

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



MODELADO DE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL
DURANTE FORJA EN CALIENTE

POR:

LUIS ARTURO REYES OSORIO

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L., FEBRERO 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



MODELADO DE LA EVOLUCIÓN MICROESTRUCTURAL
DURANTE FORJA EN CALIENTE

POR:

LUIS ARTURO REYES OSORIO

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA DE
MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L., FEBRERO 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis “**Modelado de la Evolución Microestructural durante Forja en Caliente**” realizada por el alumno Luis Arturo Reyes Osorio, matrícula 0981594, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis

Asesor

Dra. Maribel de la Garza Garza

Revisor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Revisor

Dra. Adriana Salas Zamarripa

Revisor

Dr. Víctor Páramo López

Revisor

Dr. Víctor Hiram Vázquez Lasso

Vo.Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Febrero 2013

RECONOCIMIENTOS Y AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología, CONACYT, por el financiamiento de la beca brindada durante el periodo de realización de este doctorado.

A la Dra. Martha Guerrero, por las útiles aportaciones a esta tesis, así como el apoyo brindado durante diversas etapas de la experimentación y el desarrollo del presente trabajo.

A la Dra. Maribel de la Garza, por su confianza y la correcta dirección del presente trabajo de investigación, además del apoyo brindado durante su realización.

A la Dra. Adriana Salas Zamarripa, por su conocimiento y valiosos comentarios para la correcta realización de este estudio.

A FRISA por suministrar el material utilizado en este trabajo, Inconel 718. Al Dr. Víctor Páramo López por las facilidades otorgadas para realizar la experimentación además de las contribuciones para el desarrollo de la tesis.

Al Dr. Víctor Vázquez por el soporte técnico y las útiles aportaciones a este trabajo de investigación.

A mis compañeros y amigos del DIMAT, Iván Moreno, Miguel Delgado Pámanes, Gabriela González, Jorge González, Oscar Zapata, Jorge Castillo, René Cerda y especialmente a Pedro J. Páramo por sus comentarios y valioso aporte en el desarrollo de pruebas mecánicas. A mis compañeros de viaje; Hugo, Argeli, Jovanni y Jesús. A mis compañeros del ERC-NSM, Adam Groseclose, Yurdaer Demiralp y José Luis González con quienes compartí una etapa importante en mi formación académica y personal.

DEDICATORIA

En memoria de Fernanda J. Reyes Morales.

INDICE

DEDICATORIA	v
LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABLAS.....	xiii
RECONOCIMIENTOS Y AGRADECIMIENTOS	iv
RESUMEN.....	xiv
Capítulo 1. Antecedentes.....	1
1.1 Introducción.....	1
1.2 Motivación.....	4
1.3 Hipótesis	7
1.4 Objetivo	7
1.5 Referencias	8
Capítulo 2. Aleaciones resistentes a elevadas temperaturas	10
2.1 Introducción.....	10
2.2 Aleaciones base níquel	10
2.3 Fenómenos de recuperación	16
2.3.1 Recuperación y recristalización.....	16
2.3.2 Recristalización dinámica.....	21
2.3.3 Recristalización metadinámica	22
2.3.4 Recristalización estática.....	24
2.3.5 Recristalización secundaria	25
2.4 Referencias	27
Capítulo 3. Análisis del proceso de formado	30
3.1 Introducción.....	30
3.2 Fundamentos de formado	30
3.3 Proceso de Forja	38
3.4 Rolado de metales.....	40
3.5 Simulación de procesos de formado.....	41
3.6 Aproximación por elementos finitos	45
3.7 Referencias	52
Capítulo 4. Modelado microestructural	57
4.1 Introducción.....	57
4.2 Modelos empíricos	58
4.3 Modelos JMAK	60
4.3.1 Modelos JMAK en el procesamiento termomecánico.....	62
4.3.2 Modelos JMAK en la predicción del tamaño de grano	68
4.3.2 Implementación de modelos JMAK en análisis FEM.....	70
4.4 Modelos topológicos	73
4.4.1 Modelos de autómatas celulares	73
4.4.3 Modelos topológicos de redes	78
4.5 Modelos mesoescala con fundamento físico	79
4.6 Referencias	82
Capítulo 5. Desarrollo experimental	87
5.1 Introducción.....	87

5.2 Pruebas en forja abierta	88
5.2.1 Ensayos de compresión isotérmica.....	96
5.3 Rolado de anillos	99
5.4 Referencias	101
Capítulo 6. Desarrollo numérico	102
6.1 Simulación numérica	102
6.1.1 Simulación numérica en forja abierta.....	102
6.1.2 Simulación en compresión isotérmica.....	111
6.1.3 Simulación numérica del rolado	113
6.2 Referencias	116
Capítulo 7. Resultados de la simulación microestructural.....	119
7.1 Introducción.....	119
7.2 Simulación de forja en caliente	120
7.2.1 Forja abierta a un paso de deformación.....	120
7.2.2 Forja en secuencia a dos pasos	139
7.2.3 Simulación en compresión isotérmica.....	157
7.3 Simulación del rolado.....	166
Capítulo 8. Discusión de resultados	172
8.1 Introducción.....	172
8.2 Simulación de forja en caliente	172
8.2.1 Forja abierta a un paso de deformación.....	173
8.2.2 Forja abierta a dos pasos de deformación.....	183
8.3 Simulación del rolado.....	195
8.4 Referencias	201
Capítulo 9. Conclusiones y recomendaciones.....	206
9.1 Conclusiones.....	206
9.2 Recomendaciones	208
9.3 Contribución científica y tecnológica.....	209
Capítulo 10. Anexos.....	210
9.1 Anexo A-Distribución de tamaño de grano inicial.....	210
9.2 Anexo B-Parámetros utilizados en el modelo CA.....	212
9.3 Anexo C-Cálculo de tamaño de grano en modelo empírico.....	213
9.4 Anexo D-Cálculo de la fracción volumétrica recristalizada.....	213

LISTA DE FIGURAS

CAPITULO 1

- Figura 1.1** Arreglo mecánico de un motor con turbina de gas [3]..... 4
Figura 1.2 Distribución de materiales y métodos de manufactura en turbina GE CF6 [12].
..... 6

CAPITULO 2

- Figura 2.1** Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) de la aleación Inconel 718 [7]. 13
Figura 2.2 Arreglos atómicos L_{12} , D_{022} e Ni_3Nb de los principales precipitados en el Inconel 718[13,16]. 15
Figura 2.3 Secuencia de transformación durante la etapa de recuperación, a) Red de dislocaciones, b) Formación de celdas, c) Eliminación de dislocaciones en las celdas d) Formación de subgranos y e) Crecimiento de subgranos [24]. 17
Figura 2.4 Representación esquemática de la secuencia durante recuperación, recristalización y crecimiento de grano, referencia [25]. 19
Figura 2.5 Crecimiento repentino de un límite de grano de alta densidad de dislocaciones. b) modelo que explica el fenómeno de nucleación [25]. 20
Figura 2.6 Representación esquemática de la recristalización dinámica en diferentes condiciones de deformación [27]. 22
Figura 2.7 Efecto de la temperatura de recocido sobre la microestructura de metales trabajados en frío: a) trabajado en frío, b) después de la recuperación, c) después de la recristalización y d) después del crecimiento de grano [30]. 24
Figura 2.8 Ilustración esquemática de la recristalización secundaria [25]. 26

CAPITULO 3

- Figura 3.1** Clasificación de operaciones típicas en el formado mecánico [3]. 32
Figura 3.2 Efecto de la fricción en espécimen bajo compresión axial [4]. 35
Figura 3.3 Operación de forja abierta entre dados planos [4]. 39
Figura 3.4 Esquema del proceso de rolado de anillo sin costura [16]. 40
Figura 3.5 Técnicas de simulación en formado metálico [32]. 42
Figura 3.6 Aplicaciones del método de aproximación directa [49]. 46

CAPITULO 4

- Figura 4.1** Algoritmo para la evolución microestructural comprendiendo granos iniciales y granos previamente recristalizados [22]. 72
Figura 4.2 Resultados de CA para recristalización dinámica discontinua (a) Estructura inicial, (b) Estructura de collar de la recristalización parcial de (a), y (c) Recristalización dinámica parcial de estructura de lingote estimulada por nucleación de partículas [25] 74
Figura 4.3 Representación esquemática de recristalización de collar en el modelo de Marty, et al. [37]. 79

CAPITULO 5

- Figura 5.1** Secuencia convencional en la forja de anillos sin costura [1]. 88
Figura 5.2 Principales variables influyentes en el cambio microestructural durante forja abierta del Inconel 718 a elevada temperatura. 89
Figura 5.3 a) Designación de muestras y b) localización de termopares durante la operación de forja abierta a diferentes secuencias de deformación. 90

Figura 5.4 Desplazamiento contra tiempo en operación de forja abierta mediante prensa hidráulica de 2500 ton, modificado ref. [3].	92
Figura 5.5 Registro de temperatura durante proceso de forja abierta en las condiciones I1 a I3 a un paso de deformación.	94
Figura 5.6 Cambio de temperatura durante proceso de forja abierta S2 y M2.	95
Figura 5.7 Gráficos esfuerzo-deformación del Incoloy 909 a las temperaturas; a) 900 °C, b) 1060 °C y c) 1100 °C, modificada de la referencia [4].	98
Figura 5.8 Dimensiones inicial a) y final b) del anillo [6].	99
CAPITULO 6	
Figura 6.1 Modelo FEM en simulación bidimensional de forja abierta.	103
Figura 6.2 Gráficos esfuerzo-deformación del Inconel 718 a) 900 °C, b) 950 °C, c) 1000 °C, d) 1050 °C, e) 1100 °C y f) 1150 °C, modificado de referencia [3,4].	104
Figura 6.3 Propiedades térmicas y eléctricas de la aleación 718 e Incoloy 909, modificado de referencias [5-10].	105
Figura 6.4 Zonas de medición de tamaño de grano promedio (μm) a), b) antes y c) después de la forja.	107
Figura 6.5 Parámetros iniciales del modelo JMAK en la evaluación del tamaño de grano después de forja.	110
Figura 6.6 Esfuerzo natural del Inconel 718 en función de la temperatura.	111
Figura 6.7 Modelo FEM en simulación bidimensional de forja abierta.	111
Figura 6.8 Gráficos esfuerzo-deformación del Inconel 718 a) S1-980 °C, b) S1- 1020 °C, c) M1-980 °C y d) M1- 1020 °C, modificado de referencia [23].	112
Figura 6.9 Modelo FEM para la simulación tridimensional de rolado en caliente.	113
Figura 6.10 Parámetros iniciales de malla para análisis por elementos finitos tridimensional del rolado en caliente.	114
CAPITULO 7	
Figura 7.1 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la condición de forja S1 a una temperatura inicial de 1050 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).	121
Figura 7.2 Tamaño de grano por zonas de la forja S1 a 1050 °C.	122
Figura 7.3 Fracción recristalizada a) DRX y b) MDRX después del enfriamiento de la forja S1 a 1050 °C.	123
Figura 7.4 Simulación numérica JMAK del elemento superior 109 y el elemento central 77 durante la forja S1 a 1050°C.	124
Figura 7.5 Modelado microestructural mediante autómatas celulares de la zona central y superior, a) antes y b) después de la forja S1 a 1050 °C.	125
Figura 7.6 a) Resultados numéricos de la deformación efectiva y b) el cambio de temperatura en las zonas superior e inferior de la forja S1 a 1050°C.	126
Figura 7.7 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la condición de forja M1, deformada a la temperatura inicial de 1020 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).	127
Figura 7.8 Modelo JMAK para el tamaño de grano promedio de la forja M1 a 1020°C.	128
Figura 7.9 Simulación de la fracción volumétrica recristalizada a) durante la deformación y b) después de enfriamiento de la forja M1 a 1020 °C.	129

Figura 7.10 Simulación microestructural por autómatas celulares de la región superior e inferior, a) antes y b) después de la forja M1 a 1020°C.....	130
Figura 7.11 Simulación de la deformación efectiva en zonas superior e inferior de la forja M1.....	131
Figura 7.12 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja I1 a 1000 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).....	132
Figura 7.13 Resultados numéricos de tamaño de grano promedio JMAK de la forja I1 a 1000 °C.....	133
Figura 7.14 Simulación de la fracción volumétrica recristalizada en la forja I1 a 1000 °C.....	133
Figura 7.15 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja I1 a 1000°C.....	134
Figura 7.16 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja I3 a 980°C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).....	135
Figura 7.17 Distribución de tamaño de grano de la forja I3 a 980 °C.....	136
Figura 7.18 Simulación de la fracción volumétrica recristalizada a) durante y b) después de la forja I3 a 980 °C.....	137
Figura 7.19 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja I3a 980°C.....	138
Figura 7.20 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja S2 a dos pasos de deformación (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).....	140
Figura 7.21 Simulación JMAK del tamaño de grano en la condición de forja S2 a 1040 y 1020 °C.....	141
Figura 7.22 a) Simulación de la fracción volumétrica recristalizada y b) cambio de temperatura después de la forja S2 a 1040 °C y 1020 °C.....	142
Figura 7.23 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja S2.....	143
Figura 7.24 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja M2 a 1020 y 1000 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).....	144
Figura 7.25 Simulación JMAK del tamaño de grano promedio en la condición de forja M2 a 1020 y 1000 °C.....	145
Figura 7.26 a) Simulación de la fracción volumétrica recristalizada y b) cambio de temperatura de la condición forjada M2 a 1020 °C y 1000 °C.....	146
Figura 7.27 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja M2.....	147
Figura 7.28 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja M3 con temperatura de forja inicial a 1020 °C y forja final a 980 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).....	148
Figura 7.29 Simulación JMAK de tamaño de grano promedio de la forja M3 a 1020 °C y 980 °C.....	149
Figura 7.30 Simulación de la fracción volumétrica recristalizada a) durante la deformación y b) enfriamiento de la condición de forja M3 a 1020 °C y 980 °C.....	150
Figura 7.31 Simulación microestructural por autómatas celulares de las zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja M3.....	151

Figura 7.32 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja I2 a 1000 y 980 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C ₂ H ₆ O-HNO ₃).	152
Figura 7.33 Tamaño de grano promedio en la condición I2 a la temperatura de forja final de 980 °C.	153
Figura 7.34 Simulación de la fracción volumétrica recristalizada, a) durante la deformación y b) enfriamiento después de la forja I2 a 1000 °C y 980 °C.	154
Figura 7.35 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja I2 a 1000 °C y 980 °C.	155
Figura 7.36 Ejemplificación de pruebas de compresión realizadas a 1020 °C.	157
Figura 7.37 Micrografías de las pruebas de compresión realizadas a 1020 °C, a) zona superior y b) zona central de la forja S1.	158
Figura 7.38 Simulación de tamaño de grano en pruebas de compresión realizadas a 1020 °C, a) zona superior y b) central de la forja S1.	159
Figura 7.39 Micrografías de pruebas de compresión realizadas a 1020 °C, a) zona superior y b) zona central de la forja M1.	160
Figura 7.40 Simulación de tamaño de grano de pruebas de compresión realizadas a 1020 °C, a) zona central y b) superior de la forja M1.	161
Figura 7.41 Microestructura del material Incoloy 909 deformado en compresión axial a 900 °C, modificado de la referencia [4] del capítulo 5.	162
Figura 7.42 Simulación por CA del Incoloy 909 bajo compresión axial a 900 °C.	163
Figura 7.43 a) Simulación de la deformación y b) esfuerzo efectivo del Incoloy 909 bajo compresión axial a 900 °C.	163
Figura 7.44 Micrografía del Incoloy 909 compresión axial a 1060 °C, modificado de la referencia [4] del capítulo 5.	164
Figura 7.45 Simulación por CA del Incoloy 909 bajo compresión axial a 1060 °C.	164
Figura 7.46 Simulación de la deformación efectiva y flujo del Incoloy 909 bajo compresión axial a 1060 °C.	165
Figura 7.47 Resultados FE de la deformación efectiva en el rolado del Inconel 718 a 1000 °C.	167
Figura 7.48 Simulación del esfuerzo efectivo en el rolado del Inconel 718.	168
Figura 7.49 Simulación FE del cambio de temperatura en el rolado del Inconel 718 a 1000 °C.	169
Figura 7.50 Resultados numéricos y experimentales del cambio de temperatura durante el rolado del Inconel 718 a 1000 °C.	170
Figura 7.51 a) simulación numérica del tamaño de grano y b) resultados microestructurales después de rolado del Inconel 718 (modificado de referencia [6] del capítulo 5).	171
CAPITULO 8	
Figura 8.1 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) S1 y b) M1, para regiones de análisis superior, central, inferior y lateral.	174
Figura 8.2 Crecimiento de grano en la forja de la aleación 718 a varias temperaturas, modificado de referencia [3].	176
Figura 8.3 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja S1 y M1.	177
Figura 8.4 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) I1 e b) I3, para regiones de análisis superior, central, inferior.	179

