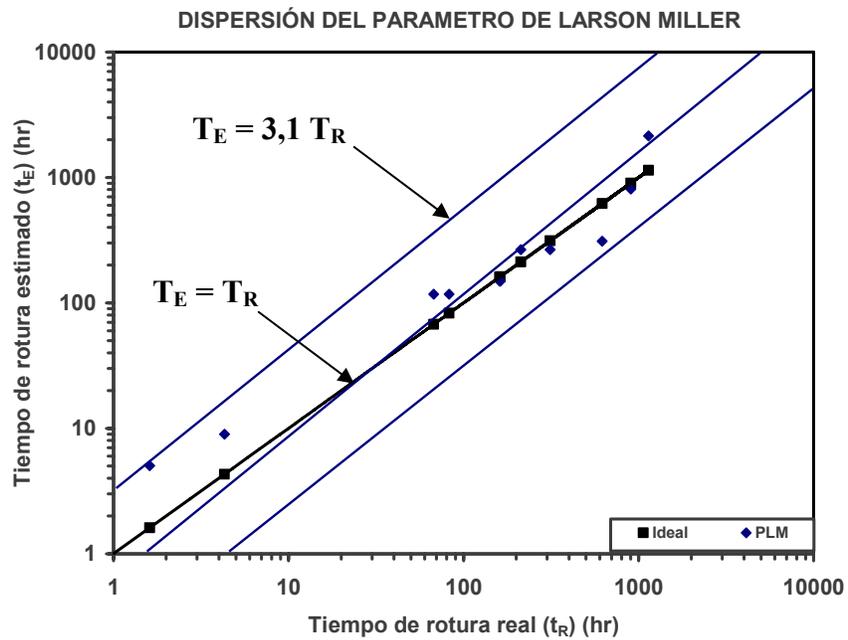


Figura 72: Determinación de la dispersión del parámetro de Larson Miller

V.3.2 Determinación de la vida remanente de la superaleación Udimet 500

Para el cálculo de vida remanente del Udimet 500, se determino mediante la curva de Larson Miller de diseño el esfuerzo máximo permisible para una vida útil de 100.000 horas a la temperatura de servicio (755° C) (ecuación 13).

$$P = (1391^{\circ}\text{F}) * (20 + \log 100.000 \text{ horas}) = 34.775 \quad (13)$$

En la tabla 25 se expresa la determinación del esfuerzo de diseño a través de la ecuación de la curva del parámetro de Larson Miller del material original. Se conoce que ningún material en servicio trabaja al máximo esfuerzo permisible, por lo tanto se aplicó un factor de seguridad de 2 para calcular de forma aproximada el esfuerzo de operación del material (ecuación 14).

$$\sigma_{\text{Operación}} = \frac{1}{2} \sigma_{\text{Diseño}} \quad (14)$$

El esfuerzo de operación calculado constituye el 50% del esfuerzo máximo permisible por diseño, sin embargo en este estudio para obtener tiempos de rotura disponibles en los ensayos de termofluencia, se utilizo el 60% del esfuerzo máximo permisible.

Tabla 25: Determinación del esfuerzo de diseño

Curva PLM Diseño	Parámetro (P)	$\sigma_{\text{Diseño}}$ (ksi) (100%)	$\sigma_{\text{Operación}}$ (ksi) (50% $\sigma_{\text{Diseño}}$)	σ_{Ensayo} (ksi) (60% $\sigma_{\text{Diseño}}$)
$\sigma = -0,0045P + 238,4$	34.775	82	41	50

El valor de velocidad mínima de termofluencia ($\dot{\epsilon}_s$) desarrollada en el ensayo 17 (755° C - 50 ksi), es sustituido en la ecuación de los modelos de Monkman Grant y Koul Toscano Castillo, para determinar la vida remanente del material a las condiciones establecidas, como se muestra en la tabla 26.

Tabla 26: Determinación de vida remanente por los modelos de MG y KTC

Modelo	Ecuación	$\dot{\epsilon}$ (1/s)	t_E (hr)	t_R (hr)
MG	$t_R * \dot{\epsilon}_s^{0,818} = 0,57$	$3,05 \times 10^{-9}$	1461,4	1680
KTC	$(- 0,25 t_R^{1,01} + t_R) \dot{\epsilon}_s^{0,816} = 0,40$	$3,05 \times 10^{-9}$	1387,5	1680

Los modelos de Koul Toscano Castillo y Monkman Grant subestimaron los tiempos de rotura en 17% y 13% respectivamente, presentando una dispersión inferior a la establecida

para cada modelo, esto permite señalar que las predicciones realizadas son bastante conservadoras y asertivas.

El parámetro de Larson Miller relaciona las variables de esfuerzo y temperatura mediante un parámetro “P,” para realizar las estimaciones de vida remanente. En la tabla 27 se expresan las estimaciones realizadas por este modelo tanto para el esfuerzo del ensayo 17 (50ksi) como para el esfuerzo calculado por diseño (41 ksi).

Tabla 27: Predicciones de vida remanente del parámetro de Larson Miller

Método	Ecuación PLM (C=17,7)	(σ)(ksi)	T(°F)	Parámetro(P)	t _E (hr)	t _R (hr)
Real	$\sigma = -0,0085P - 305,27$	50	1391	30031	7.763	1.680
Analítico	$\sigma = -0,0085P - 305,27$	41	1391	30090	44.797	9.739

El parámetro de Larson Miller sobreestimó el tiempo de rotura real del ensayo 17, generando un factor de dispersión de 4,6 el cual es superior al establecido para este modelo, en consecuencia para realizar los cálculos de vida remanente de manera conservadora, se debe tomar en cuenta este grado de dispersión, (ecuación 15).

$$t_E = 4,6 t_R \quad (15)$$

Una vez establecida la máxima variación de las predicciones realizadas por el parámetro de Larson Miller, se realizó el cálculo de vida remanente de forma analítica, considerando la disminución de las propiedades mecánicas del material por efecto del servicio, como se muestra en la figura 73. El límite de fluencia del material disminuyó un 17%, reduciendo el rango de trabajo del material, en consecuencia el esfuerzo permisible disminuye un 17%, resultando un valor de 41 ksi como esfuerzo equivalente de operación para el material actual, este valor coincide con el calculado por diseño en la tabla 25.

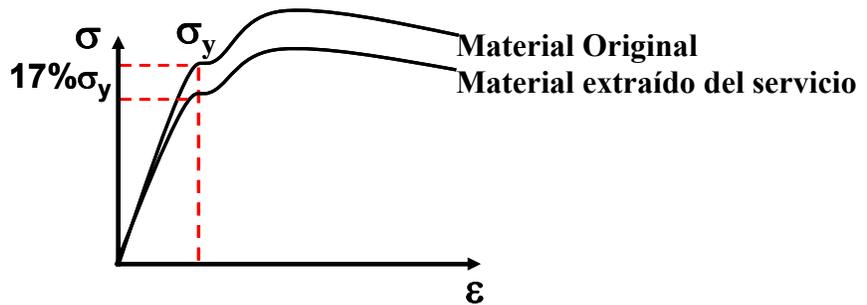


Figura 73: Determinación del esfuerzo de servicio

El parámetro de Larson Miller a este esfuerzo y la temperatura de operación, determino una vida remanente entre 44.797 horas, y 9.739 horas, (ecuación 16).

$$t_E = \frac{44.797 \text{ horas}}{4,6} = 9.739 \text{ horas} \quad (16)$$

Es decir el componente actual tiene una vida remanente máxima de 5 años y 42 días, sin embargo para disminuir el riesgo en servicio se aplica la máxima dispersión encontrada, resultando una duración mínima del componente de 1 año y 40 días.

V.4 Caracterización microestructural de las probetas ensayadas

La caracterización de las probetas ensayadas, se realizó con la finalidad de observar y cuantificar los cambios ocurridos en la microestructura de la aleación durante el ensayo por efecto de las condiciones de exposición. En las fotomicrografías tomadas mediante MO, se observa un aumento del espaciado interdendrítico y engrosamiento de las dendritas. El análisis de imagen realizado en un área de $640000 \mu\text{m}^2$ en las fotomicrografías permitió cuantificar la variación del % del área dendrítica por efecto de las altas temperaturas y esfuerzos durante el tiempo de exposición.

En la tabla 28 se expresan los resultados de la medición del espaciado interdendrítico realizada en las muestras antes y después de ensayar.

Observación mediante MO

A continuación se muestran las fotomicrografías de las muestras más representativas antes y después de ser ensayadas.

En la figura 74 se muestra el aumento del espaciado interdendrítico y engrosamiento de la zona dendrítica luego de 312 horas de exposición.

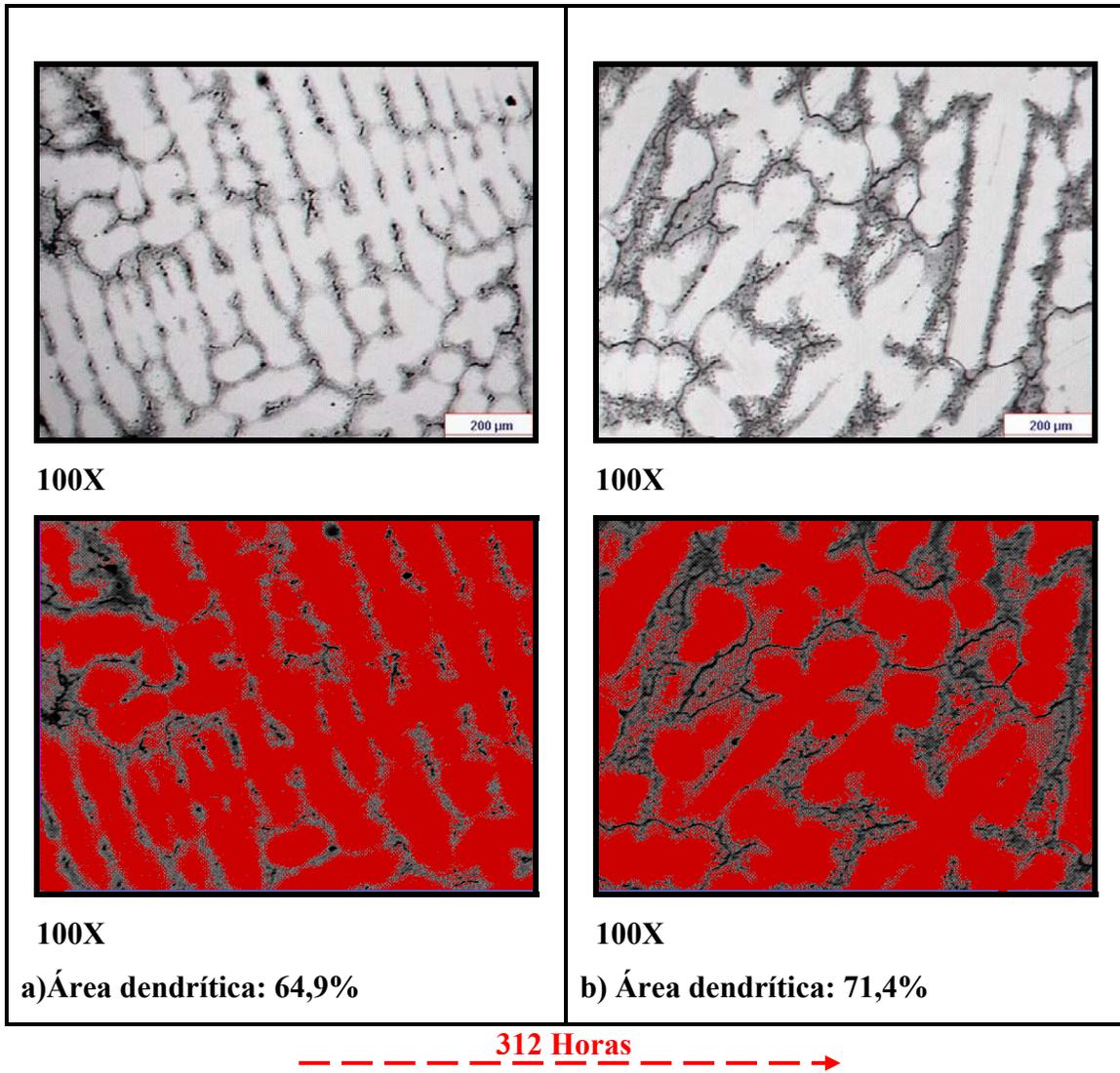


Figura 74: Fotomicrografías y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 1 ($\sigma = 100$ ksi $T = 650^\circ$ C). a) Microestructura inicial. b) Microestructura luego de 312 horas

En la figura 75 se muestra el aumento del espaciado interdendrítico y engrosamiento de la zona dendrítica luego de 82,7 horas de exposición.