Figura 8.5 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja I1 y I3.	180
Figura 8.6 Cálculo de la fracción recrystalizada en función de la deformación efectiva para las condiciones de forja a un solo paso.....	181
Figura 8.7 Cálculo de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja I3 y S1.	182
Figura 8.8 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) S2 y b) M2, para regiones de análisis superior, central, inferior y lateral.	183
Figura 8.9 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja S2 y M2.....	185
Figura 8.10 Cálculo de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja S2 y M2.	186
Figura 8.11 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) I2 y b) M3, para regiones de análisis superior, central, inferior y lateral.	187
Figura 8.12 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja I2 y M3.....	188
Figura 8.13 Cálculo de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja I2 y M3.....	189
Figura 8.14 Simulación del tamaño de grano del modelo JMAK para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.	190
Figura 8.15 Simulación del tamaño de grano del modelo CA para las condiciones de forja deformadas en la región superior en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.	191
Figura 8.16 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones deformadas isotérmicamente a 1020°C.....	193
Figura 8.17 Resultados del cálculo del tamaño de grano JMAK para el proceso de rolado del Inconel 718.	197
Figura 8.18 Resultados del cálculo del tamaño de grano promedio para el proceso de rolado del Inconel 718.	199

LISTA DE TABLAS

CAPITULO 2

Tabla 2.1 Composición química nominal de las aleaciones IN718 y 909 [4]. 11

Tabla 2.2 Principales mecanismos de recuperación a diferentes temperaturas [25].17

CAPITULO 3

Tabla 3.1 Principales métodos analíticos de procesos de formado [4]..... 34

Tabla 3.2 Valores típicos de velocidad en diferentes pruebas y operaciones de formado mecánico [4]. 37

CAPITULO 4

Tabla 4.1 Modelo JMAK para MDRX, SRX y crecimiento de grano de la aleación base níquel In718 [18] 64

Tabla 4.2 Modelo JMAK para DDRX, MDRX, del Inconel 718 [19] 65

Tabla 4.3 Modelo JMAK para SRX y crecimiento de grano de la aleación base níquel 718 [19] 66

CAPITULO 5

Tabla 5.1 Condiciones experimentales para el proceso de deformación en forja abierta con secuencias de 1 y 2 pasos de deformación [2]..... 91

Tabla 5.2 Parámetros de la prensa hidráulica utilizada en la operación de forja.. 92

Tabla 5.3 Tiempos y cargas máximas de la prensa hidráulica utilizada durante operación de forja abierta con secuencias de 1 y 2 pasos de deformación. 93

Tabla 5.4 Cambio de temperatura durante la operación de forja a un paso..... 94

Tabla 5.5 Cambio de temperatura durante operación de forja en secuencia a dos 95

Tabla 5.6 Ensayos de compresión en el Inconel 718 (probetas con un radio y altura de 7 y 10mm respectivamente) [2]..... 97

Tabla 5.7 Ensayos de compresión en caliente para el Incoloy 909 [4]..... 97

Tabla 5.8 Parámetros y dimensiones de las herramientas utilizadas para los cálculos de la operación de rolado del Inconel 718[7]..... 100

CAPITULO 6

Tabla 6.1 Condiciones fronteras consideradas en la simulación de forja en caliente del Inconel 718. 106

Tabla 6.2 Medición de tamaño de grano antes de forja par la condición S1 deformada a 1050 °C. 107

Tabla 6.3 Parámetros utilizados en el Modelo JMAK para DRX, MDRX, SRX y crecimiento de grano de la aleación base níquel 718 [15-20] 109

Tabla 6.4 Parámetros utilizados en el modelo CA [21-23] 110

CAPITULO 7

Tabla 7.1 Operación de forja abierta deformada en dos pasos 139

Tabla 7.2 Resultados del tamaño de grano del modelo JMAK para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.156

Tabla 7.3 Resultados del tamaño de grano del modelo CA para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.156

Tabla 7.4 Resultados del tamaño de grano promedio experimental y simulado en especímenes bajo compresión axial a 1020 °C..... 162

Tabla 7.5 Evolución de tamaño de grano en especímenes bajo compresión axial a 900 y 1060°C..... 166

RESUMEN

Las aleaciones base níquel se distinguen por su gran desempeño bajo condiciones térmicas y mecánicas demandantes, donde una de sus principales aplicaciones incluye el desarrollo de componentes de turbinas para generación de energía y transportación. La aleación base níquel Inconel 718 es un material con gran aplicación en la industria aeronáutica debido a sus excelentes propiedades de resistencia a agentes corrosivos, así como su estabilidad mecánica a elevadas temperaturas. El desarrollo de las propiedades mecánicas frecuentemente se realiza a través del procesamiento termomecánico en virtud de su relativa facilidad de deformación y economía de procesamiento, este proceso frecuentemente se desarrolla a diferentes ciclos de deformación y temperatura. El principal reforzamiento en las aleaciones níquel se realiza a través de la precipitación de partículas de segunda fase en una matriz austenítica. Sin embargo, la precipitación durante el procesamiento termomecánico incrementa la fuerza requerida para deformar el material. El control del tamaño de grano durante las estrechas ventanas de procesamiento es de gran importancia debido a su influencia en la resistencia mecánica de los componentes manufacturados. Los métodos de simulación numérica como herramienta de validación, son una vía rápida y eficaz para la predicción mecánica y microestructural de los componentes forjados. Los métodos numéricos JMAK y los algoritmos mediante el uso de autómatas celulares (CA) son los métodos más eficientes propuestos para simular el fenómeno de recristalización y crecimiento de grano durante la deformación a elevada temperatura. En este trabajo de investigación, mediante la plataforma comercial de elementos finitos DeformTM se evaluó el comportamiento mecánico y microestructural durante la deformación en caliente del Inconel 718. La recristalización y crecimiento de grano fueron modelados a través del acoplamiento de un modelo fenomenológico JMAK y un método CA bidimensional. La descripción espacial y temporal del tamaño de grano inicial del modelo CA, así como su probabilidad de nucleación y orientación de cada grano son variables influyentes en la determinación del tamaño final, orientación de grano y densidad de dislocaciones. Los modelos utilizados para la simulación microestructural del proceso de forja abierta del Inconel 718 consideran los diferentes fenómenos de recristalización

desarrollados en los ciclos a uno y dos pasos de deformación durante y después de la forja. La simulación numérica se evaluó en el rango de temperatura de 980°C a 1050°C. Bajo este rango se distinguen dos subdominios, en el dominio a temperaturas inferiores a 1020°C el control del tamaño de grano se debe en principio al bloqueo de las partículas de precipitación, llevando al desarrollo de un tamaño de grano fino. Para temperaturas superiores a 1020°C el crecimiento de grano observa una mayor proporción tanto para las condiciones a uno y dos pasos de deformación. Los modelos implementados presentan una mejor aproximación para las condiciones de forja a dos pasos de deformación debido al refinamiento de grano generado por la repetitiva recristalización surgida durante el proceso de forja. Los modelos JMAK y CA implementados en la forja abierta del Inconel 718 muestran validez en los procesos de rolado de anillos sin costura y la compresión isotérmica de aleaciones base níquel como el Incoloy 909. De manera general, esta investigación expone la derivación de modelos confiables en la representación de la evolución microestructural, reproduciendo observaciones experimentales surgidas durante los procesos de deformación a elevadas temperaturas.

Antecedentes

1.1 Introducción

La intención de los modelos numéricos es conseguir entendimiento y control de una parte de un sistema general, aunque esta parte no puede ser controlada sin cierta abstracción, es decir, el remplazo de la parte del sistema en consideración por un medio similar pero de estructura simple.

El procedimiento científico hace uso de modelos siendo estos en lo común formales (intelectuales) o materiales. Un modelo material es la representación de un sistema complejo por un sistema simple en el que se asume tener algunas propiedades similares a las del sistema complejo original. El modelo formal es una afirmación lógica de una situación idealizada que comparte las propiedades del sistema original, este modelo, no necesariamente puede ser comprendido en su totalidad, apoyándose en el modelo material como suplemento [1].

Las problemáticas científicas y tecnológicas comienzan como problemas de caja cerrada, es decir, solo unas cuantas variables del sistema son reconocidas. El progreso en este estudio consiste entonces en la apertura progresiva de cajas subsecuentes para obtener un mejor entendimiento de los procesos microestructurales involucrados en el formado de metales a elevadas temperaturas.

Es importante establecer las metas y tiempo requerido para modelar el comportamiento microestructural en virtud de que cada enfoque presenta sus propias ventajas, desafíos y limitaciones. El principal desafío de los modelos de

recristalización es la superposición de las escalas de longitud a las que esta la recristalización y expresar su efecto en las escalas macroscópica, mesoscópica y microscópica.

En la escala macroscópica es posible observar, sin asistencia de un instrumento óptico, el efecto de la deformación de un material. La escala mesoscópica puede precisar el efecto de uno o un par de granos de un material, el esfuerzo de flujo puede ser definido mediante esta escala dimensional. En una región diminuta que es deformada uniformemente, el esfuerzo de flujo mesoscópico debe ser idéntico a las mediciones macroscópicas. Sin embargo, en ciertas circunstancias existe el interés en determinar la distribución de esfuerzos y deformaciones en cada grano para cuantificar la incompatibilidad de deformación entre granos vecinos. En estos casos se deberán considerar los valores microscópicos de esfuerzo y deformación local.

Los mecanismos gobernantes en el fenómeno de recristalización, tales como; generación de dislocaciones, recuperación, nucleación y migración de límites de grano, además de la precipitación de fases secundarias, operan en escala microscópica. Sin embargo, su comportamiento se promedia sobre regiones enteras de granos para tratar su efecto en escalas mesoscópicas. Esta labor requiere de la definición de todas las fuerzas motrices que dependen de las cantidades mesoscópicas como el tamaño de grano, que permite considerar la interacción mecánica con los granos vecinos.

Las expresiones típicas para los mecanismos microscópicos en el progreso de la recristalización son inherentemente mesoscópicas en virtud de que transforman la estructura de grano. La modelación de la evolución microestructural en general y el fenómeno de recristalización en particular, deben dar resolución a dos aspectos principales; i) como trasladar los mecanismos microscópicos en fuerzas impulsoras a escala mesoscópica y ii) como representar la combinación de los efectos geométricos y topológicos en la evolución de la estructura de grano. Existen tres métodos para

responder a estos desafíos; los modelos JMAK (modelos Avrami), modelos topológicos y modelos mesoescala con fundamentos físicos [2].

El trabajo realizado en la presente investigación consiste en desarrollo e integración de modelos numéricos para la determinación de cambios microestructurales durante la deformación a altas temperaturas, tal como se detalla en el capítulo 1, definiendo el objetivo e hipótesis de la investigación.

El capítulo 2 inicia con una descripción de las aleaciones níquel en componentes sometidos a severos cambios térmicos. La sección final de este capítulo aborda los principales fenómenos de recuperación, i.e., recuperación, recristalización y precipitación como promotores de transformación estructural en metales.

En el capítulo 3 se analiza matemáticamente el proceso de formado en forja abierta y rolado de anillos sin costura, además de introducir los fundamentos de la técnica de aproximación por elementos finitos.

Las principales metodologías para el modelado microestructural son tratadas en el capítulo 4, discutiendo de manera oportuna sus fundamentos, algunas de sus ventajas y desafíos de modelación.

El capítulo 5 está dedicado principalmente a describir la secuencia experimental, se detallan las principales variables de interés así como las características físicas, químicas, mecánicas y estructurales de los materiales Inconel 718 e Incoloy 909. El capítulo 6 describe las características de los modelos numéricos implementados en la forja y rolado de las aleaciones níquel.

El capítulo 7 muestra los resultados obtenidos de la simulación de procesos de formado descritos en los capítulos 3 y 5. La implementación de metodologías y la valoración del cambio microestructural son los principales puntos a abordar en esta sección. El capítulo 8 discute los resultados del capítulo 7. Las conclusiones, así

como las recomendaciones del presente trabajo de investigación son listadas en el capítulo 9.

1.2 Motivación

El presente trabajo de investigación aborda el estudio y aplicación de diferentes metodologías para la modelación microestructural durante el procesamiento de aleaciones resistentes a elevadas temperaturas. Las aleaciones base níquel, frecuentemente se utilizan como elementos estructurales en aplicaciones donde se generan altos esfuerzos a elevadas temperaturas, tal es el caso de las turbinas de generación de energía y de transportación (aeronaves).

Los discos y anillos son componentes estructurales de las turbinas de generación energética, **Figura 1.1**. Los elementos integrales de las turbinas deben soportar condiciones ambientales demandantes, es por ello que estos componentes son desarrollados con materiales que logren mantener sus propiedades mecánicas (esfuerzos y deformaciones) a elevadas temperaturas, siendo en algunas circunstancias capaces de operar hasta $0.8T_m$, donde T_m es una relación entre la temperatura de fusión y la temperatura de trabajo del material.

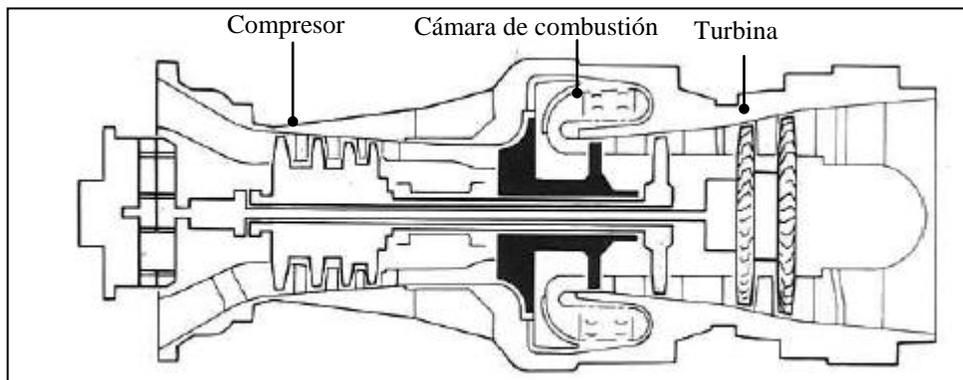


Figura 1.1 Arreglo mecánico de un motor con turbina de gas [3].

Para obtener estructuras de alto desempeño bajo condiciones térmicas y/o mecánicas demandantes, es necesario proveer componentes que cumplan con ciertos requisitos mecánicos y microestructurales. En el ámbito mecánico el esfuerzo representa que tan difícil (cuanta fuerza es necesaria) es para los átomos en cierto punto de un sólido separarse o cambiar de posición de equilibrio, sea el sólido sometido a tensión o esté bajo la acción de fuerzas compresivas [4]. El esfuerzo durante el formado del material deberá ser inferior al valor correspondiente a su ruptura (esfuerzo último) permitiendo obtener componentes o geometrías sanas que logren cumplir con las condiciones de servicio requeridas. De igual relevancia, el concepto de deformación, que relaciona el cambio de longitud debido a los esfuerzos producidos, es un factor importante en el análisis mecánico de procesos de formado de metales [5].