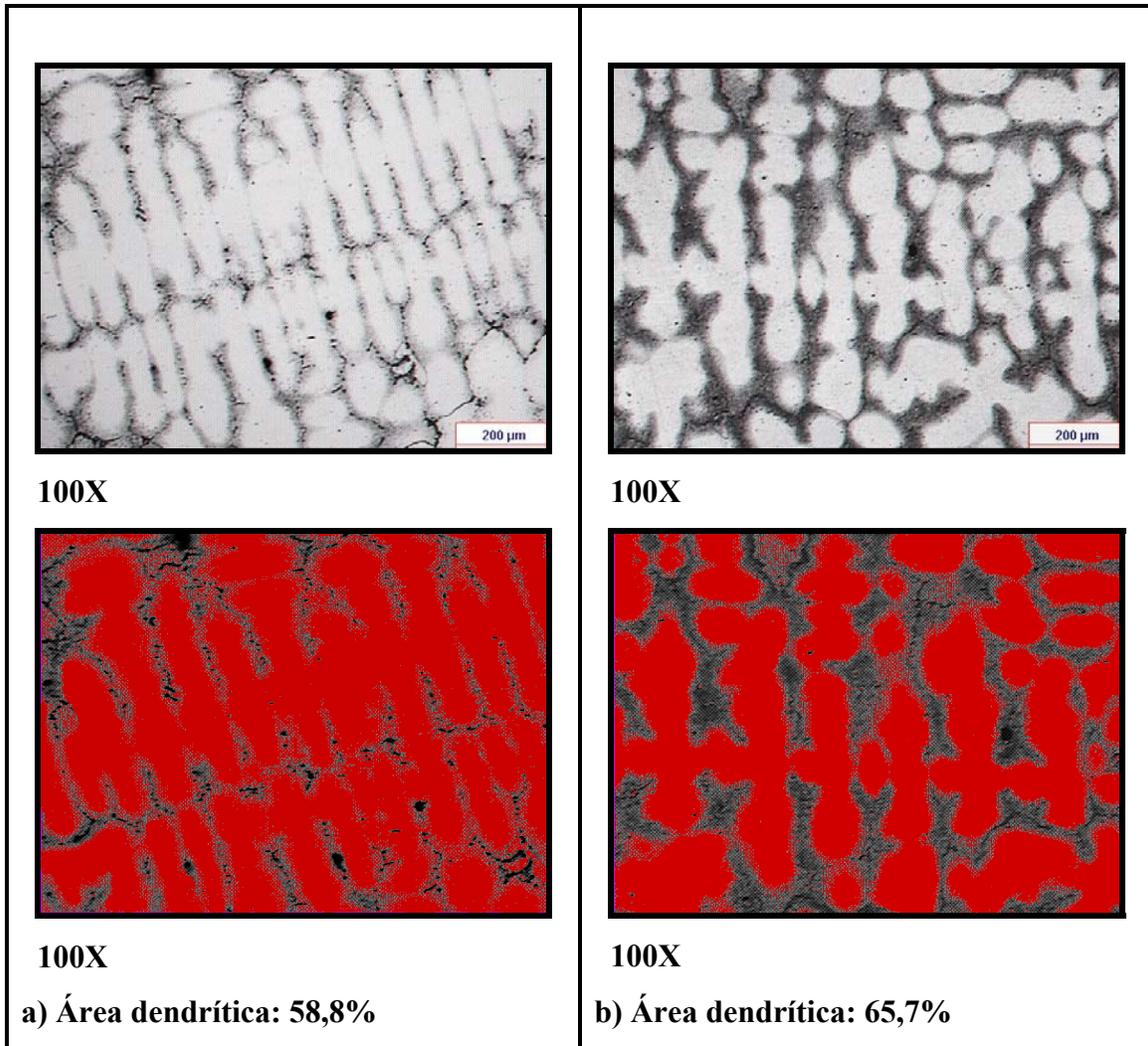


Figura 75: Fotomicrografías y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 4 ($\sigma = 70$ ksi $T= 760^{\circ}$ C). a) Microestructura inicial. b) Microestructura luego de 82,7 horas

En la figura 76 se muestra el aumento del espaciado interdendrítico y engrosamiento de la zona dendrítica luego de 22,8 horas de exposición.

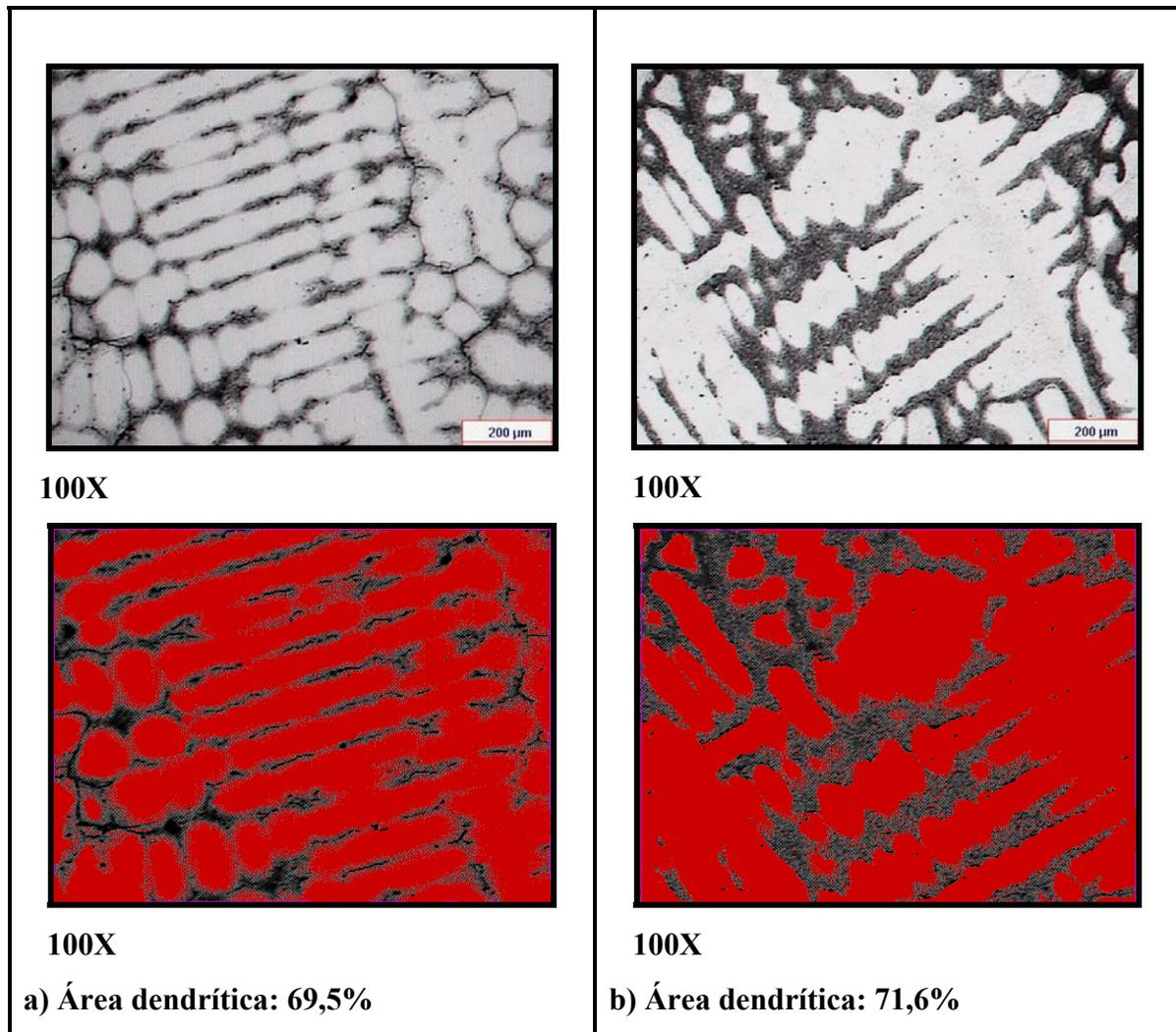


Figura 76: Fotomicrografías y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 11 ($\sigma = 35 \text{ ksi}$ $T = 892^\circ \text{ C}$). a) Microestructura inicial. b) Microestructura luego de 22,8 horas

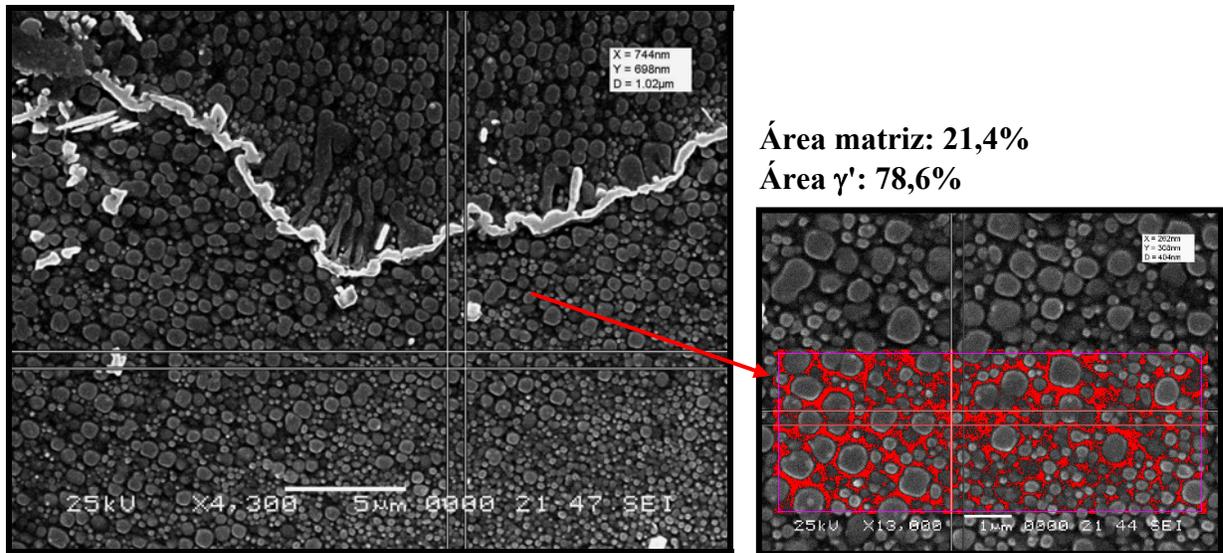
Tabla 28: Resultados de la medición del tamaño promedio del espaciamiento interdendrítico de las muestras antes y después de ensayar

Tamaño promedio del espaciamiento interdendrítico λ (μm) \pm Desviación Estándar (DS)(μm)							
Ensayo	σ (ksi)	T ($^{\circ}\text{C}$)	t_R Real (hr)	λ Inicial (μm)	DS (μm)	λ Final (μm)	DS (μm)
1	100	650	312,65	74,2	3,5	163,3	33,0
4	70	760	82,68	81,7	2,4	150,0	14,1
5	65	760	620	81,7	11,8	161,7	0,0
6	55	760	1139,8	85,0	11,8	169,2	8,2
7	55	870	1,61	94,2	5,9	145,0	30,6
8	35	870	160,8	100,8	5,9	149,2	13,0
9	25	870	902,8	75,0	7,1	161,7	18,9
10	25	892	354,51	93,3	7,1	155,0	9,4
11	35	892	22,86	80,0	4,7	120,0	7,1
12	35	915	9,4	95,8	15,3	155,0	21,2

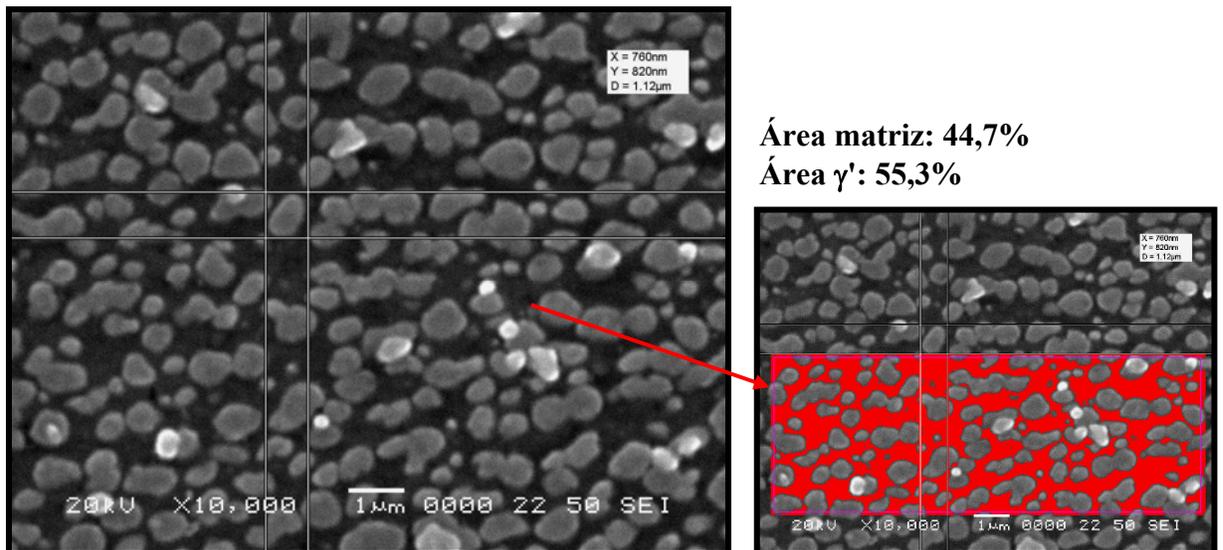
Observación mediante MEB

Las figuras 77 a la 79 muestran las fotomicrografías de las muestras más representativas, tomadas a aquellos aumentos que permitieron la observación y medición de la γ' .