El flujo plástico de los metales es una de las principales características que llevaron a su importancia tecnológica en la actualidad en industrias tan diversas como la automotriz, aeronáuticas, electrónica, etc. [6]. En el proceso de formado de metales, la geometría final se produce por deformación plástica, por lo que es importante conocer las propiedades de flujo plástico de los materiales para conseguir la optimización del proceso. Las propiedades resultantes dependerán de la intensidad y las condiciones de deformación plástica durante el formado [7-10].

Las aleaciones base níquel de son materiales empleados extensivamente en componentes de turbinas aeroespaciales (más del 50% en peso) debido a que ofrecen buenas características mecánicas a elevadas temperaturas por amplios periodos de tiempo [11]. La aleación base níquel Inconel 718 es una aleación de gran importancia comercial en la industria aeroespacial, en la **Figura 1.2** se presenta la distribución de varios materiales componentes de una turbina aeronáutica comercial [12]. El proceso de forja es una de las principales operaciones de manufactura. La tecnología de forja tiene gran relevancia en la producción de partes con propiedades mecánicas superiores y el uso eficiente de materiales [13].

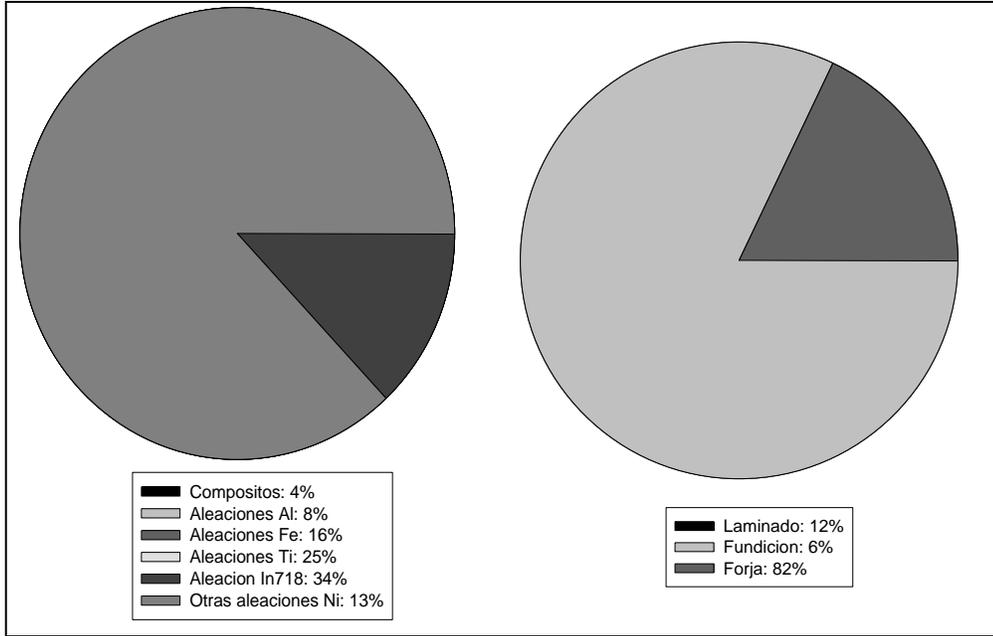


Figura 1.2 Distribución de materiales y métodos de manufactura en turbina GE CF6 [12].

El rol de la evolución microestructural durante el formado mecánico es ampliamente aceptado como un factor crítico para el entendimiento en las relaciones entre procesos, materiales y propiedades [6]. El interés de llevar a cabo un estudio microestructural, entre otros aspectos, busca relacionar una característica interna o mesoscópica (escala de longitud que no considera el comportamiento atómico del material) con las propiedades macroscópicas del material, i.e. esfuerzo, ductilidad, fatiga y termo-fluencia. En este trabajo se analiza el cambio microestructural en diferentes etapas del proceso de forja en aleaciones resistentes a elevadas temperaturas.

1.3 Hipótesis

La integración al análisis numérico de modelos JMAK y modelos de células autómatas permitirá determinar la evolución microestructural, reproduciendo la influencia de la variación de temperatura, el grado de deformación y tiempo de formado en los procesos de formado a elevadas temperaturas.

1.4 Objetivo

El objetivo de esta investigación es predecir y evaluar el comportamiento mecánico y microestructural durante el proceso de forja mediante la aplicación de técnicas de análisis numérico por elementos finitos y la integración de modelos JMAK y de células autómatas para la determinación del cambio de tamaño de grano.

1.5 Referencias

1. A. Rosenblueth, "*The role of models in science*", Philosophy of Science, Vol. 12, 4 (1945) 316-321.
2. J.P. Thomas, et al., "*Modeling of Microstructure Evolution during the Thermo mechanical Processing of Nickel-Base Superalloys*", ASM Handbook, Vol. 22A, (2009) 566-582.
3. Rolls-Royce plc, "*The jet engine*", 5th Edition, (1996) 5-6.
4. J.E. Gordon, "*Structures or why things don't fall down*", Penguin Books Ltd, (1978).
5. Marc André Meyers, "*Mechanical Behavior of Materials*", Cambridge University Press, (2009).
6. Bert Verlinden, et al., "*Thermo-Mechanical Processing of Metallic Materials*", Pergamon Materials Series, (2007).
7. Krishna Reddy, L., "*Principles of Engineering Metallurgy*", New Age International, (2008).
8. Yongquan Ning, "*Hot deformation behavior of the post-cogging FGH4096 Superalloy with fine equiaxed microstructure*", Materials Characterization 62 (2011) 887-893.
9. F.-L. Sui et al., "*Processing map for hot working of Inconel 718 alloy*", Journal of Materials Processing Technology 211 (2011) 433-440.
10. Fenghui AN, Yuhui SHA, "*Effect of Zener-Hollomon parameter on deformation microstructure in Fe-3%Si alloy*", Acta Metall. Sin. Vol.24 No.1 (2011) 1-8.
11. F. C. Campbell, "*Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials*", Elsevier Ltd., (2006).
12. R. Schafrik, R. Sprague, "*Gas turbine materials, Advanced Materials & Processes*", Vol. 162, (2004) 27-30.

13. Taylan Altan , “*Cold and Hot Forgings: Fundamentals and Applications*”, ASM International (2005).

Aleaciones resistentes a elevadas temperaturas

2.1 Introducción

El desarrollo de las aleaciones resistentes a elevada temperatura, particularmente las aleaciones base Ni-Fe, ha sido un factor determinante en la evolución de la industria aeroespacial, tal es el caso de la aleación Inconel 718, cuyas propiedades mecánicas se mantienen alrededor de los 650°C durante tiempos prolongados [1]. Los factores inherentes al comportamiento mecánico de estas aleaciones serán discutidos en la sección 2.2 de este capítulo. Los fenómenos de recuperación y recristalización desarrollados durante la deformación concurrente a elevada temperatura serán tratados en la sección 2.3

2.2 Aleaciones base níquel

Las aleaciones base Ni-Fe son materiales evolucionados de la tecnología del acero inoxidable, dentro de sus aplicaciones principales se ubican como componentes estructurales de turbinas aeroespaciales [2]. Estas aleaciones poseen una buena combinación de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas, presentan alta resistencia a la fractura a elevadas temperaturas y mantienen su límite elástico alrededor de 700°C [3]. Como componente estructural, las aleaciones Inconel 718 e Incoloy 909, pueden operar a temperaturas por arriba del 80% de su temperatura incipiente de fusión ($0.85 T_m$), superando el desempeño de las aleaciones

comúnmente utilizadas en ingeniería [4]. La **Tabla 2.1** muestra la composición química típica de las aleaciones IN718 e Incoloy 909 [4].

Tabla 2.1 Composición química nominal de las aleaciones IN718 y 909 [4].

Elemento	Porcentaje en Peso, %								
	Fe	Ni	Cr	Co	Nb	Mo	Al	Ti	C
IN718	Bal	53.4	18	1	4.97	3.05	0.54	1.0	0.053
909	40.6	38.2	--	13	4.8	--	0.15	1.5	0.40

Los elementos de aleación son un componente sustancial en las características físicas de la aleación, sin embargo, un gran porcentaje de sus propiedades mecánicas óptimas se consiguen a través del conformado y forjado de estos materiales.

El reforzamiento principal de la aleación Inconel 718 se debe a la precipitación de la fase metaestable gama doble prima γ'' con composición Ni_3Nb y ordenamiento estructural tetragonal (D_{022}) centrado en el cuerpo. Aunque existe un reforzamiento adicional debido a la presencia de una pequeña fracción de la fase metaestable ordenada gama prima γ' (con estructura L_{12}) [7]. La estructura tipo superred de gama prima exhibe un ordenamiento de largo alcance hasta su punto de fusión de $1385^\circ C$, presentándose en un rango limitado de composiciones [8]. El reforzamiento de las fases gama prima γ' y gama doble prima γ'' se debe en principio al endurecimiento por orden y coherencia [9]. De acuerdo a la **Figura 2.1**, la precipitación de estas fases se desarrollará entre $600^\circ C$ y $900^\circ C$ [10-12].

Cada uno de los elementos contenidos en la aleación 718 (Tabla 2.1) tiene un papel particular respecto a las propiedades y características de la aleación. El níquel, además de ser el elemento base de la Inconel 718, aporta buena resistencia al trabajo en caliente debido a que no presenta cambios alotrópicos, además de otorgar buena resistencia a la corrosión a altas temperaturas. El cromo aporta un aumento en el endurecimiento por solución sólida y también aporta resistencia a la corrosión a altas temperaturas. El hierro es coherente con la estructura cristalina de la matriz gama γ , aumenta levemente el porcentaje de volumen de la fase precipitante gama prima γ' y

se utiliza principalmente para reducir la proporción níquel en la matriz, aunque esto signifique disminuir en el punto de fusión de la aleación.

El carbono aunque en porciones muy limitadas puede dar lugar a la formación de carburos, ligado a diferentes elementos como; el niobio, titanio, molibdeno y cromo, estas partículas mejoran la resistencia mecánica del material a elevada temperatura.

El niobio es un agente precipitante endurecedor que puede combinarse también con el carbono para formar carburos, forma la fase gama doble prima γ'' y también la fase estable delta δ . El titanio es un agente incluyente dentro de la fase precipitante gama prima γ' , la presencia de esta fase es común dentro las aleaciones base níquel. El aluminio está presente en la fase γ' y al igual que el cromo, aporta resistencia a la oxidación. El cobalto es un agente endurecedor por solución sólida y eleva la temperatura de solvus de la fase precipitante gama prima γ' [5].

La resistencia de las aleaciones Ni-Fe no solo depende de la estructura cristalina de su matriz gama γ (cúbica centrada en las caras), también dependerá de las fases endurecedoras presentes, como los carburos metálicos (MC , $M_{23}C_6$) o fases precipitantes como gama prima γ' de estructura cúbica centrada [$Ni_3(Ti, Al)$]. Aunque la distribución de precipitados en las aleaciones Ni-Fe ha sido estudiada en gran detalle desde la década de 1960, la interacción de factores cinéticos y termodinámicos sigue siendo de interés en investigaciones recientes [6].

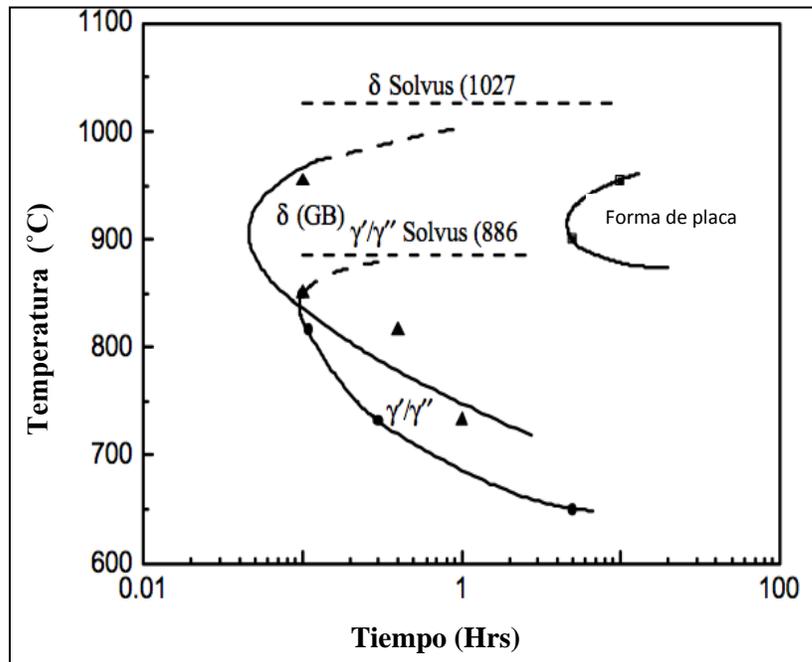


Figura 2.1 Diagrama Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) de la aleación Inconel 718 [7].

Dentro del conjunto de fases presentes en el Inconel 718 existen algunas propiamente no deseables, su ocurrencia se debe primordialmente a las variaciones en composición química, procesamiento y la exposición a temperaturas elevadas. En el grupo de fases indeseables se encuentra la fase delta δ (Ni_3Nb) [13], su precipitación procede a través de una reacción discontinua con origen en las fronteras de grano y con precipitación intragranular en forma de pequeñas placas [14]. En cantidades volumétricas pequeñas, la fase delta tiene un efecto regulador del crecimiento de grano llamado efecto de “fijación”. Durante el trabajo en caliente de la aleación 718 este efecto ayuda al control microestructural [15].

La precipitación de la fase δ -Ni₃Nb ocurre en el Inconel 718 e Inconel 625 en el rango de temperaturas de 750°C a 950°C. Su formación es precedida por la precipitación de gama doble prima γ'' a una temperatura inferior a 900°C en el Inconel 718 y de 800°C para el Inconel 625 [16]. En la **Figura 2.2** se observan los arreglos estructurales de las principales fases del Inconel 718.

Aunque se hace mención del carácter no deseable de la fase δ , estudios actuales se han enfocado al procesamiento del Inconel 718 con ciclos de precipitación de la fase delta y subsecuentes procesos termomecánicos, teniendo como finalidad la obtención de estructuras con gran refinamiento de grano [17,18]. Dentro de los estudios de procesamiento de δ , Yuang [19] y Wang [20] investigaron el efecto de δ en el comportamiento del Inconel 718, sus resultados muestran que la fase delta puede estimular la ocurrencia de recristalización dinámica. Sin embargo, existe muy poca información sobre el comportamiento de la fase δ durante trabajo en caliente [21-23].