La figura 77 muestra el análisis de imagen realizado en un área de $53 \mu\text{m}^2$ de la fotomicrografía, donde se refleja la disminución de la fracción volumétrica de γ' en la matriz originada por el crecimiento y coalescencia del precipitado durante el ensayo.



a)



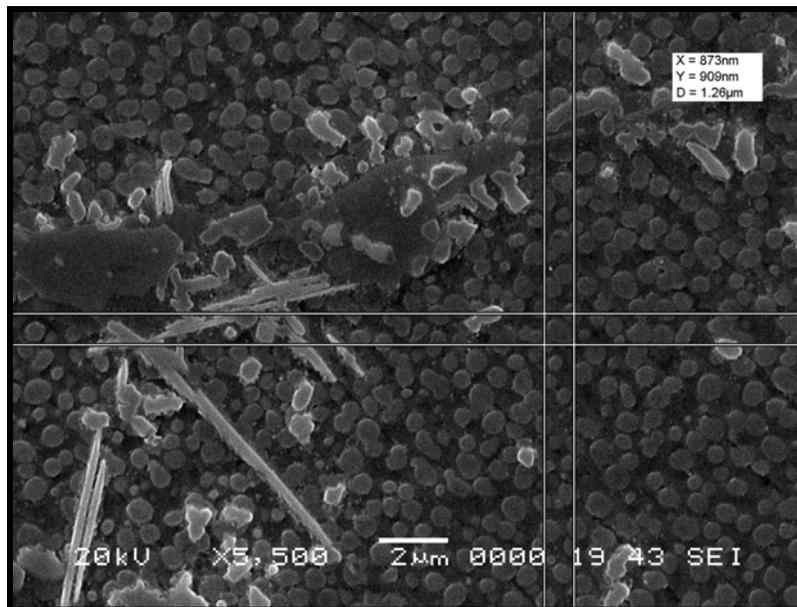
b)

Figura 77: Fotomicrografías y análisis de imagen de la microestructura del ensayo 4 ($\sigma = 70 \text{ ksi } T = 760^\circ \text{ C}$). a) Tamaño de γ' inicial. b) Tamaño de γ' luego de 82,68 horas

En la figura 78.a se observa el modo de coalescencia de la γ' en la microestructura antes del ensayo, mientras que en la figura 78.b se refleja a escala real el crecimiento de la γ' por efecto de las condiciones de exposición.



a)

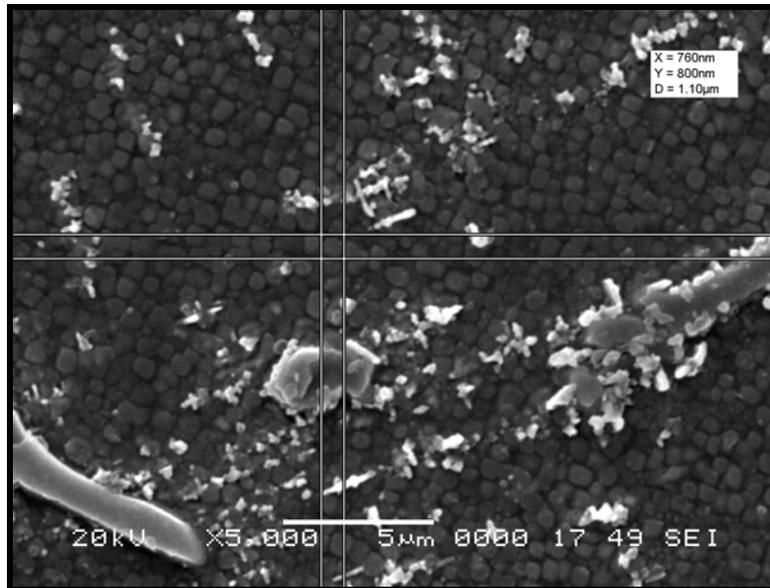


b)

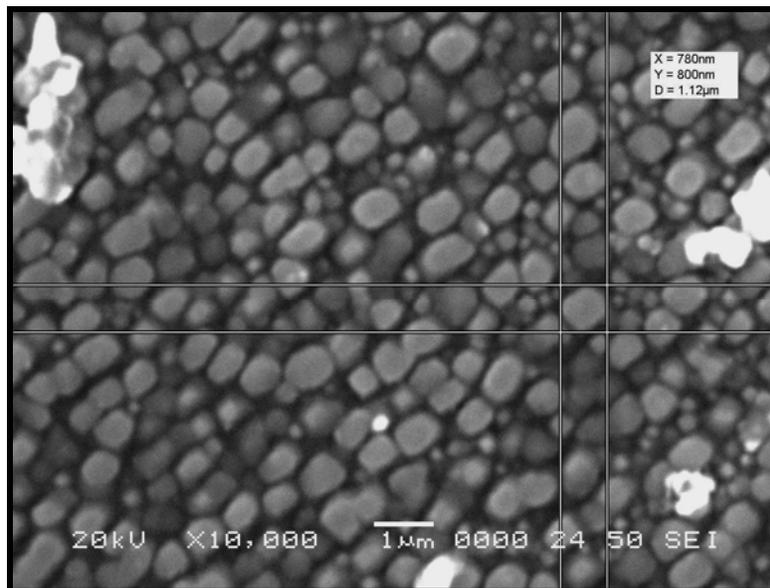
Figura 78: Fotomicrografías de la microestructura del ensayo 7 ($\sigma = 55 \text{ ksi}$ $T = 870^\circ \text{ C}$)

a) Tamaño de γ' inicial. b) Tamaño de γ' luego de 1,61 horas.

En la figura 79.b se muestra que la γ' no presentó variación, porque el tiempo de exposición del ensayo no fue suficiente para generar cambios en la morfología y tamaño del precipitado.



a)



b)

Figura 79: Fotomicrografías de la microestructura del ensayo 16 ($\sigma = 35$ ksi $T = 915^\circ$ C)

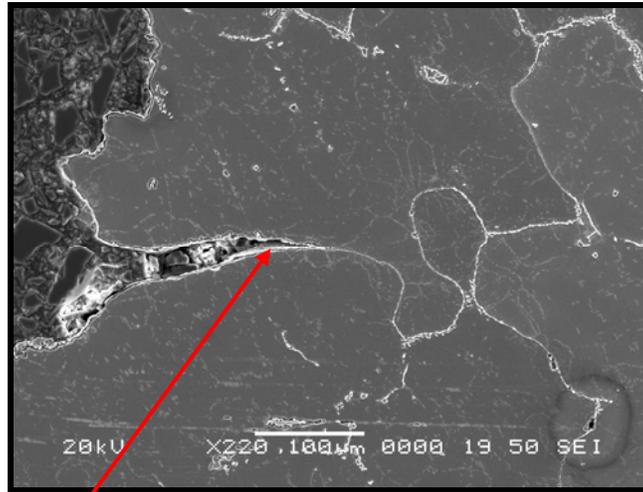
a) Tamaño de γ' inicial. b) Tamaño de γ' luego de 9,4 horas

En la tabla 29 se expresan los resultados de la medición del tamaño promedio del precipitado γ' de las muestras antes y después de ensayar.

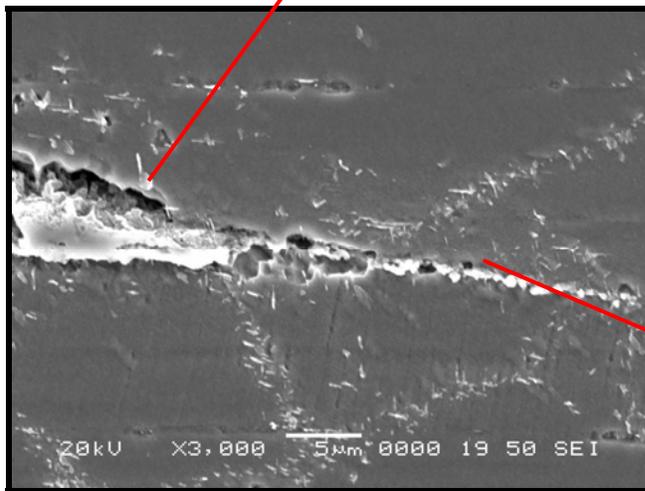
Tabla 29: Resultados de la medición de los tamaños del precipitado gamma prima (γ') en las muestras antes y después de ensayar

				Tamaño promedio de γ' (μm) \pm Desviación Estándar (DS)(μm)							
				Inicial				Final			
Ensayo	σ (ksi)	T ($^{\circ}\text{C}$)	t_R Real	Gruesa	DS	Fina	DS	Gruesa	DS	Fina	DS
1	100	650	312,65	0,88	0,08	0,51	0,05	0,96	0,08	0,60	0,07
4	70	760	82,68	1,05	0,07	0,38	0,03	1,08	0,06	0,59	0,04
5	65	760	620	0,93	0,05	0,33	0,07	1,12	0,07	0,38	0,05
6	55	760	1139,8	0,93	0,05	0,45	0,04	1,57	0,31	0,68	0,01
7	55	870	1,61	0,71	0,15	0,27	0,06	1,06	0,14	0,38	0,05
8	35	870	160,8	0,68	0,09	0,32	0,04	1,14	0,08	0,69	0,10
9	25	870	902,8	0,66	0,09	0,32	0,04	1,12	0,20	0,42	0,07
13	25	892	354,51	0,65	0,14	0,23	0,04	0,98	0,15	0,33	0,04
14	35	892	22,86	0,92	0,18	0,38	0,05	1,54	0,20	0,97	0,09
15	25	915	93,5	0,76	0,06	0,32	0,03	0,78	0,09	0,48	0,04
16	35	915	9,4	1,03	0,18	0,58	0,05	1,16	0,20	0,84	0,03

En la figura 80 se muestra el inicio de la grieta de fractura del ensayo 6. Esta se inicia por fractura de bordes de partículas de $M_{23}C_6$ o por decohesión de la interfase $M_{23}C_6-\gamma$.



a)



b)

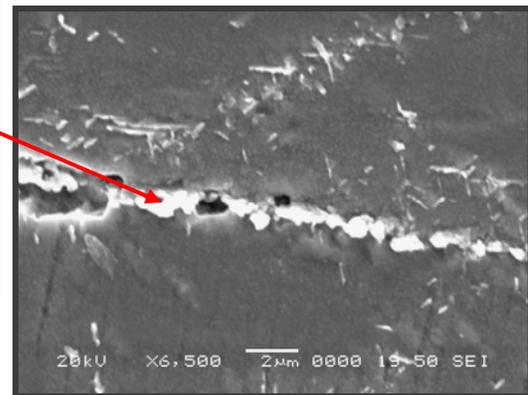
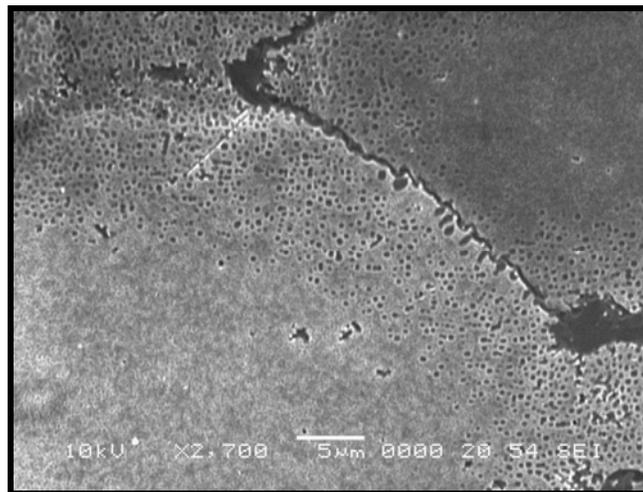


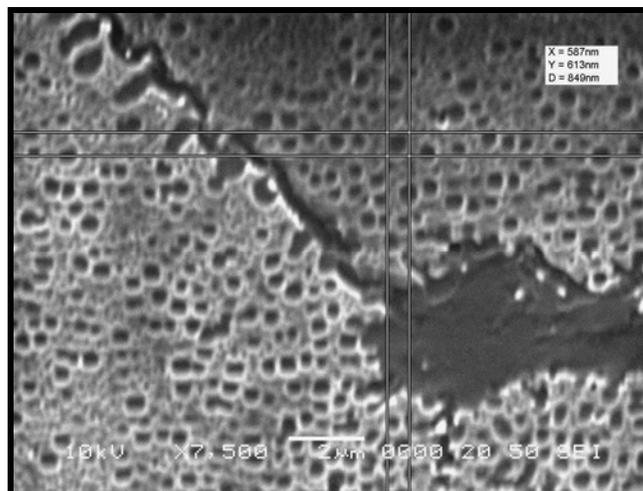
Figura 80: a) Corte longitudinal de la superficie de fractura del ensayo 6. b) Grieta de inicio de fractura.

V.4.1 Réplicas metalográficas de la superficie de los álabes

En las figura 81 se muestran las réplicas metalográficas realizadas, para determinar el alcance de la observación mediante esta técnica. El análisis por MEB a distintos aumentos permitió la observación detallada de la γ' gruesa, ubicada en las adyacencias de los límites interdendríticos, la observación de la γ' fina no fue efectiva porque el apilamiento de las partículas dificultó la delimitación de los bordes del precipitado. Así mismo la replica metalográfica, permitió la observación del acomodamiento de los precipitados de carburo, en forma continua en el límite de grano.



a)



b)

Figura 81: Fotomicrografías de réplicas metalográficas. a) Distribución de carburos.

b) Medición de γ' gruesa.

V.5 Fractografía de las probetas ensayadas mediante MEB

Las figuras 82 y 83 muestran las fotomicrografías de las probetas ensayadas a diferentes condiciones, ambas presentan la fractura interdendrítica, característica particular del modo de falla por termofluencia.

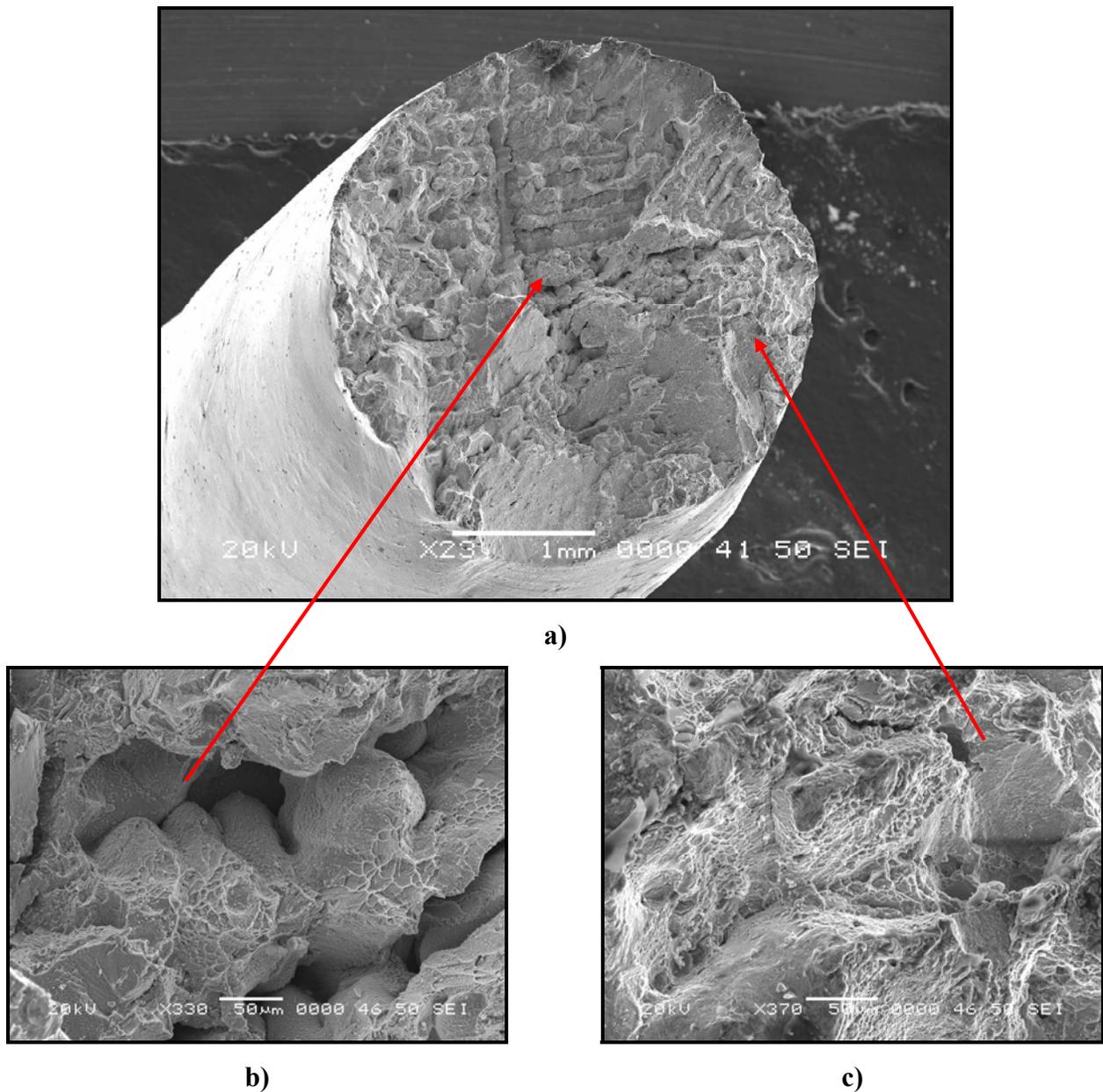
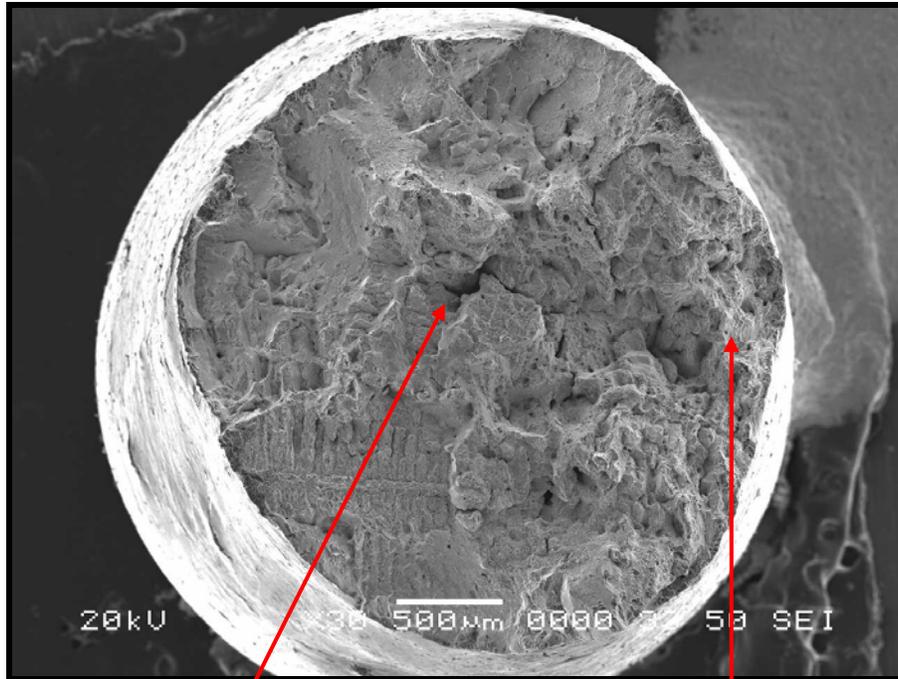
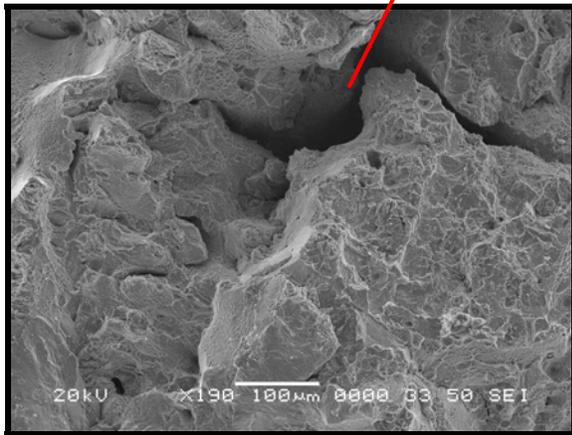


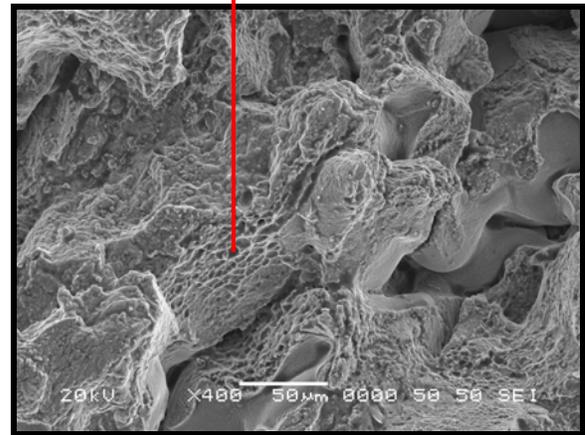
Figura 82: Fotomicrografías de la fractura de la muestra proveniente del ensayo 10 ($\sigma = 100 \text{ ksi}$ $T = 650^\circ \text{ C}$) $T_R = 212,46$ horas. a) Detalle brazo interdendrítico. b) Microhoyuelos en el labio de corte.



a)



b)



c)

Figura 83: Fotomicrografías de la fractura de la muestra proveniente del ensayo 11
($\sigma = 70 \text{ ksi}$ $T = 760^\circ \text{ C}$) $T_R = 67,46$ horas. a) Detalle brazo interdendrítico.

b) Microhoyuelos en el labio de corte.

V.6 Mediciones de dureza de las probetas ensayadas

En las tablas 30 y 31 se presentan los resultados de las mediciones de macro y microdureza realizadas a las muestras ensayadas. Se indican a modo de comparación las mediciones realizadas antes de ser expuestas a las condiciones de ensayo.

Tabla 30: Resultados de la medición de las macrodurezas en las muestras antes y después de ensayar

Ensayo	σ (ksi)	T (°C)	t_R Real (hr)	Promedio de macrodurezas (HRC) \pm Desviación Estándar (DS)			
				Inicial		Final	
				HRC	DS	HRC	DS
1	100	650	312,65	38,6	0,55	36,4	0,6
4	70	760	82,68	38,3	0,85	33,5	1,7
5	65	760	620	38,2	0,92	32,0	2,5
6	55	760	1139,8	37,2	0,45	29,8	0,9
7	55	870	1,61	37,1	1,3	35,4	0,8
8	35	870	160,8	38,6	0,7	31,1	1,0
9	25	870	902,8	38,8	0,59	30,6	0,5
13	25	892	354,51	40,2	1,6	29,6	0,5
14	35	892	22,86	36,1	0,2	35,8	1,4
15	25	915	93,5	39,3	0,44	28,9	1,6
16	35	915	9,4	36,4	0,6	33,6	1,7

Tabla 31: Resultados de la medición de las microdurezas en las en las muestras antes y después de ensayar

				Promedio de microdurezas (HV-HRC) ± Desviación Estándar (DS)															
				Inicial								Final							
				γ' Gruesa				γ' Fina				γ' Gruesa				γ' Fina			
Ensayo	σ (ksi)	T (°C)	t _R Real (hr)	HV	DS	HRC	DS	HV	DS	HRC	DS	HV	DS	HRC	DS	HV	DS	HRC	DS
1	100	650	312,65	357,1	6,2	36,3	0,6	318,1	3,9	32,5	0,5	367,2	7,1	37,4	0,8	312,9	4,9	31,4	0,6
4	70	760	82,68	347,1	5,2	35,2	0,5	342,6	6,9	34,7	0,8	345,3	4,5	35,0	0,7	304,3	2,1	30,3	0,2
5	65	760	620	351,2	10,8	35,7	1,1	341,3	1,1	34,6	0,8	329,0	7,0	33,2	0,8	291,5	6,4	28,7	0,7
6	55	760	1139,8	357,7	8,8	36,4	1,1	285,7	2,4	27,6	0,3	329,2	2,3	33,2	0,1	283,9	12,7	27,8	1,4
7	55	870	1,61	362,1	13,5	36,9	1,5	346,9	2,5	35,2	0,4	397,8	7,6	40,6	1,0	291,6	0,2	28,7	1,0
8	35	870	160,8	369,0	6,4	37,6	0,6	286,4	12,8	28,0	2,2	349,8	8,8	35,5	1,3	282,9	17,3	27,7	2,0
9	25	870	902,8	375,8	1,2	38,3	0,2	397,8	5,0	40,6	0,6	288,5	15,6	28,2	1,8	272,0	2,7	25,9	0,4
13	25	892	354,51	417,8	1,0	42,5	0,2	315,0	10,3	32,1	1,3	330,4	9,6	33,2	1,2	272,3	13,1	26,0	1,4
14	35	892	22,86	354,4	11,5	36,0	1,2	334,1	8,8	33,8	1,1	362,4	11,5	36,9	1,6	275,2	2,8	26,4	0,4
15	25	915	93,5	353,8	6,6	36,0	0,7	307,9	1,4	30,8	0,2	302,6	7,4	30,1	1,1	268,0	12,3	25,2	1,5
16	35	915	9,4	356,6	4,9	36,3	0,6	333,4	4,8	33,7	0,7	338,1	9,4	34,2	1,0	293,8	16,5	29,0	2,6

V.7 Relación entre degradación microestructural y la vida remanente de la aleación Udimet 500

De acuerdo a los resultados obtenidos en los ensayos de termofluencia, la variación de los parámetros microestructurales y los valores de dureza se establecieron las correlaciones entre las características del material con las propiedades del mismo.

La figura 84 muestra el incremento del tamaño de la γ' gruesa y fina, conforme aumenta el tiempo de exposición, el crecimiento de las partículas de γ' es mayor con el aumento de la temperatura.

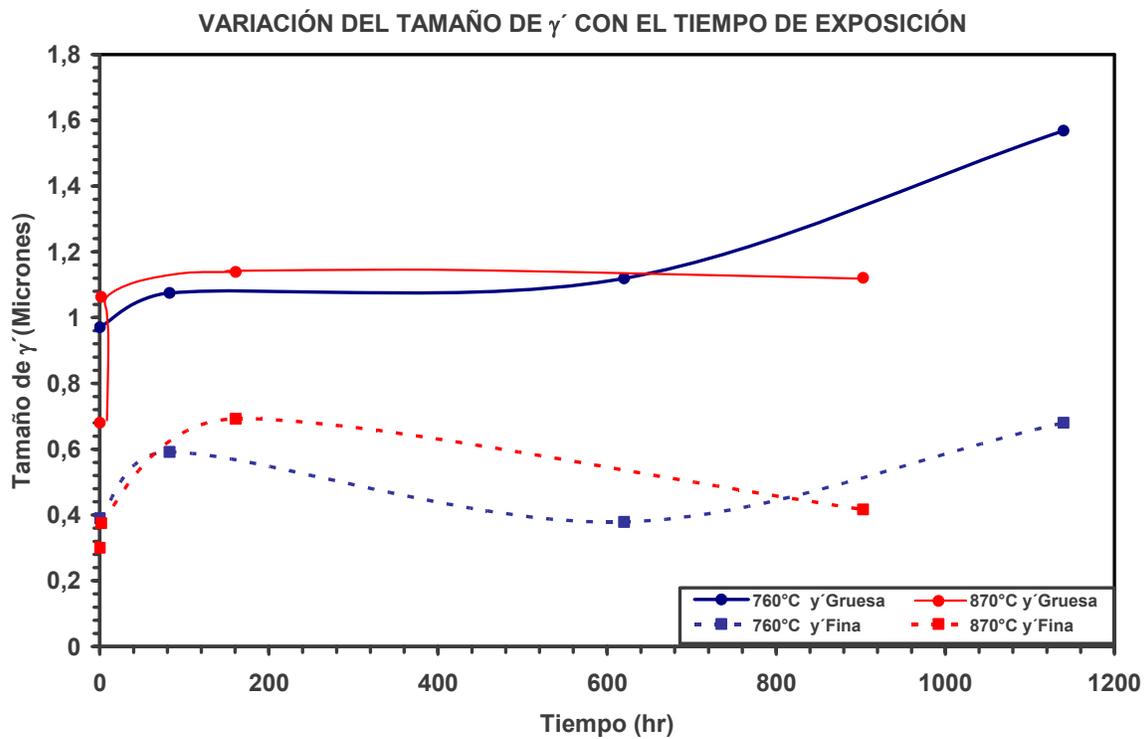


Figura 84: Aumento del tamaño de γ' en función del tiempo y temperatura

La figura 85 muestra que los valores de microdureza de la zona interdendrítica decrecen, conforme aumenta el tamaño de la γ' gruesa, la cual se concentra en esta zona de la microestructura.