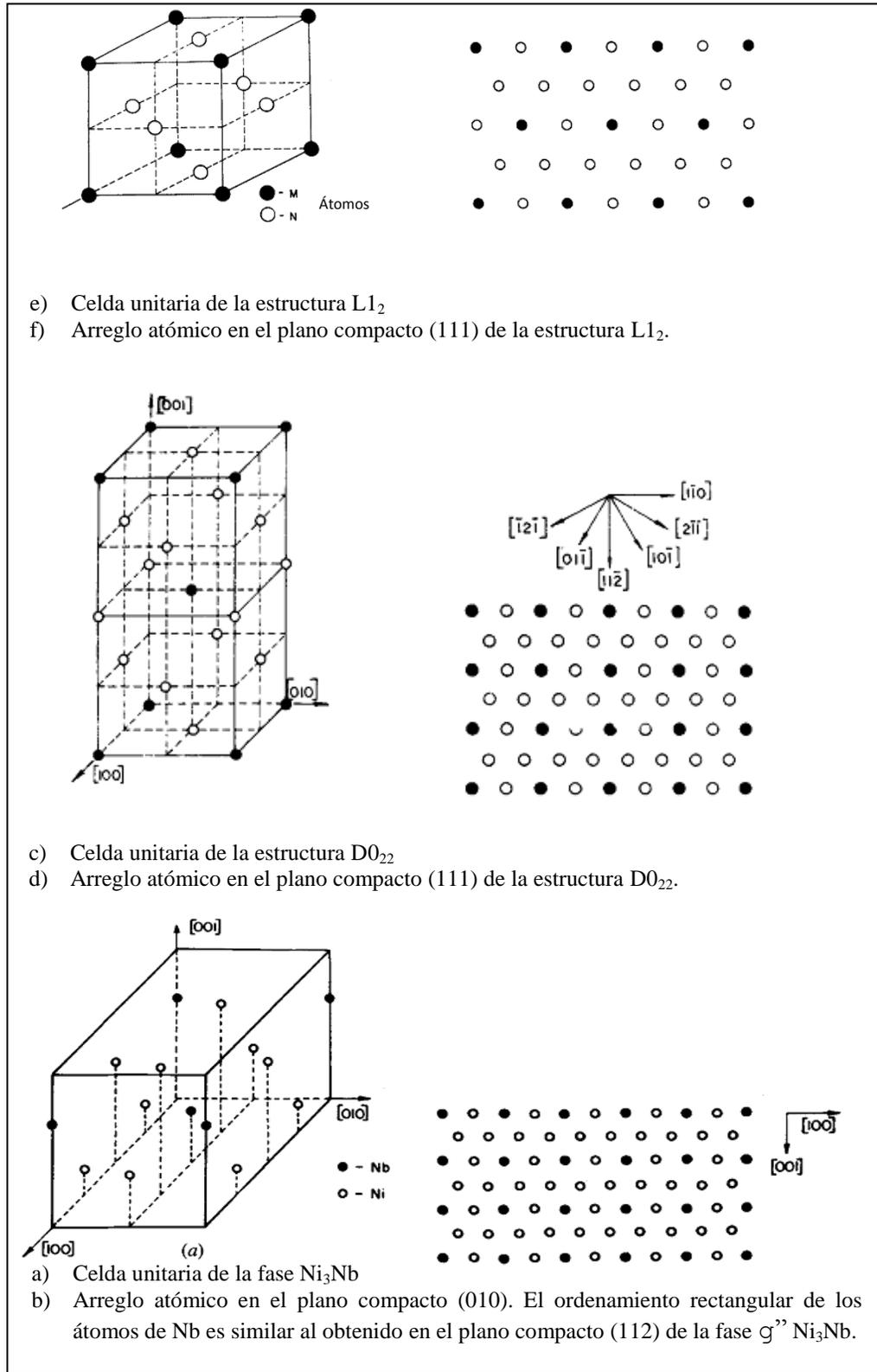


Figura 2.2 Arreglos atómicos $L1_2$, $D0_{22}$ y Ni_3Nb de los principales precipitados en el Inconel 718[13,16].

2.3 Fenómenos de recuperación

Dentro del estudio de los metales, se refiere de manera común a las pequeñas regiones cristalinas con el término “granos”, estos arreglos atómicos, a su vez están divididos en subgranos que presentan cierta similitud a estructuras monocristalinas. Los límites de grano y subgranos son fronteras entre cristales de diferente orientación, sus características dimensionales, son de gran relevancia en las propiedades físicas de los metales. Los fenómenos de recuperación y recristalización, surgen en la estructura cristalina, en principio, buscando una disminución de la energía, ya sea por un tratamiento térmico ó en concurrencia con la deformación. El movimiento de dislocaciones (defectos lineales en la estructura cristalina) toma un papel importante en el estudio de la recuperación y recristalización de los materiales.

2.3.1 Recuperación y recristalización

En este apartado se analizan las transformaciones de fase sólido-sólido que permiten controlar la estructura de las aleaciones. La primera de estas es recuperación. Durante el procesamiento termomecánico, la estructura interna sufre una deformación considerable. Siendo termodinámicamente inestable, la estructura transformará a un estado de menor energía. La recuperación se refiere a los cambios microestructurales, ocurridos anteriores a la recristalización, en un material previamente deformado. Estos cambios en la estructura interna adoptan arreglos de dislocaciones con una configuración de menor energía [24]. El fenómeno de recuperación consiste en una serie de eventos como se muestra esquemáticamente en la **Figura 2.3**.

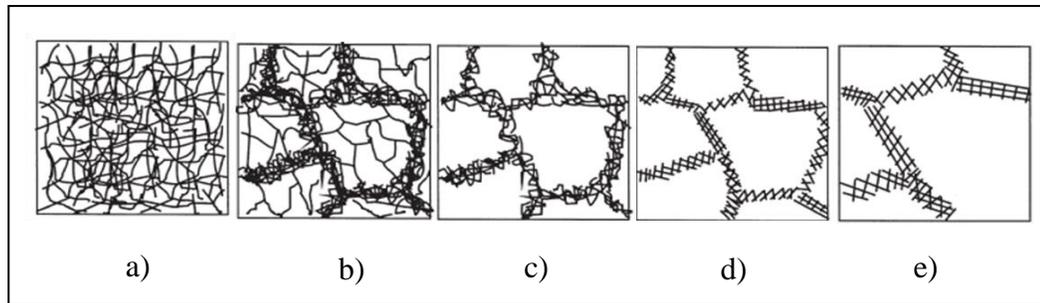


Figura 2.3 Secuencia de transformación durante la etapa de recuperación, a) Red de dislocaciones, b) Formación de celdas, c) Eliminación de dislocaciones en las celdas d) Formación de subgranos y e) Crecimiento de subgranos [24].

Los mecanismos que operan durante la fase de recuperación se definen en la **Tabla 2.2**. Los mecanismos influyentes a temperaturas bajas implican movilización de vacancias; los que operan a temperaturas intermedias, movilización de dislocaciones sin trepado; aquellos del intervalo alto implican desplazamiento de dislocaciones con trepado [25].

Tabla 2.2 Principales mecanismos de recuperación a diferentes temperaturas [25].

<i>Temperatura</i>	<i>Mecanismos operantes</i>
Baja	1. Migración de defectos puntuales hacia límites de grano, dislocaciones, etc. 2. Combinación de defectos puntuales.
Intermedia	1. Nuevo arreglo de las dislocaciones dentro de los grupos. 2. Aniquilación de dislocaciones. 3. Crecimiento de subgranos.
Alta	1. Trepado de dislocaciones. 2. Formación de subgranos. 3. Poligonización

Además de las condiciones térmicas mencionadas, la naturaleza del material es importante en el grado de recuperación alcanzado, uno de los parámetros a considerar es la energía de falla de apilamiento, este defecto de red afecta el grado en el que las dislocaciones se disocian, controlando la velocidad de recuperación [24]. Durante la recuperación, los cambios microestructurales no involucran migración de

límites de ángulo alto, por lo que no habrá cambio de textura durante esta etapa. Así mismo, las propiedades físicas y mecánicas como son la resistividad eléctrica y los parámetros de endurecimiento por deformación se verán afectados, aunque los cambios no serán discernibles mediante instrumentos ópticos. Tanto la recuperación como la recristalización involucran difusión, por lo que dependerán notablemente en la activación térmica para reordenar dislocaciones y límites de grano [26].

La recristalización en general se refiere al fenómeno de nucleación y crecimiento de granos libres de deformación. Durante el periodo de incubación se formarán núcleos estables a través coalescencia de subgranos llevando a la formación de núcleos con límites de ángulo alto. El subsecuente crecimiento de estos núcleos (granos nuevos) procederá rápidamente debido a la alta movilidad de los límites de ángulo alto [26].

El fenómeno de recristalización puede describirse de la siguiente manera, de acuerdo a la **Figura 2.4**. Primero se deforma plásticamente un metal una cantidad considerable. Esto hace que los granos se alarguen como se muestra en el inciso b). Ahora se calienta el metal hasta una temperatura cercana a la mitad de su punto de fusión y se mantiene un periodo de tiempo. Al cabo de este intervalo se generan una serie de eventos como se indica en los incisos c) y d). Si se tuviera la capacidad para analizar estos eventos, se observaría que no existen cambios significativos hasta la temperatura t_1 , donde comienza la nucleación de granos nuevos dentro de los granos de la matriz deformada. Estos granos crecen entonces de manera rápida hasta que alcanzan un tiempo t_2 . Pasando a un régimen más lento hasta alcanzar su tamaño final en el tiempo t_3 [25]. Aunque se mencionó anteriormente que no se observan cambios significativos hasta alcanzar el tiempo t_1 , en efecto, internamente se lleva a cabo el fenómeno de recuperación descrito en la **Figura 2.3**.

El proceso que ocurre durante el tiempo t_1 hasta el tiempo t_2 se denomina recristalización. La fuerza que impulsa el crecimiento de los granos nuevos sin deformación desde el tiempo t_1 hasta el tiempo t_2 es la energía almacenada de la

matriz deformada. Después del tiempo t_2 la fuerza promotora del crecimiento será la curvatura de los límites de grano, este fenómeno se conoce como crecimiento de grano y está relacionado indirectamente con la recuperación y recristalización [25].

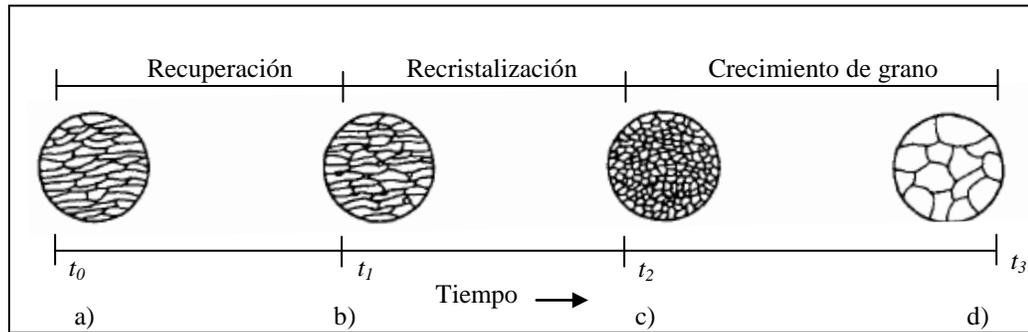


Figura 2.4 Representación esquemática de la secuencia durante recuperación recristalización y crecimiento de grano, referencia [25].

Debido a la falta de homogeneidad en la microestructura deformada, los núcleos recristalizados se formarán en sitios preferenciales como; límites de grano previos, límites entre bandas de deformación, intersección de maclas y regiones de bandas de corte. Los sitios preferenciales de nucleación son regiones donde la red presenta una elevada distorsión (curvatura de red alta), siendo su dimensión de subestructura fina y el gradiente de orientación alto, por lo que el tamaño crítico para la formación de un núcleo estable es relativamente pequeño y podrá lograrse con mayor rapidez, necesitando crecer una distancia relativamente corta para formar un límite de ángulo alto [26].

El metal deformado contiene dos tipos principales de límites de grano; los límites de grano preexistentes y los límites de subgrano que resultan de la deformación. En la **Figura 2.5** se ejemplifica el caso de crecimiento repentino entre el límite de grano original de alta densidad de dislocaciones y un grano original de baja densidad de dislocaciones [25]. En este modelo, la nucleación se lleva a cabo a lo largo de un límite preexistente en puntos donde resalta una protuberancia

designada como $2a$, una distancia mayor que a . El tiempo de incubación sería el tiempo requerido para que la protuberancia crezca a la posición crítica de $r_{mim} = a$.

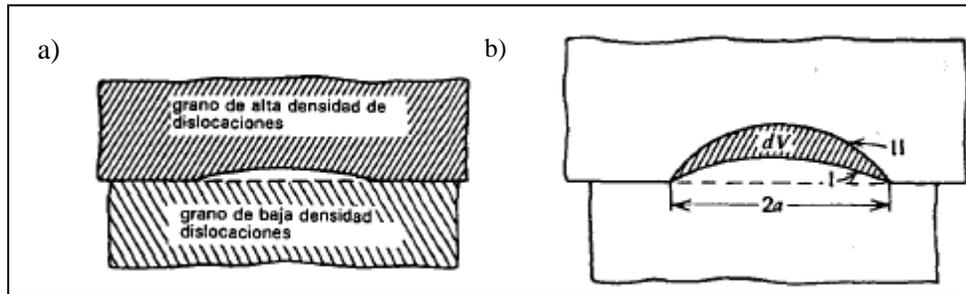


Figura 2.5 Crecimiento repentino de un límite de grano de alta densidad de dislocaciones. b) modelo que explica el fenómeno de nucleación [25].

Para que exista crecimiento del límite que sobresale de la **Figura 2.5** es necesario que la energía almacenada (E_a) sea mayor a la energía superficial del límite de acuerdo a la ecuación 1.

$$E_a > \frac{2\gamma}{a} \quad (2.1)$$

En un material recristalizado, una subsecuente activación térmica (tratamiento de recocido) podrá dar lugar a un incremento de tamaño de grano. El proceso denominado crecimiento de grano, es un proceso llevado a cabo por migración de límites de grano. Comparando con el fenómeno de recristalización, los límites se moverán hacia su centro de curvatura. Durante el crecimiento de grano existe una disminución en el número de granos debido a la constancia de volumen del espécimen. La fuerza promotora del crecimiento de grano será la energía libre del límite de grano, siendo esta energía substancialmente menor en magnitud que la energía impulsora de la recristalización [26].

En base a la información expuesta previamente se infiere que cuando se deforma plásticamente un metal, la mayor parte de la energía se convertirá en calor,

pero una pequeña fracción permanecerá en el material como energía almacenada. Dicha energía almacenada dará lugar a los fenómenos de recuperación y recristalización. Estos fenómenos, dependerán del grado de deformación plástica (trabajo en caliente o en frío antes del recocido), mientras el crecimiento de grano, al no ser una respuesta directa a la deformación, resultará de la disminución de la energía libre superficial de los granos individuales ocurrida durante su activación térmica.

2.3.2 Recristalización dinámica

La recristalización dinámica (DRX, por sus siglas en inglés) consiste en la nucleación de nuevos granos durante la deformación. Tal como se discutió previamente, para que la nucleación tenga lugar durante la deformación, es necesario una diferencia de densidad crítica de dislocaciones a través de la interfaz entre el núcleo y el material que lo rodea [27]. En la **Figura 2.6** se observa el comportamiento esfuerzo-deformación durante deformación a altas temperaturas, en este gráfico se distinguen tres zonas principales;

- 1) Zona de endurecimiento y recuperación.
- 2) Etapa de transición donde se observa una caída debido a la recristalización dinámica.
- 3) Zona de tensión constante o etapa de saturación.

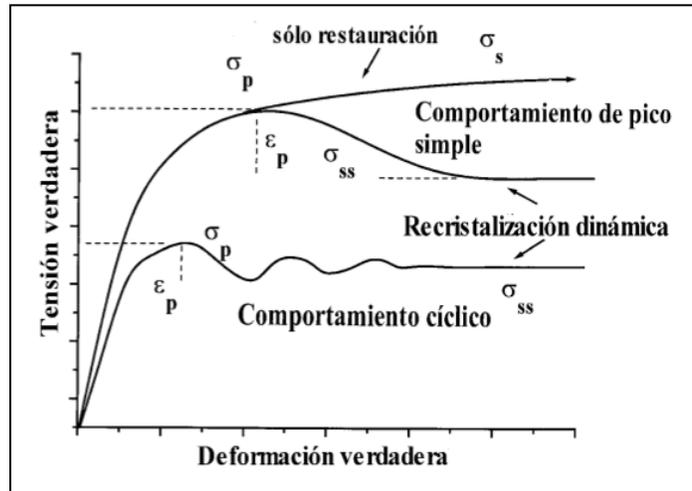


Figura 2.6 Representación esquemática de la recrystalización dinámica en diferentes condiciones de deformación [27].

El inicio de la recrystalización dinámica necesita un tiempo de incubación antes de que su efecto ablandador marque la caída de tensión observada en la **Figura 2.6**. La etapa de transición está acompañada de una disminución de la densidad de dislocaciones. El tipo de recrystalización pico único o pico múltiple depende de las condiciones de trabajo, al aumentar la temperatura, la curva de pico simple se transforma en una de pico múltiple y el mismo cambio se observa al disminuir la velocidad de deformación [28].