La figura 86 muestra que los valores de microdureza de la zona dendrítica decrecen, conforme aumenta el tamaño de la γ' fina, la cual se concentra en esta zona de la microestructura.

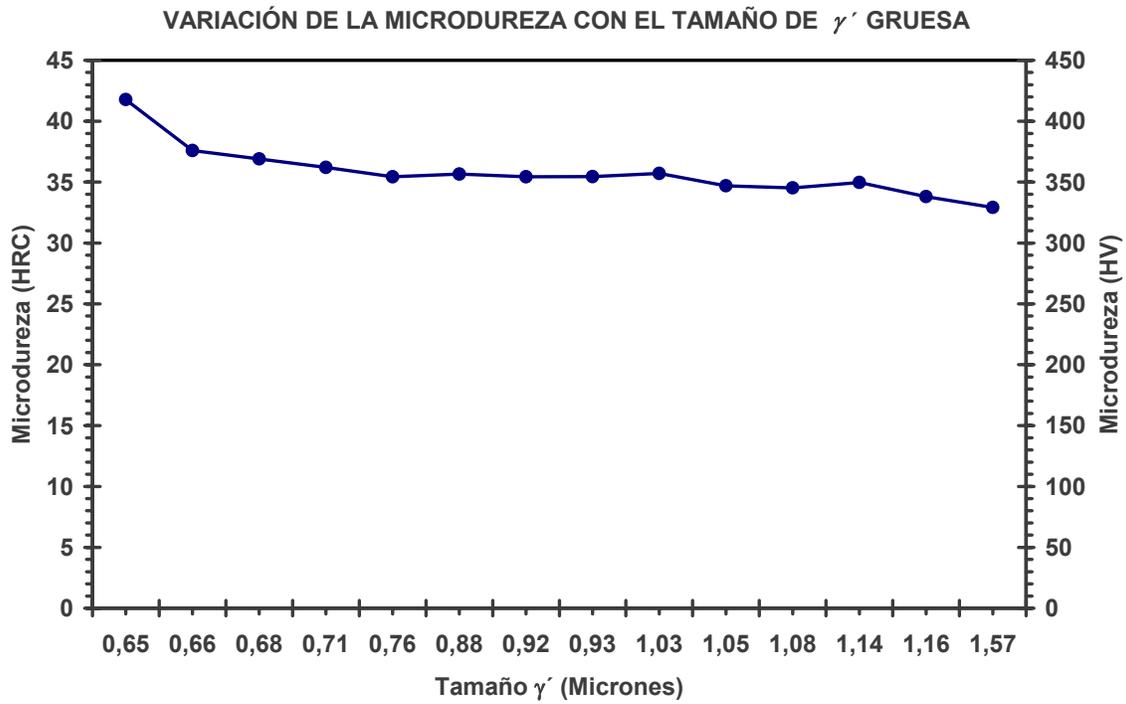


Figura 85: Disminución de la microdureza de la zona interdendrítica con el aumento del tamaño de γ' gruesa

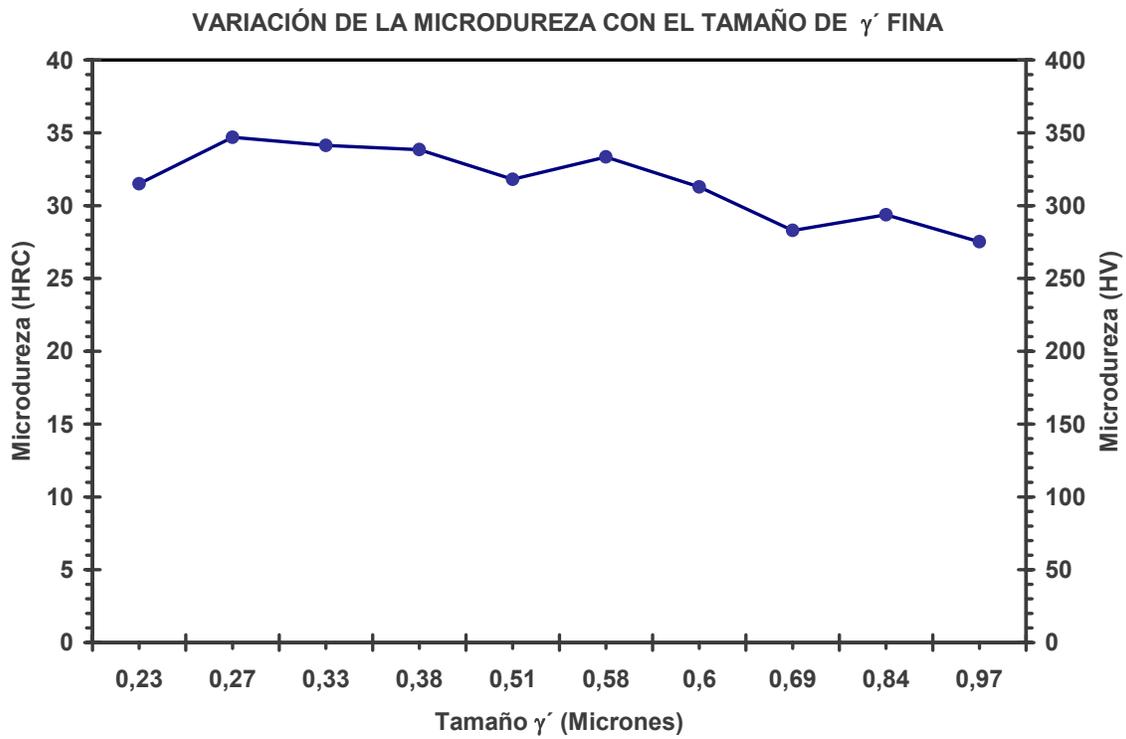


Figura 86: Disminución de la microdureza de la zona dendrítica con el aumento del tamaño de γ' fina

La figura 87 muestra que la dureza del material a temperaturas elevadas disminuye a medida que aumenta el tiempo de exposición, un incremento de la temperatura disminuye significativamente la integridad del material, causando la pérdida de dureza en menor tiempo.

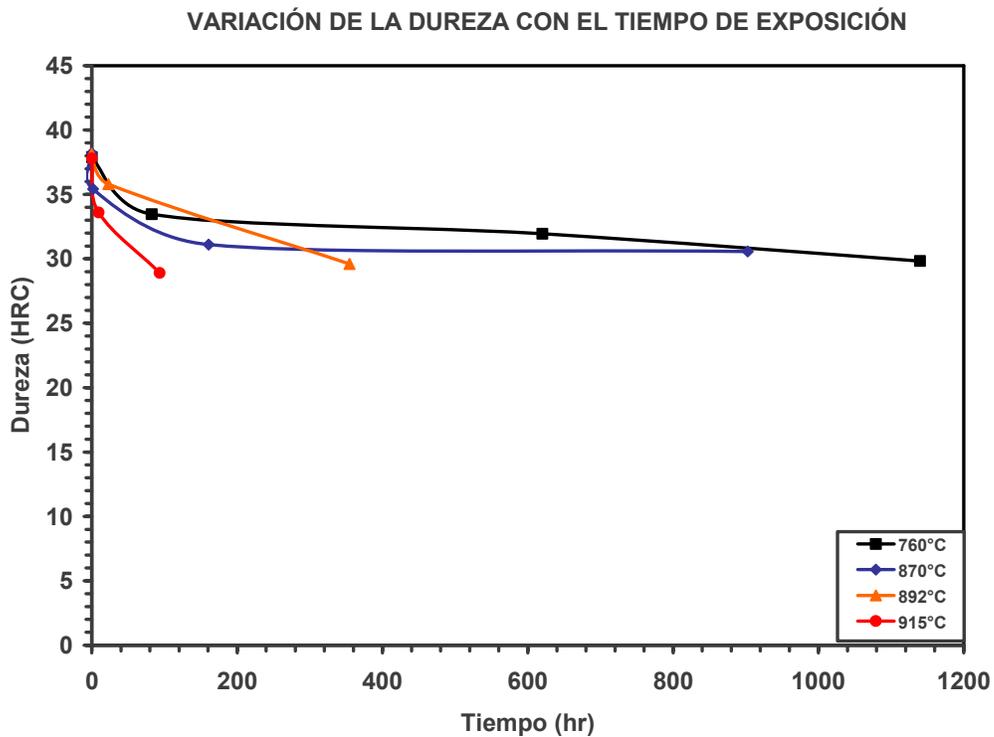


Figura 87: Disminución de la dureza del material con el aumento del tiempo de exposición a diferentes temperaturas.

La figura 88 presenta el gráfico con las curvas de termofluencia a la rotura del Udimet 500 extraído del servicio, este al ser comparado con el gráfico reportado en la bibliografía para el material original (ver figura 31), se observa que el esfuerzo necesario para generar los tiempos de rotura indicados, disminuye por la pérdida de resistencia a la termofluencia del material durante el tiempo de exposición en servicio.

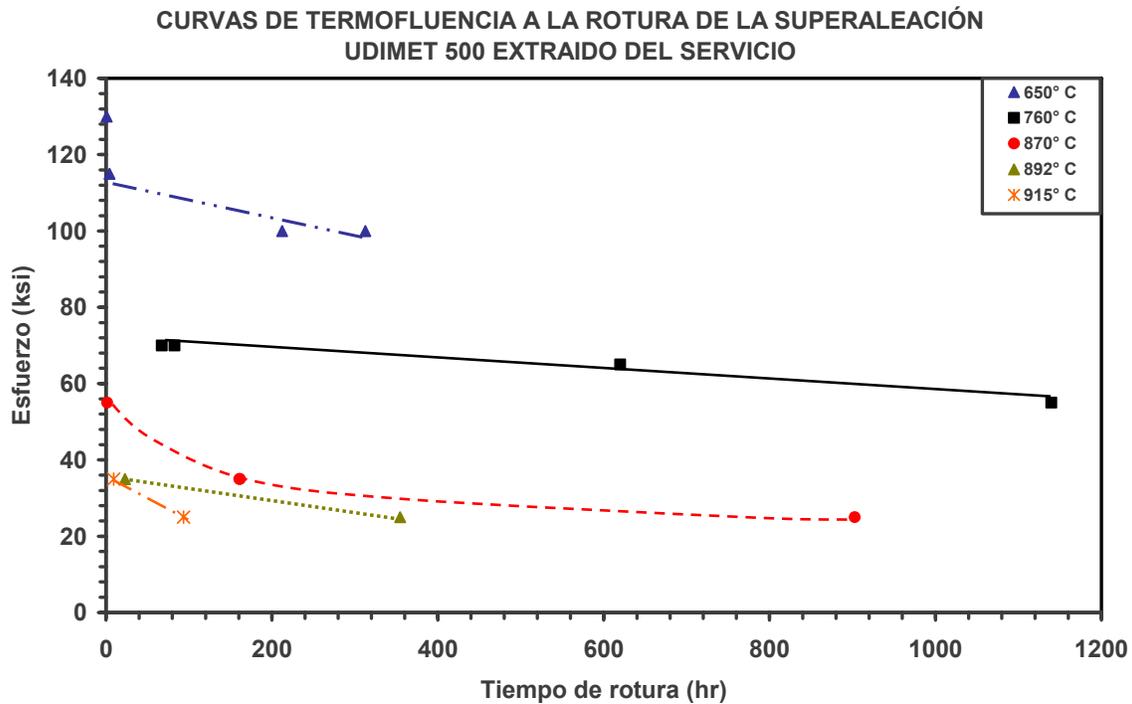


Figura 88: Propiedades de termofluencia del Udimet 500 extraído del servicio

V.8 Determinación de la energía de activación

La figura 89 presenta las energías de activación para tres niveles de esfuerzo, calculadas según lo indicado en la tabla 32, donde se señalan las ecuaciones de las curvas correspondientes a la figura 89, en donde el valor de la pendiente representa el valor de energía de activación para los niveles de esfuerzo señalados.