Debido a la ocurrencia de la recrystalización dinámica durante el procesamiento termomecánico, este fenómeno es reconocido como una vía para el control microestructural de numerosas partes metálicas [29].

2.3.3 Recrystalización metadinámica

La recrystalización metadinámica (MDRX, por sus siglas en inglés) se define como un proceso de recrystalización estática (desarrollado después de la deformación)

sin un tiempo de incubación, donde los núcleos se forman durante el proceso de recristalización dinámica previo.

Los granos recristalizados por este proceso son más grandes que los ocurridos después de DRX, además de observar similitudes microestructurales con los granos ocurridos después de la recristalización estática. Los cambios microestructurales en MDRX se pueden describir considerando las siguientes etapas:

- 1) La recristalización metadinámica se lleva a cabo a partir de los núcleos recristalizados durante DRX. Los núcleos crecen rápidamente debido a la ausencia de deformación concurrente.
- 2) Al mismo tiempo, los granos recristalizados dinámicamente son sometidos a recuperación metadinámica o crecimiento del grano, de acuerdo con el gradiente de densidad de dislocaciones local. Sin embargo, en los casos en que los granos crecen junto a una región endurecida por trabajo (con una mayor densidad de dislocaciones), los granos continuarán creciendo durante el período de reposo sin deformación. En este caso, sin deformación simultánea, la tasa de crecimiento es mayor y por lo tanto dará como resultado granos de mayor tamaño.
- 3) Los granos totalmente endurecidos por trabajo son consumidos por el crecimiento de los granos adyacentes y la recuperación metadinámica o estática se llevará a cabo en estos granos. En un período de tiempo prolongado, la SRX puede ocurrir en los granos endurecidos totalmente por trabajo [30].

2.3.4 Recristalización estática

La recristalización estática (SRX, por sus siglas en inglés) surge generalmente durante el tratamiento térmico de recocido efectuado habitualmente después de un trabajo de deformación plástica en frío [30]. El proceso de recristalización estática sigue las etapas de deformación en frío, recuperación, nucleación, recristalización y crecimiento de grano mencionados con anterioridad. La **Figura 2.7** muestra esquemáticamente estos pasos para SRX con un tratamiento térmico de recocido.

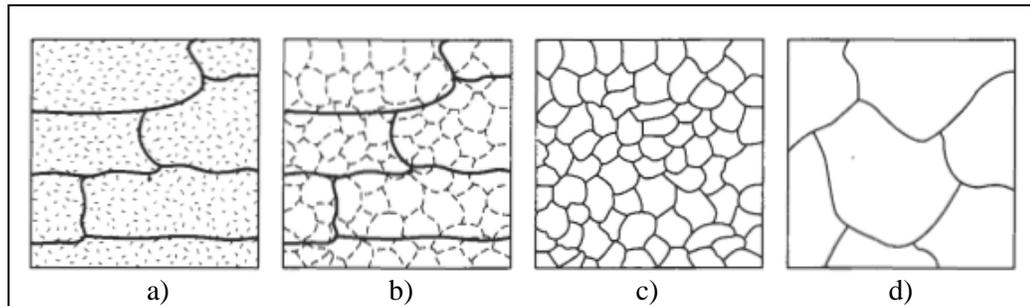


Figura 2.7 Efecto de la temperatura de recocido sobre la microestructura de metales trabajados en frío: a) trabajado en frío, b) después de la recuperación, c) después de la recristalización y d) después del crecimiento de grano [30].

La nucleación y el crecimiento de grano son las etapas principales de la SRX resultante de un tratamiento de recocido después de una deformación en frío. Durante el proceso de deformación en caliente, la recristalización dinámica surge a través de la nucleación y crecimiento de los granos dando lugar al refinamiento de granos. Sin embargo, en el período de reposo después de la deformación, se presentan un proceso similar a la SRX clásica (para una aleación con deformación en frío) donde algunos núcleos de grano se forman y crecen en la aleación deformada, considerándose a este fenómeno a su vez como recristalización estática.

En general, tanto la MDRX como la SRX ocurren a temperaturas elevadas durante el periodo de reposo en aleaciones deformadas en caliente, dando como resultado el refinamiento o engrosamiento de grano, dependiendo del número de núcleos nuevos y del tiempo de reposo a la misma temperatura.

Si el número de núcleos es limitado y el tiempo de reposo es lo suficientemente basto, la MDRX será el principal proceso y se obtendrán granos gruesos. A la inversa, si hay formación de varios nuevos núcleos de grano y el tiempo de reposo es corto, la SRX será el principal proceso y se obtendrá un refinamiento en el grano.

La recristalización en el Inconel 718 después de la deformación en caliente y del periodo de reposo, no resulta en un refinamiento de grano, sino en granos gruesos. El tamaño final de grano incrementa durante el periodo de reposo después de la deformación en caliente [31].

2.3.5 Recristalización secundaria

La recristalización secundaria (también llamada crecimiento exagerado de grano) es un tipo de engrosamiento de microestructura donde algunos granos grandes crecen inusualmente rápido en una matriz de grano fino, a una velocidad de crecimiento muy lenta. Este fenómeno también ha sido denominado crecimiento anormal de grano o engrosamiento de grano, **Figura 2.8**.

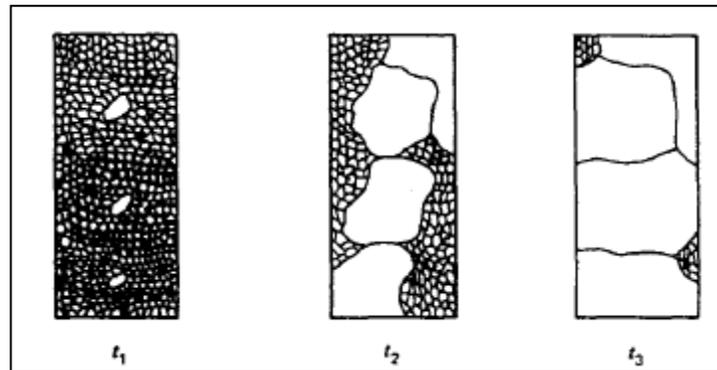


Figura 2.8 Ilustración esquemática de la recristalización secundaria [25].

Durante el crecimiento anormal de grano (proceso discontinuo) unos pocos granos en la microestructura crecen y consumen la matriz de pequeños granos. El crecimiento anormal de grano es el resultado de la migración de interfaces a velocidades locales muy altas. Se reconocen tres factores principales que pueden resultar en crecimiento anormal de grano [32];

- 1) La presencia de distribuciones especiales de partículas de fases secundarias que actúan como inhibidores del crecimiento normal en la mayoría de los granos del material, excepto en algunos granos especiales.
- 2) La existencia de granos con orientaciones de crecimiento preferenciales.
- 3) La anisotropía de la energía de límites de grano en materiales con espesores particularmente delgados.

2.4 Referencias

1. H. L. Eiselstein, “*Metallurgy of a Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy*”, ASTM Special Technical Publication, (1965) 62-79.
2. Matthew J. Donachie, Stephen J. Donachie, “*Superalloys: A Technical Guide*”, ASM International, (2002).
3. J.R. Davis, et al, “*ASM Specialty Handbook: Heat-Resistant Materials*”, ASM International, (1997).
4. *Special Metals*, página electrónica, <http://www.specialmetals.com/>, Inconel 718 e Incoloy 909, revisión (2012).
5. Damir Česnik, Vitoslav Bratuš, Borut Kosec, Janez Rozman and Milan Bizjak, “*Heat treatment and fine-blanking Inconel 718*”, *Materials and Geoenvironment*, Vol. 55, No. 2, (2008) 163-172.
6. Rao P. Singh, “*Mechanisms of Ordered Gamma Prime Precipitation in Nickel Base Superalloys*”, PhD Thesis, University of North Texas (2011).
7. Sundararaman, R. Kishore, and P. Mukhopadhyay, “*Strain Hardening in underaged INCONEL 718*”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 25A (1994), 653.
8. J.R. Davis, “*ASM Specialty Handbook-Heat Resistant Alloys*”, ASM International, (1997) 225.
9. Chaturvedi, M.C. Han, Ya-fang, “*Strengthening mechanisms in Inconel 718 superalloy*”, *Metal Science*, Vol. 17 (1983), 145-149.
10. Xishan Xie, et al., “*Structure Stability Study on a Newly Developed Nickel-Base Superalloy—Allvac® 718Plus™*,” Sixth International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, TMS, (2005) 179-191.
11. Azadian et al., “*Delta phase precipitation in Inconel 718*”, *Materials Characterization* 53 (2004) 7–16.

12. Slama et al., “*Aging of the Inconel 718 alloy between 500 and 750°C*”, Journal of Material Research, 12 (1997) 2298– 316.
13. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, “*Some Aspects of the Precipitation of Metastable Intermetallic Phases in INCONEL 718*”, Metallurgical Transactions A, Volume 23A, (1992) 2015-28.
14. Moukrane Dehmas, “*TEM Study of High-Temperature Precipitation of Delta Phase in Inconel 718 Alloy*”, Advances in Materials Science and Engineering, (2011) 1-9.
15. H. Yuan, W.C. Liu, “*Effect of the δ phase on the hot deformation behavior of Inconel 718*”, Materials Science and Engineering A 408 (2005) 281–289.
16. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, and S. Banerjee, “*Precipitation of the δ & Ni_3Nb Phase in Two Nickel Base Superalloys*”, Metallurgical Transactions A, Vol. 19A, (1988) 453-65.
17. H.Y. Zhang, “*Deformation characteristics of δ phase in the delta-processed Inconel 718 alloy*”, Materials Characterization, 61 (2010) 49-53.
18. Shi-Hong Zhang, “*Tensile deformation and fracture characteristics of delta processed Inconel 718 alloy at elevated temperature*”, Materials Science and Engineering A 528 (2011) 6253–6258.
19. Yuan H., Liu W.C., “*Effect of the delta phase on the hot deformation behavior of Inconel 718*”, Materials Science and Engineering A 408, (2005) 281–289.
20. Wang Y, Zhen L, ShaoWZ, Yang L, Zhang XM., “*Hot working characteristics and dynamic recrystallization of delta-processed superalloy 718*”, Journal of Alloy Compounds 44 (2009) 341-346.
21. Y. Wang, “*Hot deformation behavior of delta-processed superalloy 718*”, Materials Science and Engineering A 528 (2011) 3218–3227.
22. Cheng M., “*Microstructure evolution of delta-processed IN718 during holding period after hot deformation*”, Journal of Materials Science (2012) 47:251–256.
23. S.A. Nalawade, “*Precipitation of γ' phase in delta-precipitated Alloy 718 during deformation at elevated temperatures*”, Materials Science and Engineering A 527 (2010) 2906–2909.

24. F.J. Humphreys, "Recrystallization and Related Annealing Phenomena", Elsevier Ltd (2004).
25. John D. Verhoeven, "*Fundamentos de metalurgia física*", Ed. Limusa (1987), Cap. 10, 347.
26. S. L. Semiatin, "*Recovery, Recrystallization, and Grain-Growth Structures*", ASM Handbook Volume 14A, Metalworking: Bulk Forming, (2005) 552-562.
27. L.X. Zhou, T.N. Baker, "*Effects of dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought IN-718 due to hot deformation*", Materials Science and Engineering: A Volume 196, Issues 1–2, (1995) 89–95.
28. El Wahabi, Mohammed, "*Caracterización termomecánica de aceros inoxidables austeníticos AISI-304*", Universitat Politècnica de Catalunya, Cap. 2, (2002).
29. Young-Sang Na, "*Electron Backscatter Diffraction Analysis of Dynamically Recrystallized Grain Structures in a Ni-Cr-Fe Base Alloy*", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37A, (2006) 41-47.
30. Askeland Donald R., "*Ciencia e Ingeniería de los materiales*", 3er edición, Thompson, (1999).
31. J.M. Zhanga, Z.Y. Gaoa, J.Y. Zhuangb, Z.Y. Zhong, "*Grain growth model of IN718 during holding period after hot deformation*", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 101, No. 1, (2000) 25-30.
32. Alejandro Vladimir Lara Mendoza, "*Determinación de las propiedades de una aleación incoloy 909 para aplicación aeroespacial a diferentes condiciones de deformación en caliente*", Tesis de maestría, UANL, (2009).

Análisis del proceso de formado

3.1 Introducción

La importancia de los materiales metálicos en las nuevas tecnologías se debe principalmente a su facilidad de procesamiento. A través de la deformación plástica se pueden controlar las propiedades mecánicas de un determinado componente estructural. El entendimiento de los fundamentos matemáticos de los procesos de compresión directa como la forja abierta y rolado de anillos será tratado en este capítulo, se hace énfasis en las principales variables de procesamiento i.e., deformación, temperatura, velocidad de operación, etc. Una vez descritos los fundamentos de formado, se presentará una revisión de las técnicas de modelación por elementos finitos para el análisis de procesos de deformación plástica.

3.2 Fundamentos de formado

De manera general se entiende como procesos de formado metálico a todas aquellas operaciones de deformación plástica para generar productos o formas útiles [1]. Estos procesos se clasifican frecuentemente como procesos en caliente y operaciones en frío. El trabajo en caliente se puede definir como un proceso de deformación bajo condiciones de temperatura y velocidad de deformación en el que se favorece la recristalización, actuando ésta simultáneamente durante la

deformación. Por otra parte, las operaciones en frío involucran deformaciones y condiciones energéticas donde el proceso de recristalización no es efectivo.

Con el avance de la tecnología se han desarrollado diversos procesos para cumplir con aplicaciones estructurales particulares. Sin embargo, estos procesos pueden catalogarse en unas cuantas categorías si se considera el tipo de fuerza aplicada a la pieza deformada [2].

La **Figura 3.1** presenta las operaciones típicas de formado. Los procesos de forja y rolado son catalogados como procesos de compresión directa en contraparte a los procesos de extrusión y estirado considerados como compresión indirecta. En estos últimos, aunque las fuerzas primarias son con frecuencia tensiles, las fuerzas de reacción desarrolladas por las herramientas llegan a tener grandes amplitudes. Los procesos ilustrados en la parte inferior de la Figura 3.1 son catalogados como procesos de tensión, doblado y corte respectivamente.

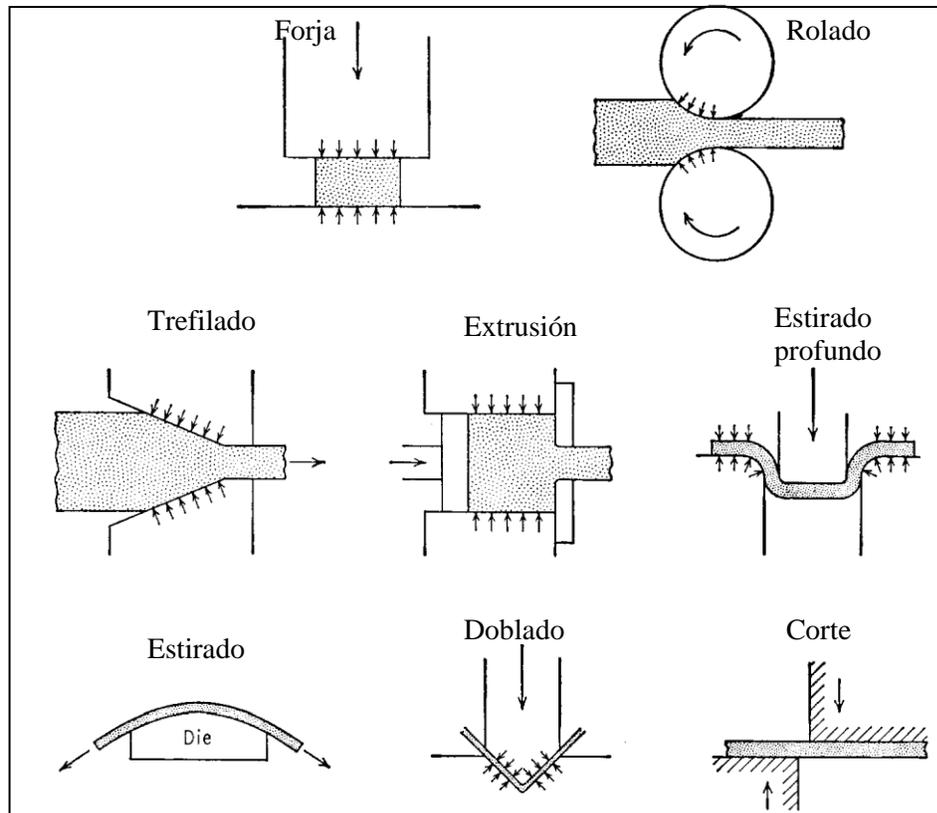


Figura 3.1 Clasificación de operaciones típicas en el formado mecánico [3].

El análisis de esfuerzos en los procesos de formado ha sido un campo de gran interés por más de 50 años [3]. De manera general, un método de análisis en el área de formado mecánico puede justificarse por su precisión y eficiencia numérica. En la mayor parte de los procesos de formado las deformaciones plásticas superan notoriamente las deformaciones elásticas. Bajo estas condiciones es posible simplificar el análisis matemático evadiendo las deformaciones elásticas, de manera que el sólido se considera como rígido-plástico. Esta idealización permite amplios incrementos de deformación, reduce el cálculo numérico y permite una precisión razonable de la solución requerida para el análisis.

El principal interés del análisis de formado en metales, es determinar las fuerzas requeridas para producir deformación en una cierta geometría en función de

un proceso. La predicción del límite de deformación al que ocurrirá la fractura en el material es un campo importante dentro del proceso de formado [4].

En análisis de formado, la relación básica para suponer constancia en volumen se representa con la expresión:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (3.1)$$

Frecuentemente los esfuerzos y deformaciones compresivas predominan en los procesos de formado. Por ejemplo, si un bloque de altura inicial h_0 es comprimido hasta una altura h_1 , la deformación compresiva axial estará dada por la siguiente relación:

$$\varepsilon = \int_{h_0}^{h_1} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_1}{h_0} = -\ln \frac{h_0}{h_1} \quad h_0 > h_1 \quad (3.2)$$

La deformación formulada en términos de reducción de sección transversal está dada por la siguiente relación:

$$r = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \quad (3.3)$$

Aplicando la ecuación de constancia en volumen se obtiene la siguiente relación:

$$\varepsilon = \ln \frac{L_1}{L_0} = \ln \frac{A_0}{A_1} = \ln \frac{1}{1-r} \quad (3.4)$$

Las ecuaciones de equilibrio estático de fuerzas, ecuaciones Levi-Mises (relación entre esfuerzo y velocidad de deformación) y los criterios de cedencia, son los principales enfoques para la predicción de esfuerzos y deformaciones.

Es posible determinar una solución analítica siempre que se especifiquen las condiciones fronteras suficientes, sin embargo, debido a su complejidad estará

limitada al análisis de procesos simétricos o bidimensionales. La **Tabla 3.1** describe los principales métodos de análisis en formado de metales.

Tabla 3.1 Principales métodos analíticos de procesos de formado [4].

<i>Método</i>	<i>Características</i>
Por secciones “análisis de bloque”	Supone deformación homogénea.
Energía de deformación uniforme	Calcula esfuerzos promedio del trabajo de deformación plástica.
Líneas de deslizamiento	Permite el cálculo puntual de esfuerzos para condiciones de deformación plana.
Soluciones por límites superior e inferior	Usa campos de velocidad y esfuerzos para calcular los límites en los que se desarrolla la carga.
Elementos Finitos	Método matricial que permite amplios incrementos de deformación para materiales rígido-plásticos.

Para obtener ecuaciones eficaces que relacionen esfuerzos ó presiones, será necesario definir ecuaciones en función de los principales parámetros involucrados. Invariablemente, un proceso de formado particular consiste en los siguientes términos:

$$P = \sigma_0 g(f)h(c) \quad (3.5)$$

Donde σ_0 es la resistencia al flujo del material, $g(f)$ es una expresión para la fricción entre la interface de la pieza de trabajo con las herramientas y el término $h(c)$ es una función de la geometría de las herramientas y la deformación.

Las pruebas necesarias para determinar el esfuerzo de flujo se deben llevar a cabo bajo condiciones controladas de temperatura y velocidad de deformación [5].

Los ensayos de compresión en pequeños cilindros han mostrado validez para medición de esfuerzos y deformaciones en formado de metales [6].

En la **Figura 3.2** se puede observar que durante la deformación, fuerzas de fricción se opondrán al flujo del metal. Esta resistencia ocurre en las regiones del espécimen en contacto con las herramientas de soporte y avance. Las zonas sin deformación de la Figura 3.2, además de incrementar la fuerza axial requerida, son de gran interés en el análisis microestructural como se verá en el capítulo 5.

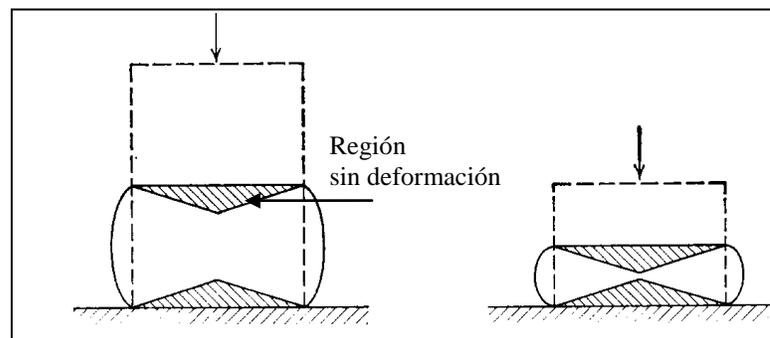


Figura 3.2 Efecto de la fricción en espécimen bajo compresión axial [4].

En la referencia [7] se presenta una recopilación de información sobre esfuerzo de flujo en una gran variedad de condiciones de formado. Sin embargo Shaw [8] ha propuesto la siguiente relación para el esfuerzo de flujo a grandes deformaciones ($\epsilon > 1$);

$$\sigma_0 = A + B\epsilon \quad (3.6)$$

Donde las constantes experimentales A y B cumplen las relaciones:

$$A = (1 - n)\sigma_1, \quad B = n\sigma_1 \quad (3.7)$$

Aunque existe una amplia documentación del comportamiento de flujo a deformaciones moderadas, para deformaciones plásticas mayores a 1, la información es relativamente escasa.

Como se mencionó en el capítulo anterior, las operaciones de trabajo en caliente involucran procesos de recuperación, este fenómeno permite alcanzar grandes deformaciones sin un endurecimiento por deformación considerable. La mayoría de los procesos en caliente se llevan a cabo en múltiples secuencias o pasos. Generalmente, la temperatura de operación en los pasos intermedios se lleva por arriba de la temperatura de trabajo mínima para disminuir los esfuerzos generados. En muchos casos es deseable tener un material con granos finos, bajo esta condición, es común reducir la temperatura de trabajo en el último paso hasta el punto en que el crecimiento de grano durante el enfriamiento sea mínimo. Además, se deberá considerar una cantidad de deformación amplia en el último paso de deformación.

La dependencia de la temperatura y el esfuerzo en la velocidad estable de operación en caliente se expresa con la relación:

$$\dot{\epsilon}_s = A(\sinh \alpha \sigma)^{n'} e^{-Q/RT} \quad (3.8)$$

Donde las constantes, α y n' son se determinan experimentalmente. El parámetro A se denomina factor pre exponencial; Q es la energía de activación; R es la constante universal de los gases; n' es la relación $(1/m)$, donde m la sensibilidad a la velocidad de deformación.

La velocidad de deformación tiene tres efectos principales en el trabajo mecánico; incrementar el esfuerzo de flujo, incrementar la temperatura de la pieza debido al calor adiabático y mejorar la lubricación entre la interface herramienta-metal, mientras la capa de lubricante se conserve.

La velocidad de deformación para el caso de un cilindro en compresión se describe con la relación:

$$\dot{\epsilon}_s = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{h} \frac{dh}{dt} = \frac{v}{h} \quad (3.9)$$

Siendo h la altura instantánea y v la velocidad de deformación.

La **Tabla 3.2** enumera los valores típicos de velocidad en diferentes pruebas y operaciones de formado.

Tabla 3.2 Valores típicos de velocidad en diferentes pruebas y operaciones de formado mecánico [4].

<i>Operación</i>	<i>Velocidad, m s⁻¹</i>
1. Prueba de tensión	6×10^{-7} a 6×10^{-3}
2. Prensa hidráulica de extrusión	3×10^{-3} a 3
3. Prensa mecánica	0.1 a 1
4. Prueba de impacto Charpy	3 a 6
5. Forja por martillo	3 a 10
6. Formado por explosión	30 a 120

La importancia del tamaño de grano en la determinación de la resistencia y tenacidad a la fractura tiene su base en el rol del procesamiento como generador de grano fino [9]. Aunque cada etapa en la cadena de procesamiento, desde la producción primaria del material hasta el enfriamiento del producto final ó etapa de tratamiento térmico, ejerce influencia en su evolución, la temperatura de trabajo mecánico y la temperatura de recocido es el principal factor determinante del cambio microestructural.

La formabilidad de un material se refiere a la facilidad con la que un material es deformado sin incurrir en generación de fracturas [10]. Las fracturas que se presentan durante el formado mecánico ocurren por fractura dúctil. Esta fractura se caracteriza por la formación y crecimiento de microporos alrededor de partículas de segunda fase y bandas de corte.

La presencia de regiones de fácil y difícil flujo (zonas sin deformación, Figura 3.2) lleva al desarrollo de bandas de corte y la localización de flujo en estas bandas puede ocasionar fractura por cortantes.

Para predecir la formabilidad de un material es necesario aplicar un criterio de fractura dúctil. El criterio de Cockcroft y Latham ha sido exitosamente aplicado en diversos casos de fractura dúctil [11]. Este criterio propone que ocurrirá fractura del material cuando se cumpla con la condición:

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = \text{constante} \quad (3.10)$$

Para un esfuerzo máximo local σ^* .

3.3 Proceso de Forja

Se define como forja al proceso de convertir la geometría de un metal mediante la acción de una prensa o por martilleo. Estas operaciones de forjado se llevan a cabo comúnmente en caliente, aunque algunos metales pueden ser formados en frío. Existen dos principales categorías de procesos de forja; los procesos de dado abierto y procesos de dado cerrado. La forja en dado abierto involucra herramientas planas o geometrías simples. Este proceso se utiliza en producción unitaria o cuando deberán ser forjadas piezas de gran dimensión. En la forja de dado cerrado las piezas se deforman entre dos dados con impresión de la geometría final requerida, siendo necesaria una gran producción mediante esta tecnología para justificar el costo de los dados.

La compresión de un cilindro entre dos dados planos (Figura 3.2) es la operación de forja abierta más simple. En esta operación el metal fluye lateralmente entre las dos superficies de contacto, existiendo menos deformación en las interfaces de los dados debido a las fuerzas de fricción. Algunos ejemplos de partes fabricadas mediante forja abierta son; flechas de propelas, anillos y recipientes a presión.

La **Figura 3.3** muestra uno de los principales procesos de forja abierta, en esta operación se comprime una pieza entre dos dados planos para reducir su sección transversal. La dispersión del material queda definida por el coeficiente de dispersión S [12].

$$S = \frac{\text{elongación en anchura}}{\text{contracción de espesor}} = \frac{\ln \frac{w_1}{w_0}}{\ln \frac{h_0}{h_1}} \quad (3.11)$$

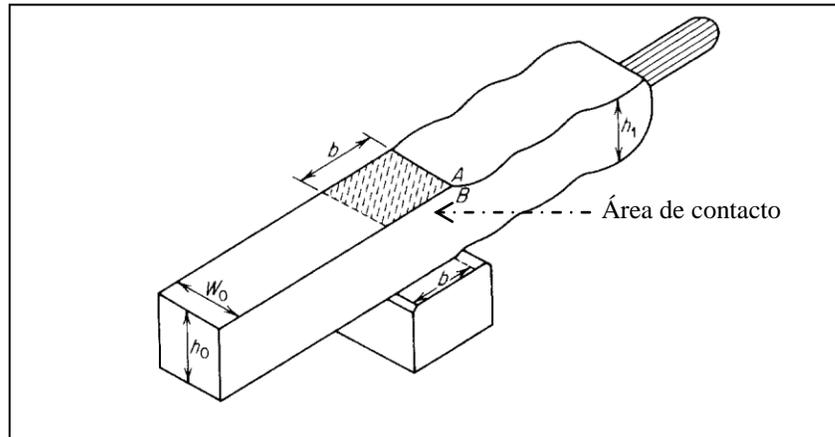


Figura 3.3 Operación de forja abierta entre dados planos [4].

Se ha encontrado que el coeficiente S depende principalmente de la relación geométrica b/w_0 de acuerdo a la expresión:

$$S = \frac{b/w_0}{1 + b/w_0} \quad (3.12)$$

En virtud del hecho de deformar solamente la región bajo la acción de la herramienta de trabajo, existe el riesgo de causar traslapes superficiales en cada paso, separando las porciones forjadas y sin forjar de la pieza. El proceso de forja abierta gradual se realiza en secciones amplias, siendo de gran importancia asegurar que la pieza inicial sea deformada hasta la zona central. En algunos estudios se propone que la razón de deformación b/h no sea inferior a $1/3$, con el fin de minimizar la deformación no homogénea durante la forja [12].

3.4 Rolado de metales

Se denomina proceso de rolado a la operación de deformar un metal a través de su pase entre rodillos móviles. El proceso de rolado ofrece entre otras ventajas; la reducción de tiempos de producción, mejora de propiedades mecánicas, ahorro de material y buen acabado superficial [13].

El rolado de anillos en caliente es un proceso avanzado típicamente utilizado para manufacturar partes con geometrías circulares [14]. La compresión entre el rodillo principal y el rodillo estacionario genera el incremento de diámetro de la geometría, **Figura 3.4**. Este proceso puede llevarse a cabo a temperatura ambiente o a elevadas temperatura dependiendo del tamaño, fuerza y ductilidad de la pieza de trabajo [15].

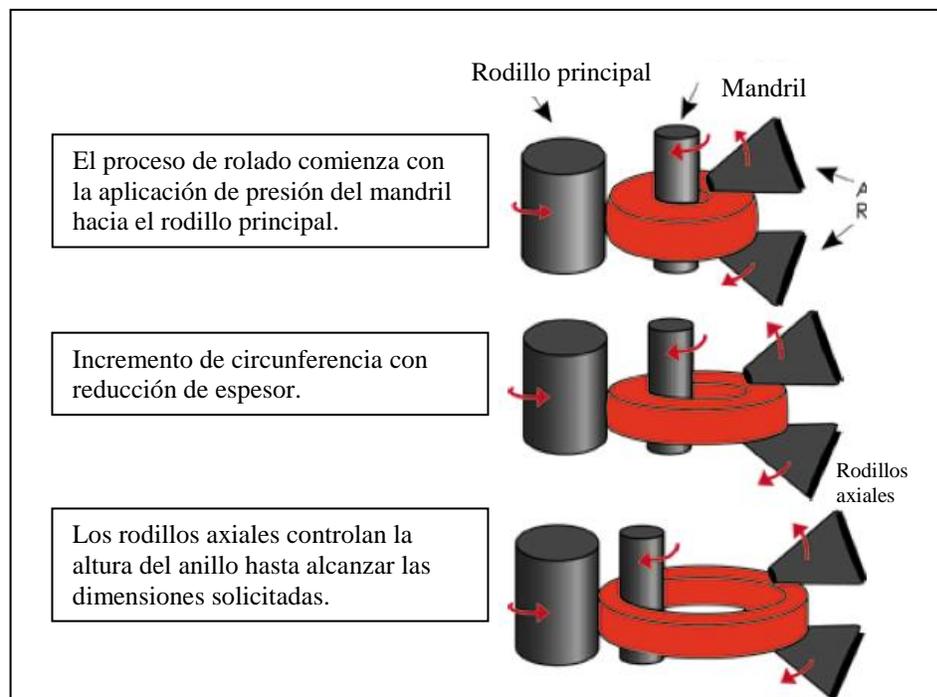


Figura 3.4 Esquema del proceso de rolado de anillo sin costura [16].