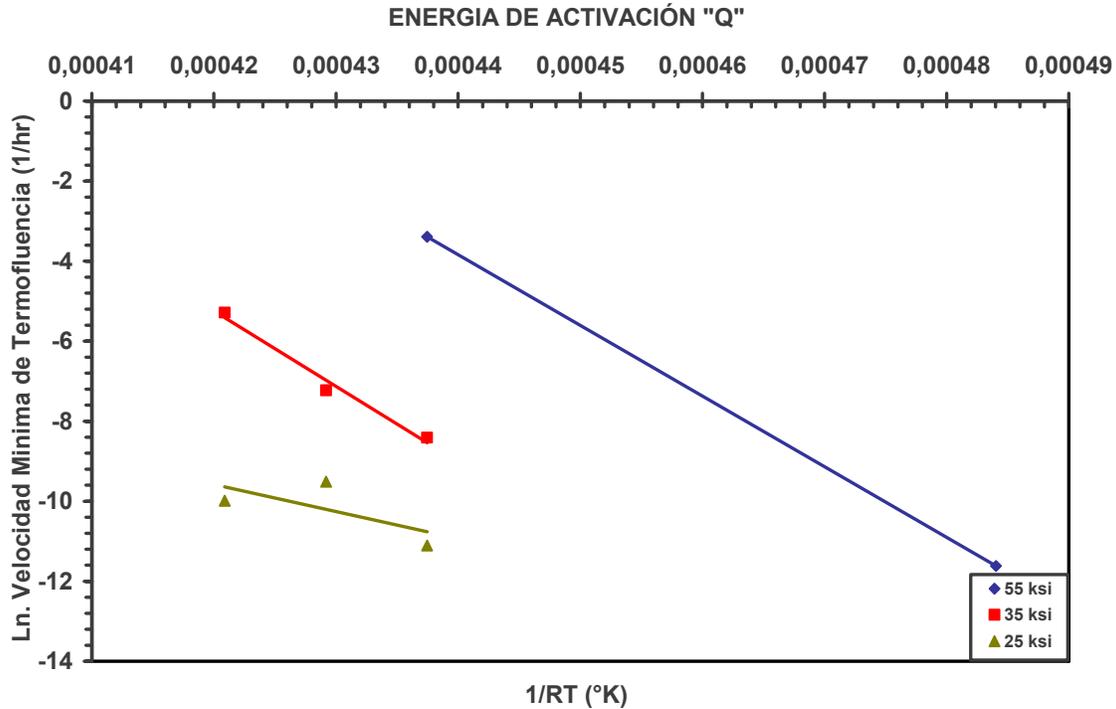


Figura 89: Determinación de la energía de activación a diferentes esfuerzos.

Tabla N° 32: Resultados de la determinación de la energía de activación

σ (ksi)	Ecuación ($y = mx + b$)	R^2	Energía Q (Kcal/mol)
55	$y = -176645x - 73,883$	1	176.645
35	$y = -188714x - 74,014$	0,9812	188.714
25	$y = 67506x - 18,77$	0,4658	67.506

Los valores de energía de activación para estos tres niveles de esfuerzo, fueron comparados con la energía de autodifusión de los elementos presentes en la superaleación Udimet 500, que se muestra en la figura 90. La energía requerida para la coalescencia de la γ' es igual a 60,1 Kcal/mol [28]. Los altos valores de energía obtenidos indican que existen otras interacciones subestructurales además de la coalescencia de la γ' , que incrementan la energía de activación necesaria para el mecanismo de termofluencia en esta aleación

**Energía de autodifusión
Kcal/mol**

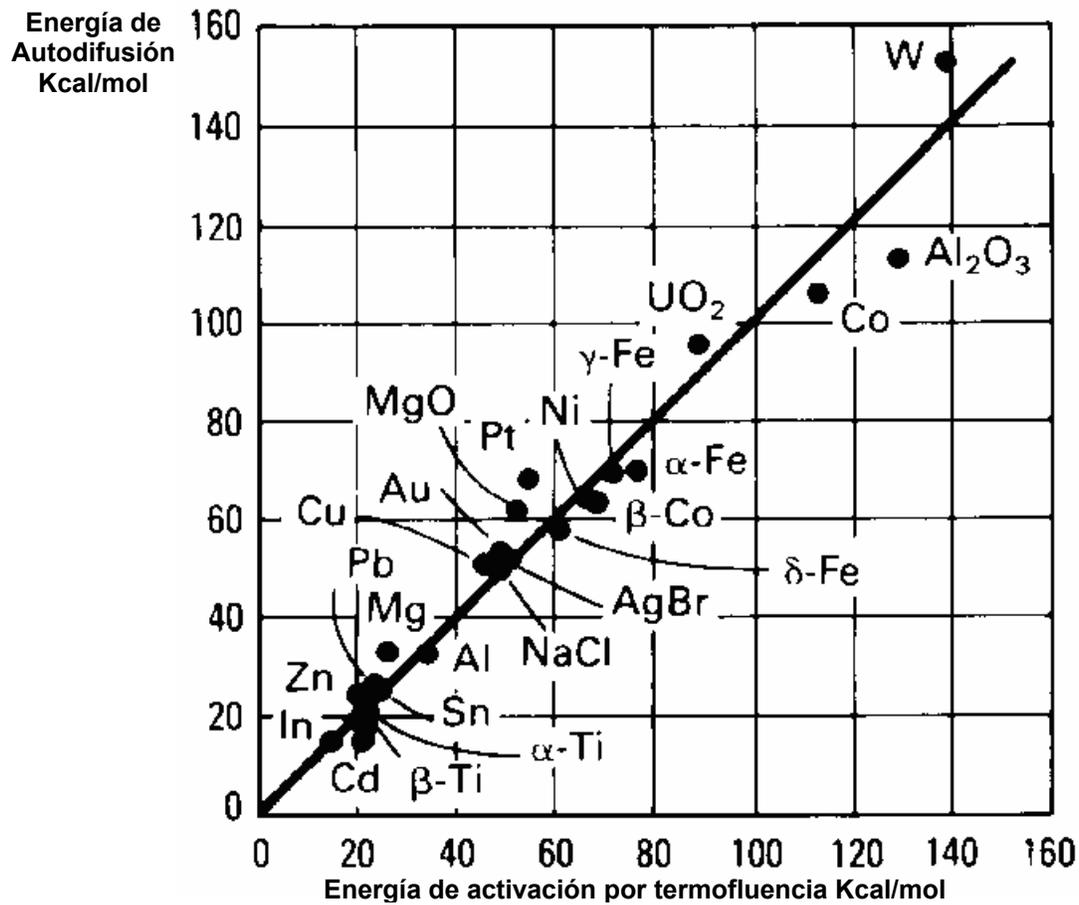


Figura 90: Dependencia de la energía de autodifusión de los elementos con la energía de activación por termofluencia. ^[19]

V.9 Cálculo de la constante “n” para la determinación del mecanismo de termofluencia

La figura 91 presenta la determinación en forma gráfica de la constante “n” de la ecuación de Arrhenius, la cual permite establecer el mecanismo de termofluencia controlante a la temperatura y niveles de esfuerzo más cercanos a los del servicio. Se determinó un valor de “n” igual a 3,1.

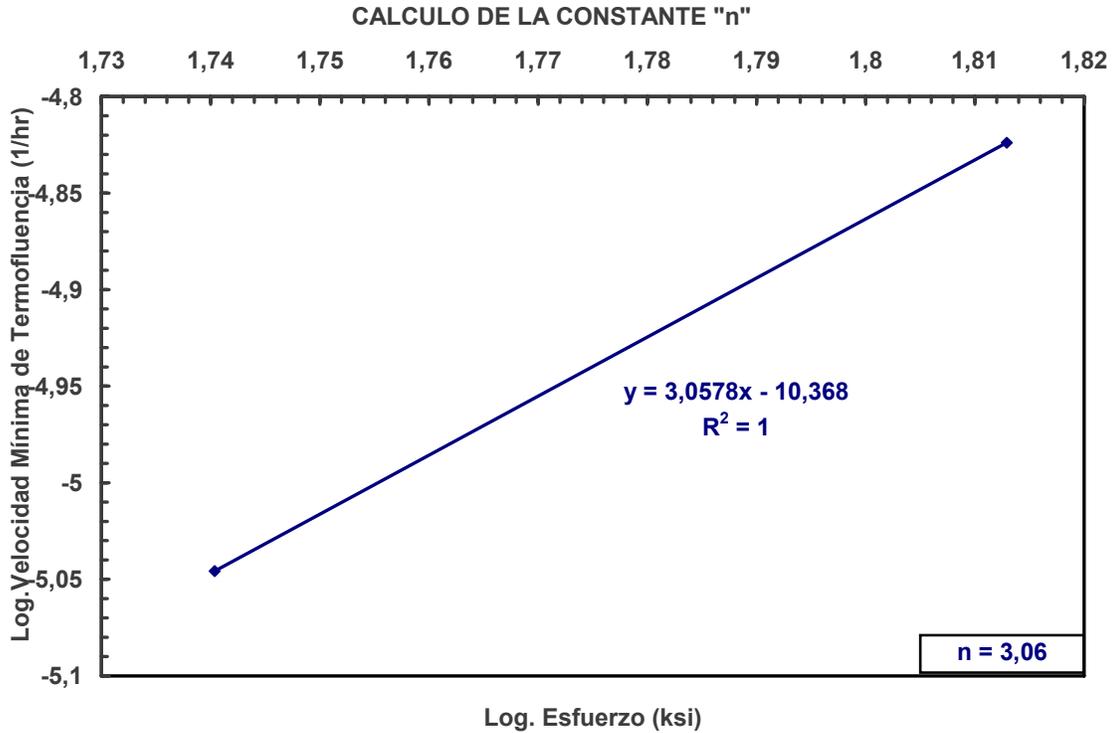


Figura 91: Determinación de constante "n" a 760°C y 55-65 ksi

De acuerdo a los valores de "n" establecidos por la bibliografía se determinó que el proceso de termofluencia a las condiciones de servicio, es controlado por una combinación de mecanismos: el mecanismo de flujo superplástico y el deslizamiento o trepado de dislocaciones.

VI. DISCUSION DE RESULTADOS

1. Análisis químico

A través del análisis de composición química realizado al material de estudio, se confirmó que la aleación de los álabes estatores es Udimet 500, una superaleación a base de níquel conformada por ocho elementos. El contenido de carbono ligeramente superior al de la composición nominal podría aumentar la precipitación de los carburos.

2. Evaluación microestructural

El análisis del álabe seccionado reveló una microestructura dendrítica y la presencia de precipitados en los límites de grano e interdendríticos, características propias de una aleación fundida fabricada por centrifugado, con un posterior tratamiento de endurecimiento por precipitación o solución sólida. Las secciones transversal y longitudinal del álabe no presentaron diferencias apreciables entre sí. En ambos cortes se observó la presencia de precipitados de forma irregular en el interior de las dendritas, mientras que en la región de los límites interdendríticos y límites de grano los precipitados se encontraban arreglados en forma de red continua.

El precipitado gamma prima (γ') presente en la aleación, mostró una morfología esférica de dos tamaños distribuidos en las diferentes zonas de la microestructura. La γ' gruesa se ubica en la zona de los límites interdendríticos mientras que la γ' fina precipita hacia el interior de las dendritas. La aleación Udimet 500 original, presenta el precipitado principal γ' en dos tipos de morfología, una γ' gruesa de forma cúbica y un alto contenido de γ' fina de forma esférica. La pérdida de la forma cúbica de la γ' ocasionada por la coalescencia de las partículas de precipitado, indica un estado de degradación avanzado del material al momento del estudio. [27]

Las partículas de γ' de mayor tamaño se forman por la coalescencia de las más pequeñas, este mecanismo es controlado por la transferencia de masa por difusión que a su vez depende de la temperatura durante el servicio. El crecimiento de las partículas disminuye la fracción volumétrica de γ' en la matriz y las dislocaciones poseen mayor espacio para moverse, las partículas de γ' al aumentar de tamaño no funcionan como obstáculos efectivos

para el movimiento de las dislocaciones, estas tienen la capacidad de esquivar las partículas de gran tamaño y generar mayor deformación.^[28]

El análisis por EDS realizado en cada una de las fases presentes en la aleación determinó, que el precipitado principal γ' se trata del compuesto tipo Ni_3Al . Los carburos de morfología irregular ubicados en la matriz son carburos de titanio (TiC), carburos primarios provenientes del proceso de fabricación y tratamiento térmico por envejecimiento. La red continua de carburos distribuida a lo largo de los límites son carburos de cromo Cr_{23}C_6 , carburos secundarios que se forman a partir de los primarios en combinación con elementos de la matriz como Cr y Mo. La presencia de los carburos secundarios y su morfología continua, indica la exposición del material a temperaturas superiores a los 705°C , temperatura a la cual estos se forman de manera estable.^[29]

En las adyacencias de los límites interdendríticos, se observó la presencia de partículas en forma de agujas, por la proximidad a los carburos secundarios y composición elemental alta en cromo, se trata de precipitados Cr_6C , estos son carburos del tipo M_6C que se forman por la degradación de los carburos M_{23}C_6 a partir de 815°C . Considerando que la temperatura de servicio es aproximadamente 755°C , la presencia de estos precipitados señala que el material posiblemente ha sido expuesto a estas temperaturas en servicio, lo cual disminuye considerablemente la vida útil del material.

La medición del tamaño promedio de la γ' gruesa en la zona interdendrítica y la γ' fina en la región dendrítica, con sus correspondientes valores de microdureza, en las diferentes secciones del álabe reveló, que en la zona central del álabe se presenta un mayor tamaño de γ' y el menor valor de microdureza medido, esto indica una mayor degradación en esta zona del álabe tanto en el borde de entrada como en el borde de salida, lo cual nos permite inferir que la concentración del flujo de gases calientes es mayor en esta zona del álabe y el nivel de exposición a las condiciones agresivas de esfuerzo y temperatura es mayor.

En resumen el análisis microestructural del álabe señala que este presenta un estado avanzado de degradación, evidenciado por los siguientes indicios:

- Pérdida de la forma cúbica del precipitado principal γ'
- Crecimiento y coalescencia del precipitado γ' de forma esférica.
- Presencia de la película de γ' basta y constante alrededor de los límites de grano

- Formación del carburo secundario $M_{23}C_6$ y su morfología continua a los largo de los límites de grano.
- Formación del carburo secundario M_6C a partir de los carburos $M_{23}C_6$

3. Evaluación mecánica

El ensayo de tracción del Udimet 500 extraído del servicio, indicó una disminución de las propiedades mecánicas del material respecto a las propiedades originales reportadas en la bibliografía. El decrecimiento del límite de fluencia (σ_y) disminuye el intervalo de trabajo disponible para el material, la pérdida de ductilidad en un 67% se debe a la degradación microestructural sufrida por efecto del servicio, lo cual también se refleja en la evaluación microestructural realizada.