Durante el rolado, se genera un gran intercambio de calor entre el anillo y los alrededores, mientras que la deformación plástica y la fricción se convierten en energía calorífica. Este intercambio de energía hace que la temperatura del anillo cambie continuamente de manera no uniforme. El cambio de temperatura afectará drásticamente el comportamiento de deformación, la microestructura y las propiedades mecánicas del anillo formado [17,18].

En virtud de la complejidad de los procesos de rolado en caliente, la mayoría de las investigaciones se han enfocado en la modelación y simulación por métodos de elementos finitos [19-24]. La técnica de simulación por elementos finitos permite la determinación de los esfuerzos, deformaciones y distribuciones de temperatura durante el formado de anillos, además de ser un medio para el control de microestructuras y propiedades de productos manufacturados.

Las investigaciones sobre el rolado de anillos abarcan entre otros estudios; la distribución de presión y fuerza de rolado [25], el comportamiento de interfaces rodillo-pieza de trabajo [26], las distorsiones geométricas de anillos durante el enfriamiento de piezas roladas [27-30] y el análisis de textura en aleaciones roladas en caliente [31].

3.5 Simulación de procesos de formado

La gran relevancia de los procesos de simulación se debe en parte a su eficiencia, comparada con otras técnicas de soporte en manufactura. Los altos costos en herramientas y equipos de formado son el sustento del intenso uso de procedimientos y métodos eficientes de simulación. Sin embargo, la variedad de elementos en el sistema de formado y la complejidad de las operaciones mecánicas hace difícil la valoración de la problemática [32].

El desarrollo histórico de los métodos y técnicas de simulación de formado se divide en dos periodos de acuerdo a la **Figura 3.5**. En el periodo previo al uso computacional (anterior a la década de 1960) fueron desarrollados la mayoría de los procedimientos empíricos. Los métodos de simulación teórica se basaron principalmente en la teoría de plasticidad para el cálculo fuerzas y estimación de esfuerzos. Thomas et al., [33] presenta una descripción detallada de la teoría de plasticidad, los métodos de línea de deslizamiento y fronteras son tratados brevemente por Messner en la referencia [34].

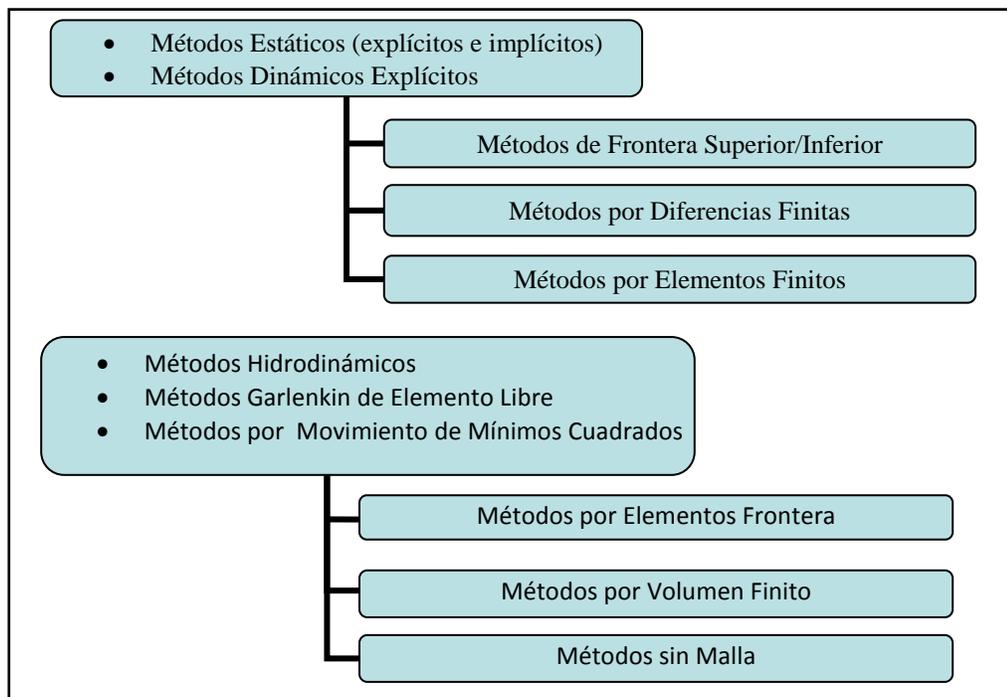


Figura 3.5 Técnicas de simulación en formado metálico [32].

Debido a la complejidad mecánica de deformación durante el formado, las técnicas de simulación teórica necesitaron un mayor número de simplificaciones llevando a la invalidez de resultados. A principios de la década de 1950 se llevaron a cabo los primeros experimentos para simular procesos de formado en conjunto con la modelación de materiales [35].

Con la presente disposición computacional surgió una revolución en el campo de la simulación de procesos de formado. Las teorías de plasticidad fueron reformuladas para incluir técnicas numéricas que permitieran mayor facilidad en el proceso de cálculo. Uno de los primeros métodos desarrollados fue la técnica por diferencias finitas, el avance en las técnicas numéricas llevo en el año de 1970 a la aplicación de los métodos por elementos finitos.

El método por elementos finitos (FEM por sus siglas en inglés) es una técnica numérica para el cálculo mayoritariamente de esfuerzos y deformaciones en estructuras geométricas complejas. La estructura del método se basa en la división de elementos conectados a través de nodos. Los factores físicos del modelo se describen en base a las condiciones iniciales o frontera de cada elemento. La definición de todos los elementos se resume en un sistema global de ecuaciones que deberá aproximarse. Los programas comerciales; Ansys, Mark, Deform y Forge utilizan este algoritmo para predecir flujo, esfuerzos, deformaciones y distribuciones térmicas. [36-39]

El desarrollo de la tecnología de simulación en el área de forja inició a finales de 1960. Durante la década de 1970 y principios de 1980 se desarrollaron simulaciones bidimensionales en estado estable para procesos de extrusión y estirado de barras redondas y rolado de laminas [40-42]. Posteriormente, se aplicaron métodos no estacionarios con técnicas de regeneración de malla para proceso de forja en caliente de componentes aeroespaciales [43,44]. El surgimiento de técnicas de creación automática de mallas y remallado a finales de 1980 y principios de 1990 [45] ayudo a la expansión de estaciones de trabajo para aplicaciones FEM.

Existe un gran compendio de estudios en procesos de forja mediante elementos finitos. Golker [46] desarrollo un sistema para el diseño de secuencias de operación en equipos de forja horizontal. La forja abierta en caliente con secciones no circulares fue estudiada por Kazanci [47] e incluye el diseño de dados. Shivpuri [48]

estudió las técnicas de modelación de forja en frío y a temperaturas por debajo de recristalización utilizando los paquetes comerciales Deform, Ansys y Abaqus.

3.6 Aproximación por elementos finitos

La formulación de las ecuaciones de elementos finitos generalmente se resuelve mediante alguna de las técnicas:

- 1) Aproximación directa.
- 2) Métodos variacionales.
- 3) Métodos de residuos ponderados.
- 4) Aproximación por balance energético.

La aproximación de solución directa es una de las técnicas de aproximación más sencilla de aplicar para formular las propiedades de los elementos finitos. De manera general, esta técnica consiste en identificar o seleccionar los elementos apropiados para discretizar el sistema. Después de emplear el razonamiento físico para establecer las ecuaciones que gobiernan el comportamiento de cada uno de los elementos, en términos de las variables que sean pertinentes, se combinan las ecuaciones correspondientes a cada uno de los elementos con el fin de obtener ecuaciones que describan el comportamiento de todo el sistema. Los siguientes pasos serán imponer las condiciones a la frontera, solucionar el sistema de ecuaciones y desarrollar cálculos posteriores.

La **Figura 3.6** muestra un par de ejemplos donde se aplica el método directo. En el inciso a) cada resorte con constante elástica K_j se representa como un elemento y la ley de Hooke ($F=Kx$) define la relación existente entre la fuerza y el desplazamiento. El caso b) describe un problema térmico donde la constante K define la conductividad térmica y el sistema se representa por un solo elemento aplicando la ley de Fourier para el flujo de calor. En ambos casos se llega a un sistema matricial $F=Ku$ con la constante K definiendo las propiedades de los elementos. Esta matriz se conoce como matriz de rigidez [49].

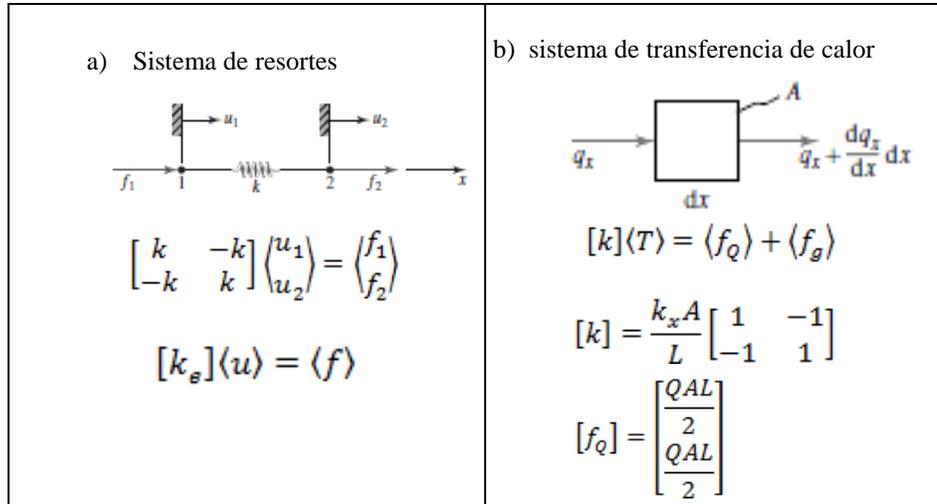


Figura 3.6 Aplicaciones del método de aproximación directa [49].

La aproximación variacional se basa en los principios variacionales, es decir, requiere que las velocidades admisibles u_i satisfagan las condiciones de compatibilidad, incompresibilidad y la velocidad en las condiciones frontera. La solución para materiales rígido-plásticos da el siguiente funcional de valores estacionales [50].

$$\pi = \int_V \bar{\sigma} \dot{\epsilon} dv - \int_{S_F} F_i U_i ds \quad (3.13)$$

Aplicado a materiales rígido-visco plásticos:

$$\pi = \int_V E(\dot{\epsilon}_{ij}) dv - \int_{S_F} F_i U_i ds = 0 \quad (3.14)$$

Donde $\bar{\sigma}$ es el esfuerzo efectivo, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación efectiva, F_i representa la tracción en la superficie, E es la función de trabajo, V y S es el volumen y superficie de la pieza deformada respectivamente. La solución del problema original en la frontera se obtiene mediante la solución del problema variacional doble. La variación del primer orden del funcional se describe en la expresión:

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma} \dot{\epsilon} dv - \int_{S_F} F_i \delta U_i ds = 0 \quad (3.15)$$

Una predicción exacta del flujo de material en forja debe contemplar aproximaciones eficaces de deformación plástica, incompresibilidad, contacto de la pieza de trabajo con las herramientas y los gradientes de temperatura presentes [10]. Las ecuaciones básicas deben satisfacer el equilibrio, la condición de incompresibilidad y la relación constitutiva. Cuando se aplica el método variacional, la velocidad es la primera variable de solución. La ecuación variacional sigue la forma:

$$\delta\pi(v) = \int_V \bar{\sigma} \delta \bar{\epsilon} dv + K \int_V \epsilon'_v \delta \epsilon'_v dv - \int_{S_F} F_i \delta U_i ds = 0 \quad (3.16)$$

Un método alternativo para eliminar la restricción de la compresibilidad es el uso del multiplicador Lagrange [51,52]. La ecuación 3.17 cumple con este propósito agregando el segundo término en la ecuación variacional.

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma} \delta \bar{\epsilon} dv + \int_V \lambda \delta \epsilon'_v dv - \int_V \epsilon \delta \lambda du - \int_{S_F} F_i \delta U_i ds = 0 \quad (3.17)$$

Resolviendo para el variacional:

$$\delta\pi(v,p) = \int_V \bar{\sigma} \delta \bar{\epsilon} dv + \int_V p \delta \epsilon'_v dv + \int_V \epsilon \delta \lambda du - \int_{S_F} F_i \delta U_i ds = 0 \quad (3.18)$$

Las ecuaciones 3.16 y 3.18 convertidas en ecuaciones algebraicas pueden ser utilizadas por el procedimiento de discretización estándar del método de elemento finito. La solución se obtiene iterativamente debido a la no linealidad de las condiciones de fricción y propiedades del material.

La distribución de temperatura en la pieza de trabajo y las herramientas de contacto pueden ser obtenidas ponderadamente por soluciones de balance de energía, utilizando el método de residuos ponderados [53] de acuerdo a la siguiente ecuación:

$$\int_S q_n \delta T ds = \int_V K T_{ij} \delta T_{ij} dv + \int_V \rho c \dot{T} \delta T dv - \int_V \alpha \bar{\sigma} \dot{\epsilon} \delta T dv \quad (3.19)$$

La ecuación 3.19 puede ser convertida también en un sistema de ecuaciones algebraicas mediante la discretización por elemento finito y ser resuelta finalmente

por algún método estándar. En la práctica, la solución de problemas mecánicos y térmicos se asocia de manera escalonada. Es decir, después que las velocidades nodales son resueltas en un determinado paso, se actualiza la configuración de deformación en las coordenadas nodales [10].

El método de aproximación Ritz supone la forma de la solución desconocida en términos de funciones conocidas (funciones de prueba) con parámetros desconocidos ajustables. Se selecciona una función de prueba de las existentes para un funcional estacionario. El procedimiento consiste en sustituir la función de prueba dentro del funcional y expresar el funcional en términos de parámetros ajustables como incógnitas. El funcional es diferenciado con respecto a cada parámetro y la ecuación resultante se iguala a cero. Si existe n parámetros desconocidos, entonces habrá que resolver n ecuaciones simultáneas para estos parámetros. La aproximación de la solución exacta depende de la función de prueba seleccionada.

El método de Ritz considerado en un caso unidimensional se representa con la siguiente expresión:

$$\frac{d^2 y}{dx^2} = -f(x), a < x < b \quad (3.20)$$

Definiendo la condición frontera:

$$\varphi(a) = A, \varphi(b) = B \quad (3.21)$$

La variable dependiente está especificada en ambas condiciones. Por lo tanto asumimos que $f(x)$ está muy cercana de los intervalos (a, b) . Este problema es equivalente a encontrar la función (x) que minimice la función cuadrática.

De acuerdo con el método de Ritz, se asume que la solución puede ser aproximada utilizando funciones de prueba de la siguiente forma:

$$\varphi(x) \approx \varphi_n(x) = \psi_0 + c_1\psi_1 + c_2\psi_2 + \dots + c_n\psi_n, \quad a \leq x \leq b \quad (3.22)$$

Las constantes C_i son los parámetros ajustables que serán determinados. Estos parámetros representan las funciones de prueba, elegidas de forma que cumplan la condición frontera, se inducen en el funcional para posteriormente extremarse con respecto a cada coeficiente C_i . Cuando se sustituyen las funciones de prueba dentro del funcional cuadrático para minimizarlo se obtiene:

$$\varphi = J(C_1, C_2, \dots, C_n) \quad (3.23)$$

Se requiere minimizar J , por lo tanto usando el cálculo diferencial se tiene la relación:

$$\frac{\partial}{\partial c_1} [J(\varphi)] = 0 \quad (3.24)$$

El grado de aproximación para la solución del problema dependerá del número de términos elegidos para la función de prueba.

El método por residuos ponderados es una técnica global para obtener soluciones aproximadas a ecuaciones diferenciales parciales lineales y no lineales. Esta técnica consiste en suponer una solución aproximada de la ecuación diferencial la cual dará origen a un error o residuo.