En los ensayos de dureza superficial de los álabes, no se observaron diferencias significativas entre los valores registrados. Esto indica que para este sistema de aleación la dureza no es una propiedad que permita predecir claramente el estado de degradación del material. Sin embargo, los valores pico encontrados pueden dar una idea de las zonas del componente expuestos a las condiciones más agresivas. Se presume que el menor valor de dureza medido, corresponde a puntos calientes del estator en donde la degradación es mayor.

4. Ensayos de termofluencia

Los ensayos de termofluencia realizados permiten comprobar la dependencia de la velocidad mínima de termofluencia ($\dot{\epsilon}$) y el tiempo de rotura (t_R) con las condiciones de exposición durante el ensayo. El comportamiento corresponde a lo sostenido por la teoría, en donde a mayor velocidad de termofluencia el tiempo de rotura es menor. Los resultados obtenidos en los ensayos realizados a los mismos esfuerzos (55 ksi, 35 ksi y 25 ksi) variando las temperaturas, coinciden con el comportamiento descrito en la ecuación tipo Arrhenius (ecuación 1), en donde la temperatura influye de forma exponencial en la degradación del material por termofluencia. Para cada nivel de esfuerzo el incremento de la temperatura originó el aumento de la velocidad mínima de termofluencia y la disminución de los tiempos de rotura, con excepción del ensayo 15 (25 ksi y 915° C), el cual desarrolló una menor velocidad mínima de termofluencia respecto al ensayo 13 (25 ksi y 892° C) y sin embargo presentó un tiempo de rotura menor.

La superficie de fractura de la probeta proveniente del ensayo 15, presentó un ángulo de 45° respecto a su plano basal, esto indica la generación de esfuerzos de cizallamiento producto de la torsión durante el ensayo, lo cual ocasionó la fractura del material antes del tiempo previsto. Los valores de elongación y reducción de área registrados son bajos en comparación a los ensayos a tensión, lo cual permite afirmar que la falla ocurrió por cizallamiento.^[29]

Este hecho podría indicar que la aplicación del esfuerzo de cizallamiento adicional ocurrió por el desplazamiento del tren de carga durante el ensayo, una vez culminada la segunda etapa del proceso de termofluencia, por lo cual la velocidad de deformación desarrollada durante esta etapa no fue afectada, afectándose sin embargo el tiempo de rotura del material, el cual fue prematuro por la aplicación de los esfuerzos adicionales. Esto incrementa la importancia de mantener la alineación del tren de carga durante el ensayo de termofluencia, para garantizar la aplicación del esfuerzo uniaxial y evitar alteraciones en los resultados experimentales obtenidos.

En los ensayos de termofluencia el porcentaje de deformación aumenta con el incremento del esfuerzo y la temperatura, lo cual acelera el tiempo de rotura del material.

5. Modelos de predicción de vida remanente

El análisis de los modelos seleccionados para la determinación de la vida remanente de la superaleación Udimet 500, permitió estimar adecuadamente los tiempos de rotura de los ensayos realizados. Con la determinación del valor de las constantes del material actual para cada uno de los modelos, se involucra la degradación microestructural del material por efecto de las condiciones de servicio, generando una mayor exactitud en las estimaciones de vida remanente.

En el caso del parámetro de Larson Miller se obtuvieron tres valores para la constante C, la convergencia en el mismo punto que se muestra en el gráfico teórico de la figura 13, solo es para casos ideales en las cuales el material no presenta heterogeneidades microestructurales; en este estudio el material se encuentra degradado por el servicio, las probetas utilizadas para cada ensayo provienen de alabes diferentes, en consecuencia fue necesario el análisis gráfico de la desviación de las estimaciones realizadas por cada curva de Larson Miller, construidas con los diferentes valores de C obtenidos(figura 64).

La desviación calculada en función del comportamiento de un modelo ideal, en la cual los tiempos estimados son iguales a los reales, sugirió que el valor de C igual a 17,7 es el más adecuado para lograr una mayor precisión en las estimaciones, por presentar el comportamiento más próximo al ideal. Este valor se encuentra entre 10 y 40, es decir dentro del intervalo establecido para la constante C de los materiales.^[17]

En el caso del modelo de Koul Toscano Castillo el valor propuesto por la teoría para la constante n_1 de la ecuación 5 debe ser igual a 1, en este estudio la constante n_1 determinada es igual a 1,01, lo cual corresponde a lo reportado por la bibliografía y establece la dependencia de la duración de la segunda etapa con el tiempo de rotura.

El análisis de la desviación de los tiempos de rotura estimados por cada modelo, señaló al parámetro de Larson Miller con la constante C igual a 17,7 como el modelo, cuyas estimaciones presentan el comportamiento más próximo al ideal por la similitud de sus pendientes, seguido por el modelo de Koul Toscano Castillo y por último el modelo de Monkman Grant.

Los valores de dispersión generados por los modelos Koul Toscano Castillo y Monkman Grant son similares entre sí y pueden ser aproximados a ± 2 . La igualdad en los valores de dispersión, se debe a la similitud existente entre las estimaciones realizadas por ambos modelos. De acuerdo a la teoría, el modelo de Koul Toscano Castillo surge de la modificación realizada al modelo de Monkman Grant para aquellas aleaciones en donde el tiempo de la etapa terciaria del proceso de termofluencia es mayor al tiempo de la etapa secundaria. Este modelo, al considerar el tiempo de la etapa primaria y secundaria por separado del tiempo de la etapa terciaria, genera una mayor precisión en las estimaciones de los tiempos de rotura^[17]. En este estudio la superaleación Udimet 500 presenta un comportamiento regular, en el cual la duración de la etapa secundaria es mayor al tiempo de la etapa terciaria, en consecuencia la modificación introducida por el modelo de Koul Toscano Castillo al modelo de Monkman Grant no aplica para esta aleación.

6. Determinación de la vida remanente de la superaleación Udimet 500

La vida remanente de la superaleación Udimet 500 estimada para las condiciones consideradas, por el modelo de Monkman Grant y Koul Toscano Castillo es de 1.461 horas y 1.388 horas respectivamente, estos se asemejan al tiempo de rotura real de 1.680 horas

del ensayo 17. Los resultados obtenidos comprueban la efectividad de los modelos en los cálculos de vida remanente de un componente, siempre y cuando sean consideradas la degradación microestructural y mecánica del material durante el servicio.

El parámetro de Larson Miller a pesar de presentar la menor desviación en sus estimaciones, generó la mayor dispersión de los modelos igual a ± 3 . Debido a esto, el cálculo de vida remanente se realizó considerando el mayor factor de dispersión encontrado, para lograr una mejor aproximación. Esto indica que el parámetro de Larson Miller es un modelo práctico y eficaz siempre y cuando se obtenga el valor correspondiente a la constante C del material extraído del servicio y se hagan los ajustes necesarios para disminuir el riesgo en sus predicciones. Sin embargo una vez construida la curva del parámetro de Larson Miller del material actual, esta permite realizar estimaciones de vida remanente sin necesidad de realizar el montaje de ensayos de termofluencia posteriores, lo cual constituye la principal ventaja por la que este modelo es el más usado en el diseño y selección de materiales.

En resumen, los modelos seleccionados para realizar el cálculo de vida remanente en este sistema de aleación, presentaron buenos resultados en sus estimaciones. Sin embargo, la escogencia de uno en particular para su aplicación, dependerá del riesgo que quiera asumir el usuario, para disminuir la posibilidad de falla en los componentes y aumentar la confiabilidad de los equipos instalados.

En este estudio, el tiempo de rotura estimado por los modelos fue comparado con el tiempo de rotura real experimental, ya que para propósitos inmediatos se realizó un ensayo de termofluencia a corto término a un tiempo disponible. Sin embargo, para aquellas condiciones en donde los ensayos sean de larga duración, se sugiere que en las estimaciones a ser realizadas por los modelos de predicción sea aplicado el factor de dispersión determinado para cada uno, de esta manera se obtendrán estimaciones conservadoras y con el mínimo nivel de riesgo.

7. Caracterización microestructural de las probetas ensayadas

Los principales cambios microestructurales ocurridos en la aleación por efecto de las condiciones de exposición durante el ensayo fueron:

- Engrosamiento de los brazos de las dendritas y ensanchamiento de los límites interdendríticos
- Crecimiento del precipitado principal γ'
- Disminución de la microdureza y macrodureza de la aleación
- No se observó la presencia de microcavidades en los límites de grano porque estos crecen en el plano perpendicular al esfuerzo aplicado (vista transversal) y las observaciones se realizaron en la vista longitudinal de la probeta ensayada.

Es conocido que a menor espaciamiento interdendrítico, la segregación en el interior de la dendrita es menor lo cual beneficia las propiedades mecánicas de la aleación ^[19]. El ensanchamiento de los límites interdendríticos se produce por el aumento del tamaño de la γ' gruesa, que se encuentra en esta zona de la microestructura. El crecimiento continuo de las partículas grandes a expensas de las más pequeñas, origina la segregación de la γ' fina desde el interior de la dendrita, esto conlleva a la disminución del contenido volumétrico de γ' fina en la matriz de la zona dendrítica, disminuyendo la resistencia mecánica del material y aumentando el % de deformación.

Así como aumenta el espaciado interdendrítico, el tamaño de la zona dendrítica se incrementa, tornándose más amplia en comparación con el original antes de cada ensayo. Un área dendrítica gruesa disminuye las propiedades mecánicas del material, esto es análogo al tamaño de grano en las aleaciones forjadas.

La exposición a elevadas temperaturas durante los ensayos de termofluencia originó el crecimiento y coalescencia del precipitado γ' en el material. El crecimiento de la γ' es controlado por la transferencia de masa por difusión y esta a su vez se incrementa con el aumento de la temperatura ^[28]. Se ha reportado que los materiales que presentan una estabilidad microestructural durante el proceso de termofluencia obedecen a la relación T_R/T_T igual o menor a 1,5. Para aquellos que presentan inestabilidad microestructural debido al sobreenviejamiento y coalescencia de γ' , este valor es superior ^[22]. En este estudio los valores de t_R/t_T se encuentran entre 2,2 y 4,5, esto demuestra la inestabilidad microestructural del material durante la termofluencia y corresponde al crecimiento del precipitado γ' observado durante los ensayos.

La disminución de la dureza del material está estrechamente relacionada con los dos mecanismos anteriores. El crecimiento y coalescencia de la γ' produce la disminución en la fracción volumétrica del precipitado en la matriz, esto genera mayor espacio para el movimiento de las dislocaciones lo cual conlleva a la pérdida de resistencia por termofluencia del material. Las dislocaciones son activadas térmicamente por efecto de la temperatura y en su movimiento pueden esquivar las partículas de gran tamaño, lo cual acelera el proceso de deformación.

8. Fractografía de las probetas ensayadas

El análisis mediante MEB de las superficies de fractura de las probetas ensayadas, mostró una fractura tipo interdendrítica, característica propia del modo de falla por termofluencia. Esta se inició de forma intercrystalina a lo largo de los límites interdendríticos y luego finalizó a través de los límites, por el incremento del esfuerzo al disminuir el área transversal de la probeta. En la zona del labio de corte se observan los microhoyuelos característicos de la fractura dúctil.

En la sección longitudinal de la superficie de fractura se observó el inicio de la grieta de fractura, la cual se originó por la decohesión de los carburos secundarios aglomerados a lo largo del límite de grano.

9. Relación entre degradación microestructural y vida remanente

Las correlaciones realizadas en base a los resultados obtenidos en este estudio permitieron establecer el patrón de degradación microestructural de la aleación Udimet 500 en función de las condiciones aplicadas.

Este estudio no es aplicable para ser usado como referencia en la medición de durezas “in situ”, porque el material utilizado proviene del servicio y de un tratamiento de rejuvenecimiento. Por lo tanto las mediciones realizadas no pueden ser comparadas con un estado inicial. Sin embargo, la dureza decreció luego del daño inducido por termofluencia, lo cual permitió establecer, una tendencia a la disminución de esta propiedad por los cambios microestructurales producidos a las condiciones de exposición:

- La microdureza de la zona interdendrítica disminuye con el aumento del tamaño de la γ' gruesa, la coalescencia de las partículas de precipitado ocasiona la disminución de la

fracción volumétrica en la zona interdendrítica y las dislocaciones poseen mayor libertad para moverse, al tener la capacidad de esquivar a las partículas de gran tamaño, lo cual produce la disminución de la dureza.

- La microdureza de la zona dendrítica aumenta con el crecimiento de la γ' fina, sin embargo, esta tendencia cambia cuando el tamaño de la γ' llega a un valor máximo de aproximadamente 270 nm, donde la microdureza comienza a decrecer. Se conoce que un alto contenido de γ' fina contribuye al aumento de las propiedades mecánicas del material. Sin embargo, la temperatura y el tiempo de exposición ocasionan el crecimiento y coalescencia de la γ' fina disminuyendo su contenido volumétrico, lo cual se traduce en una disminución de las propiedades mecánicas y la pérdida de dureza.

La tendencia a la disminución de la dureza con el tiempo y las condiciones de esfuerzo y temperatura indican que los diferentes valores de dureza encontrados en los álabes, permiten definir la zona del material estator mas degradada. En consecuencia para estudios posteriores de vida remanente, la evaluación debe realizarse en la zona del componente que presente el menor valor de dureza.

Debido a lo antes descrito se puede concluir que para este sistema de aleación en particular, la medición de dureza no es determinante para la realización de cálculos predictivos de vida remanente. Las variaciones de dureza por efecto de las condiciones de exposición, sugiere que para otros sistemas de aleación la generación de una base datos debe realizarse a partir del material original.

Las réplicas metalográficas realizadas en el material permitieron la observación y medición de la γ' gruesa, así como también la morfología y distribución de los carburos en la microestructura. Sin embargo el apilamiento de la γ' fina, dificultó la delimitación de los bordes de partícula. Mediante esta técnica, se puede conocer el estado del material en las etapas de inspección, tomando en cuenta las siguientes relaciones:

- La exposición a elevadas temperaturas durante tiempos prolongados produce el crecimiento contínuo del precipitado principal γ' , el crecimiento es controlado por la difusión, la cual es mayor al aumentar la temperatura. En consecuencia el crecimiento

de la γ' es proporcional al aumento de la temperatura y es continuo en el transcurso del tiempo de exposición.

- A los cambios microestructurales descritos en los puntos anteriores se adiciona el envejecimiento de los carburos, por la exposición a elevadas temperaturas durante tiempos prolongados. Su arreglo continuo a lo largo de los límites de grano disminuye la cantidad de carbono en la matriz de la aleación, lo cual ocasiona la disminución de la dureza en el material, la degradación de esta propiedad es acelerada por los aumentos bruscos de temperatura durante el servicio.

10. Energía de activación y energía de autodifusión de los elementos en la aleación Udimet 500.

La energía de activación necesaria para la coalescencia de la γ' (Ni_3Al) es de 60,1 Kcal/mol [28]. Esto corresponde con el gráfico de la figura 86 en donde la energía necesaria para la autodifusión del Ni es de aproximadamente 60 Kcal/mol. La energía de activación determinada a los tres niveles de esfuerzo estudiados superan este valor, lo cual señala que existen otras interacciones subestructurales que incrementan la energía de activación necesaria para el mecanismo de termofluencia en esta aleación, además de la coalescencia y crecimiento de γ' .

11. Calculo de la constante “n” para la determinación del mecanismo de termofluencia

Cuando “n” es igual a 1, el mecanismo de termofluencia es difusional. Cuando “n” es igual a 2, el mecanismo es flujo superplastico. Cuando “n” es igual a 4 el mecanismo presente es el deslizamiento y trepado de dislocaciones. En el presente estudio a las condiciones mas cercanas a las servicio se ha determinado un valor de “n” igual a 3,1 el cual corresponde al valor promedio entre los mecanismos de flujo superplastico y deslizamiento de dislocaciones. [30]

El mecanismo de flujo superplastico consiste en el deslizamiento de borde de grano acomodado por procesos difusionales de relajación de esfuerzos y rotación de granos. El deslizamiento de los límites de grano contribuye a la deformación por termofluencia de un policristal pero por si mismo no puede producir deformación extensa, debido a que los

límites de grano no se extienden en un solo plano a través de la muestra. El deslizamiento solo puede proseguir si la compatibilidad es mantenida en el interior de los granos. Los procesos de deformación para el acomodamiento pueden ocurrir, bien por movimiento de dislocaciones o por difusión y debido a que el deslizamiento de los bordes ocurre muy rápidamente, el proceso de acomodamiento limita la velocidad de termofluencia.^[30]

VII. CONCLUSIONES

1. El componente estator de la turbina a gas estudiado, es de material Udimet 500, una superaleación fundida a base de níquel endurecida por precipitación, fue fabricado por centrifugado para lograr los bajos espesores y la geometría compleja.
2. La aleación Udimet 500 posee un microestructura dendrítica con carburos primarios y secundarios en la matriz y en los bordes de grano respectivamente. El precipitado principal γ' presenta dos tamaños, la γ' fina se encuentra en la matriz de la zona dendrítica y la γ' gruesa está distribuida en los brazos interdendríticos.
3. El análisis microestructural preliminar reveló, una microestructura degradada por las condiciones de servicio, al presentar los siguientes indicios:
 - Pérdida de la forma cúbica del precipitado principal γ'
 - Crecimiento y coalescencia del precipitado γ' de forma esférica.
 - Formación del carburo secundario $M_{23}C_6$ y su morfología continua a los largo de los límites de grano.
 - Formación del carburo secundario M_6C a partir de los carburos $M_{23}C_6$
4. En la zona central del álabe seccionado se encontró un mayor tamaño de γ' y el menor valor de microdureza, lo cual sugiere que esta zona del álabe es la más afectada por la incidencia de los gases calientes.
5. El crecimiento y coalescencia del precipitado principal gamma prima (γ'), viene dado por la exposición a elevadas temperaturas durante tiempos prolongados, es controlado por la transferencia de masa por difusión, la cual es dependiente de la temperatura. En consecuencia el crecimiento y coalescencia de la γ' , aumenta con la temperatura y el tiempo de exposición.
6. La formación del carburo secundario Cr_6C (M_6C), indica la exposición del material a temperaturas superiores a $800^\circ C$, considerando que la temperatura de operación es $755^\circ C$, estos aumentos súbitos de temperatura pueden generar una disminución significativa en el tiempo de vida útil. Por lo cual se sugiere realizar los cálculos de vida remanente de manera conservadora.

7. Las réplicas metalográficas permiten la observación de la γ' gruesa y distribución de los carburos en los límites interdendríticos.
8. Para el sistema de aleación estudiado la dureza no es una propiedad determinante, en la generación de una base de datos que sirva como referencia para la estimación de la degradación del material, por los siguientes factores:
 - El material proviene del servicio y de un tratamiento de reacondicionamiento para extender la vida útil, por lo tanto se desconoce la historia de los cambios microestructurales que han ocurrido en el material hasta la actualidad.
 - La generación de la base de datos de un material, que sea usada como patrón de referencia para mediciones en campo, debe realizarse a partir de la aleación original o nueva, de esta manera se puede estudiar la variación de sus características en función del daño inducido.
9. La microdureza de la zona dendrítica de la microestructura disminuye en la medida que aumenta el tamaño de la γ' fina, así mismo la microdureza de la zona interdendrítica disminuye con el aumento del tamaño de la γ' gruesa. El crecimiento y coalescencia de la γ' disminuye su fracción volumétrica en la matriz, generando mayor espacio para el movimiento de dislocaciones, estas son activadas térmicamente y tienen la capacidad de esquivar las partículas de gran tamaño en su movimiento, lo cual origina mayor deformación y disminución de la dureza.
10. Las propiedades de termofluencia del material extraído del servicio disminuyen respecto a las del material original, esto es consecuencia de la degradación microestructural que tiene lugar en el material por efecto de las condiciones de exposición.
11. En la superaleación Udimet 500, la segunda etapa de termofluencia representa el 60% del tiempo total de vida, por lo tanto las modificaciones del modelo de Koul Toscano Castillo no influyen en el cálculo de los tiempos de rotura.
12. En la superaleación Udimet 500, la relación T_R/T_T está en el intervalo de 2,2 y 4,5 (superior a 1,5), lo cual indica inestabilidad microestructural durante el proceso de

termofluencia y coincide con el crecimiento de la γ' y el ensanchamiento de los brazos interdendríticos observado.

13. La superaleación Udimet 500 fundida, al fallar por termofluencia genera una fractura tipo interdendrítica.
14. Los modelos de Monkman Grant y Koul Toscano Castillo, generan una dispersión de ± 2 , tienden a ser conservadores en los cálculos del tiempo de rotura.
15. El parámetro de Larson Miller presenta una dispersión de ± 5 , tiende a sobreestimar los tiempos de rotura, sin embargo presenta la menor desviación de los modelos estudiados.
16. Los modelos seleccionados para la determinación de la vida remanente de la aleación dieron resultados cercanos en sus estimaciones, la selección de un modelo en particular dependerá del nivel de riesgo que requiera el usuario.
17. La vida útil garantizada por el fabricante para el estator de 1era etapa de la turbina a gas es de 40.000 horas, al ser retirado del servicio a las 9.979 horas, la expectativa de vida es de 30.000 horas. Se puede predecir que la vida remanente determinada por el parámetro de Larson Miller utilizando los valores experimentales del presente estudio se encuentra en el rango entre 9.740 horas (1 año y 1 mes) y 44.797 horas (5 años y 1 mes), dependiendo del grado de dispersión utilizado.
18. La energía de activación determinada a las condiciones de esfuerzo estudiadas, es mayor a la energía de autodifusión requerida para el crecimiento y coalescencia del precipitado γ' , lo que indica que existen otros mecanismos subestructurales que generan deformación en el proceso de termofluencia.
19. El valor de la constante “n” igual a 3,1, indica que el mecanismo de termofluencia controlante a las condiciones de operación, es una combinación de flujo superplástico y el deslizamiento o trepado de dislocaciones.

VIII. RECOMENDACIONES

- Se recomienda realizar las estimaciones de vida remanente utilizando los factores de dispersión calculados, para ser conservadores y disminuir el riesgo de los equipos instalados.
- La generación de la base de datos para el Udimet 500 u otro material debe realizarse a partir de la aleación original o nueva, para mantener el seguimiento adecuado de la variación de las propiedades microestructurales y mecánicas por el daño inducido por termofluencia.
- Durante la realización de los ensayos de termofluencia, se debe mantener la alineación vertical del tren de carga, para evitar la incidencia de esfuerzos de cizallamiento sobre la probeta que generen la falla del material antes del tiempo previsto.

IX. REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

1. Allen R.P. *Gas Turbine Performance Characteristics*. GE International Power Systems. New York 1991.
2. Brandt D.E. *Gas Turbine Design Philosophy*. Schenectady. New York 1991.
3. Manual de Mantenimiento GE. *Compresor Axial, Toberas, Rotores*. General Electric Company, 1982.
4. Manual de Mantenimiento GE. *Descripción Funcional de la Turbina de Gas*. General Electric Company USA.
5. Caballero A. *Apuntes de Comportamiento Mecánico*. Universidad Central de Venezuela. 1998. pp 130-140.
6. Swaminathan V. Lowden P. *Gas Turbines Blade Life Assessment and Repair Guide*. Electric Power Research Institute. USA, 1989.
7. Kassner M.E., Hayes T.A. *Creep Cavitation in Metals*. Elsevier Science Ltd, 2002.
8. Reed Hill, R. *Principios de Metalurgia Física*. México, 1976. pp. 732-742
9. Webster G.A, Ainsworth R.A. *High Temperature Component Life Assessment*. Chapman & Hall, 1st edition. London, 1994.
10. Whitenberger D.; Jones W. ASM Handbook. *Mechanical Testing*. ASM International. 9th edition. USA, 1985.
11. Caballero A. *Estudio sobre los Aspectos Metalúrgicos del Análisis de Evaluación de Vida del Reformador F-201 de Metanol de Oriente*. 2005.
12. Carreño Arteaga A. *Estudio de la Vida Remanente por Termofluencia en Álabes de Turbina de Aleación Udimet 520*. Caracas, 2002. pp. 25-37.
13. Salazar Golding D. *Procedimiento Experimental para la Evaluación de vida Remanente en Alabes de Turbina de la Aleación Inconel 738*. Caracas, 2002. pp. 8-25.
14. <http://www.nuc.berkeley.edu/thyd/ne/jlrhoads/creep.html>. Agosto- 2006
15. ASTM, designation: E 139-00. *Standard Practice for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Test of Metallic Materials*.

16. Castillo, R. and Koul, A. **Life Assessment & Repair Technology for Combustion Turbine Hot Section Components**. ASM International, Metals Park, Ohio 44073, 1990.pp.19-34.
17. Castillo, R.; Koul, A. and Toscano, E. **Lifetime prediction Under Constant Load Creep Conditions for Cast Ni-Base Superalloys**. ASME Journal. New York, 1986.
18. Sims C. Stoloff N. Hagel W. **Superalloys II**. John Wiley & Sons, USA.1987.
19. ASM Handbook Vol. 1. **Properties and Selection Iron steels and high performance alloys**. ASM International. 2004.
20. ASM Handbook Vol. 13. **Corrosion**. 9th edition. ASM International.1987,pp. 641-642.
21. ASM Handbook Vol 9. **Metallography and Microstructures**. 1st edition. ASM International 2004.
22. Abdolkarim S. Nategh S. **Study of Microstructure and Mechanical Properties of High Performance Ni-base Superalloy GTD 111**. Materials Science & Engineering A. Vol 325. Pag 484-489. Canada, 2002.
23. Van Der Molen E.H.; Oblak J.M. **Control of particle γ' size and volume fraction in the high temperature superalloy Udimet 700**. Metallurgical Transactions, Vol 2, 1971.
24. Other A. N. **Materials Science and Metallurgy Example of a Literature Survey: Power Plant Steels: Remanent Life Assessment**. H. K. D. H. Bhadeshia, 2002.
25. ASTM, designation: E 8-05. **Standard tests methods for tension testing of metallic materials**.
26. ASTM, designation: E 18-05. **Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials**.
27. Ejaz N. Tauqir A. **Failure due to structural degradation in turbine blades**. Engineering Failure Analysis. Vol. 13 Pag. 452-463.Pakistan, 2004.
28. Monajati H. Jahazi M. **The influence of heat treatment conditions on γ' characteristics in Udimet 720**. Materials Science & Engineering A. Vol 373. Pag 286-293.Canada, 2004.

29. Dieter J.E. *Mechanical Metallurgy* McGraw-Hill. USA, 1986.
30. Caballero R. *Efectos de la morfología de partículas en el comportamiento mecánico de aleaciones para amalgama dental de fase dispersa*. Noviembre 2000.
31. Howard E. *Atlas of creep and stress rupture curves*. ASM International. Ohio, 1988.