Si se considera un problema continuo gobernado por la ecuación diferencial:

$$A(\varphi) - f = 0 \quad (3.25)$$

Para una región R rodeada por una frontera B . La solución aproximada para este problema deberá seguir tres etapas o fases. En la primera fase la función indeterminada o variable de estado u se aproxima por una función de prueba de la forma:

$$\varphi = \sum_{i=1}^m N_i C_i \quad (3.26)$$

El término N_i se refiere a las funciones de forma linealmente independiente definidas sobre el dominio de solución y C_i son funciones desconocidas de una de las variables independientes. El número de parámetros desconocidos C_i se representa con el término m , seleccionándose m funciones N_i para satisfacer las condiciones de frontera.

Debido a que la función anterior es sólo una aproximación, al sustituirla en la ecuación diferencial se obtendrá un valor residual, es decir:

$$A(\varphi) - f = R \quad (3.27)$$

Donde R es el residuo o error resultante de la primera aproximación. El método de los residuos ponderados busca determinar los términos desconocidos C_i , de tal forma que el error o valor residual de la ecuación anterior sea mínimo. Esto último se consigue haciendo que la integral ponderada del error ε sobre toda la región de análisis sea nula. Por lo tanto debemos seleccionar las m funciones de ponderación linealmente independientes W_i , que satisfagan lo siguiente:

$$\int_{\Omega} RW_i d\Omega, i = 1, 2 \dots m \quad (3.28)$$

El método de Galerkin, es el principio de distribución de error más ampliamente usado para derivar ecuaciones de elemento finito [54].

De manera general, el desarrollo de los métodos de simulación numérica ha surgido como una herramienta viable en la optimización de los procesos de formado industrial. En estos procesos, las técnicas de simulación son utilizadas para predecir el flujo de materiales, deformaciones, distribución de temperatura, esfuerzos, fuerza de herramientas y fuentes potenciales de falla. En algunos casos, es importante relacionar las variables de procesamiento con factores metalúrgicos, aplicando para ello modelos matemáticos que permitan describir y cuantificar los fenómenos microestructurales que se presentan frecuentemente durante la deformación de

metales a elevadas temperaturas. La aplicación de modelos microestructurales en conjunto con técnicas de elementos finitos será abordada en los siguientes capítulos.

3.7 Referencias

1. Prakash M. Dixit, “*Modeling of Metal Forming and Machining Processes*”, Springer Verlag London Ltd., (2008).
2. Dieter, George Ellwood, “*Mechanical Metallurgy*”, McGraw-Hill, (1988).
3. W. Johnson, *Appl. Mech. Rev.*, V24, (1971) 977-989.
4. Dieter, et al., “*Handbook of Workability and Process Design*”, ASM International, (2003).
5. H.J. Mc Queen and J.J. Jonas, “*Metal Forming: Interrelation between Theory and Practice*”, Plenum Publishing, (1971).
6. C. Sommitsch, et al., “*On the modelling of the interaction of materials softening and ductile damage during hot working of Alloy 80A*”, *Journal of Materials Processing Technology* 177 (2006) 282–286.
7. T. Altan, et al., “*Metal Forming*” ASM, Metals Park, Ohio, (1983) 56-72.
8. M.C. Shaw, *Int. J. Mach. Tool Des. Res.*, V22, (1982) 215-226.
9. J.J. Burke and V. Weiss, “*Ultra-fine Grain Metals*”, Sagamore Army Materials Research Conference Proceedings, V16, N.Y., (1970).
10. T. Altan, et al., “*Cold and Hot Forgings: Fundamentals and Applications*”, ASM International, (2005).
11. M.G. Cockcroft and D.J. Latham, *J. Inst. Met.*, Vol. 96, (1968) 33-39.
12. A. Tomlinson and J.D. Stringer, *J. Iron Inst. London*, V193, (1969) 157-162.
13. J. Huez. J-L. Noyes and J. Coupu, “*Three-Dimensional Finite-Element Simulation of Hot Ring Rolling*”, *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, TMS, (2001).
14. J.M. Allwood, “*The Technical and Commercial Potential of an Incremental Ring Rolling Process*”, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 54, Issue 1 (2005) 233–236.

15. Boljanovic Vukkota, *Metal Shaping Processes*, New York, (2010).
16. Alejandro Vladimir Lara Mendoza, “*Determinación de las propiedades de una aleación incoloy 909 para aplicación aeroespacial a diferentes condiciones de deformación en caliente*”, Tesis de maestría, UANL, (2009).
17. Sun Zhi-chao, “*Thermo-mechanical coupled analysis of hot ring rolling process*”, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 18 (2008) 1216-1222.
18. Zhi Chao Sun, “*Finite Element Analysis on Microstructure Evolution of Hot Ring Rolling Process*”, *Materials Science Forum* 1455 (2008) 575-578.
19. M. Wang, “*Analysis of coupled mechanical and thermal behaviors in hot rolling of large rings of titanium alloy using 3D dynamic explicit FEM*”, *Journal of materials processing technology* 209 (2009) 3384–3395.
20. Guang Zhou, “*Effects of axial rolls motions on radial–axial rolling process for large-scale alloy steel ring with 3D coupled thermo-mechanical FEA*”, *International Journal of Mechanical Sciences* 59 (2012) 1–7.
21. G. Zhou, “*3D coupled thermo-mechanical FE analysis of roll size effects on the radial–axial ring rolling process*”, *Computational Materials Science* 50 (2011) 911–924.
22. Sun Zhichao, “*Effects of process parameters on microstructural evolution during hot ring rolling of AISI 5140 steel*”, *Computational Materials Science* 49 (2010) 134–142.
23. Nassir Anjami, “*Investigation of rolls size effects on hot ring rolling process by coupled thermo-mechanical 3D-FEA*”, *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010) 1364–1377.
24. Lianggang Guo, “*Towards a steady forming condition for radial–axial ring rolling*”, *International Journal of Mechanical Sciences* 53 (2011) 286–299.
25. Yea Y S, et al., “*Prediction of spread, pressure distribution and roll force in ring rolling process using rigid-plastic finite element method*”, *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 140: 478–486.

26. Sun C G., “*Investigation of interfacial behaviors between the strip and roll in hot strip rolling by finite element method*”, Tribology International (2005) 38(4): 413–422.
27. Casotto et al., “*Thermo-mechanical-metallurgical model to predict geometrical distortions of rings during cooling phase after ring rolling operations*”, International Journal of Machine Tools and Manufacturing, 45-6 (2005) 657–664.
28. Jose Gonzalez-Mendez, “*Distortion in Rolled and Heat-Treated Rings*”, Forge Magazine, Industrial Heating (2012).
29. Alisson D. da Silva, “*Prediction and control of geometric distortion and residual stresses in hot rolled and heat treated large rings*”, Doctoral Thesis, Belo Horizonte, School of Engineering, UFMG (2012).
30. R. Cerda et al., “*Study of Heat Treated Large Hot Rolled Steel Rings*”, Quenching Control and Distortion 2012: Proceedings of the 6th International Quenching and Control of Distortion, (2012) 193-199.
31. Schwarzer R A., “*Texture in hot extruded, hot rolled and laser welded magnesium base alloys*”, Solid State Phenomena 105 (2005) 23–28.
32. Math, Miljenko, “*Simulation and virtual reality-a key factor in future development of metal forming processes*”, Computer integrated manufacturing and high speed machining, (2003) 21-42.
33. Thomas, W., Altan, “*Application of computer modeling in part, die and process design for automotive stampings*”, Steel research, V69, (1998).
34. Messner, A., Engel, U., Kals, R., Vollertsen, F., “*Size effect in the FE simulation of micro forming processes*”, Journal of Materials and Processing technology, V45 (1994).
35. Wu, W.T., Oh, Altan, T., Miller, “*Optimal mesh density determination for the FEM simulation of forming processes*”, NUMIFORM 92, (1992).
36. Mehta, Bhavin V., “*Evaluation of MSC.SuperForge for 3D Simulation of Streamlined and Shear Extrusion Dies*”, Ohio University, Ohio, USA, (2000).

37. Zuo, X., Wei, Y., Chen, J., Zeng, L., Ruan X., “3D FEM Simulation of Multi-stage Forging Process Using Solid Modeling of Forging Tools”, *Journal Materials Processing Technology*, V91, (1999) 191-195.
38. Weronki, W. S., Gontarz, A., Pater Z., “Analysis of the Drop Forging of a Piston Using Slip-Line Fields and FEM”, *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 39, N2, (1997) 211-220.
39. MacCormack, C., Monaghan, J., “Failure Analysis of Cold Forging Dies Using FEA”, *Journal Materials Processing Technology*, V117, (2001) 209-215.
40. C.H. Lee, S. Kobayashi, *Trans. ASME, J. Eng. Ind.*, 95 (1973) 865-873.
41. S. Kobayashi, ASME, PVP-PB025, (1997) 49-68.
42. S.I. Oh, C.C. Chen, S. Kobayashi, *Trans. ASME, J. Eng. Ind.* V101, (1979) 36-44
43. S.I. Oh, G.D. Lahoti, T. Altan, *Proceedings of the NAMRC-X, State College*, (1981) 81.
44. S.I. Oh, G.D. Lahoti, T. Altan, *Proceedings of the ASME International Computer Engineering Conference, Chicago* (1983).
45. S.I. Oh, W.T. Wu, J.P. Tang, A. Vedhanayagam, *J. Mater. Process. Technol.* 27 (1991) 25-42.
46. Gökler, M.I., “Computer Aided Sequence and Die Design for Hot Upset Forgings”, Ph.D. Thesis, University of Birmingham, England, (1983).
47. Kazanci, B., “Design and Analysis of Hot Upset Forgings with Non-Circular Cross-Sections”, M. Sc. Thesis, Middle East Technical University, Ankara, Turkey, (2002).
48. Shivpuri, R., Babu, S., Kin, S., Pauskar, P., Deshpande, A., “Recent Advances in Cold and Warm Forging Process Modelling Techniques: Selected Examples”, *Journal of Materials Processing Technology*, V46, (1996) 253-274.

49. David V Hutton, "*Fundamentals of finite method analysis*", Mc Graw Hill, (2004).
50. Shiro Kobayashi, et al., "*Metal Forming and the Finite-Element Method*", Oxford University Press, (1989).
51. Washizu, K., "*Variational Methods in Elasticity and Plasticity*", Pergamon Press Oxford, (1968).
52. Lee, C.H. and Kobayashi, S., "*New Solutions to Rigid-Plastic Deformation Problems Using Matrix Method*", Trans. ASME, j. Engr. Ind., V95 (1963) 865.
53. Li, G., Jinn, J.T., Wu, W.T., Oh, S.I., "*Recent Development and Applications of Three-Dimensional Finite Element Modeling in Bulk Forming Processes*", J. Mater. Process. Technol., V113, (2001) 40-45.
54. Kenneth H. Huebner, Earl A. Thornton, Ted G. Byrom, "*The Finite Element Method For Engineers*", Thrid edition, New York, Wiley Interscience (2001).

Modelado microestructural

4.1 Introducción

Como se mencionó en capítulos previos, la modelación de la evolución microestructural en general y el fenómeno de recristalización en particular, deben dar resolución a dos aspectos de interés; i) como trasladar los mecanismos microscópicos en fuerzas impulsoras a escala mesoscópica y ii) como representar la combinación de los efectos geométricos y topológicos en la evolución de la estructura de grano. Se discuten tres métodos para responder a estos desafíos; a) los modelos JMAK, b) los modelos topológicos y c) los modelos mesoescala con fundamentos físicos. El modelo JMAK (también conocido como modelo Avrami), describe las transformaciones estáticas y dinámicas en función del tiempo. Los métodos topológicos comprenden los modelos discretos; autómatas celulares y modelos Monte-Carlo. Los modelos topológicos continuos incluyen las técnicas por vértices anidados. El tercer método, modelo mesoescala, proporciona un enfoque que intenta combinar la simplicidad y ligereza de cálculo de los enfoques JMAK reteniendo sólidas bases físicas.

Este capítulo aborda las principales metodologías desarrolladas para la simulación microestructural de las aleaciones base níquel. Los rangos de temperatura sobre los que estas aleaciones pueden ser trabajadas son muy estrechos, siendo necesario un gran control de las variables involucradas en su procesamiento [1,2]. El análisis enfatiza la modelación microestructural de forja abierta en particular y el formado mecánico en general.

4.2 Modelos empíricos

Uno de los métodos más recurrentes en la modelación microestructural son los modelos empíricos. Estas formulaciones buscan relacionar las propiedades microestructurales del material con las variables de procesamiento, valiéndose de diversas técnicas matemáticas como regresiones lineales, métodos por mínimos cuadrados, etc.

En el capítulo 3 se puntualizó que en ciertas circunstancias, durante la deformación a elevada temperatura se activa una marcada transformación microestructural llamada recristalización. Cuando este fenómeno surge durante la deformación se conoce como recristalización dinámica. Si la transformación continúa inmediatamente después de la deformación debido a mecanismos promovidos durante deformación, se llama recristalización metadinámica. En cambio, si ocurre después de la deformación con un tiempo de retraso ocasionado por mecanismos de recuperación se llama recristalización estática.

Los diversos factores que controlan la recristalización dinámica son activados térmicamente, por esta razón un incremento de la temperatura inducirá una aceleración de los mecanismos partícipes en la cinética de recristalización [3]. Similarmente, para una temperatura dada, si se aplica una baja velocidad de deformación, los mecanismos de activación tendrán mayor tiempo para operar, resultando en una mayor fracción de recristalización del material. El efecto combinado de la temperatura y la velocidad de deformación se cuantifica frecuentemente mediante el parámetro Zener-Hollomon “Z” de acuerdo a la expresión:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4.1)$$

En esta ecuación el término Q hace referencia a la energía de activación aparente, R es la constante universal de los gases y T es la temperatura absoluta. El valor de Q se determina típicamente de la región de esfuerzo de flujo estable σ_s en las curvas esfuerzo-deformación y la expresión:

$$\sigma_s = kZ^m \quad (4.2)$$

Donde el término k es una constante definida para un material particular y m es la sensibilidad a la velocidad de deformación de un material completamente recristalizado.

El parámetro Zener-Hollomon tiene gran importancia debido a que describe acertadamente la dependencia de numerosos parámetros con la velocidad de deformación y la temperatura. Por ejemplo, el tamaño de grano recristalizado d_s durante el flujo en estado estable se puede ajustar mediante la relación:

$$d_s = k_{ds} Z^{-m_{ds}} \quad (4.3)$$

En esta ecuación k_{ds} y m_{ds} son constantes del material. La expresión permite la interpretación del comportamiento de diferentes aleaciones empleando un enfoque unificado. Por ejemplo, la razón m/m_{ds} es cercana a $2/3$ en un amplio rango de materiales [4,5]. Una desviación significativa de esta expresión sugiere, antes de investigar una respuesta microestructural atípica, analizar a mayor detalle la conducta de las variables involucradas e. g., fricción, calentamiento por deformación, retardo entre el final de la deformación y el tratamiento térmico [6].

Modelos empíricos en función del parámetro Z para la evaluación del fenómeno de recristalización del Inconel 718 han sido desarrollados por Park [1], resultando en las expresiones;

$$d = 4.3 \times 10^5 Z^{-0.3} \quad (4.4)$$

$$d_m = 8.3 d_0^{0.29} \dot{\epsilon}^{-0.14} Z^{-0.03} \quad (4.5)$$

Para un tamaño de grano con recristalización dinámica (d) y recristalización metadinámica (d_m) respectivamente.

4.3 Modelos JMAK

El modelo JMAK fue propuesto por Johnson, Mehl, Avrami y Kolmogorov [7-11], llevando al desarrollo de la ecuación JMAK o Avrami para describir las transformaciones estáticas en función del tiempo. Las ecuaciones JMAK son fácilmente aplicables a la recristalización estática, por ejemplo, tratando los granos recristalizados como fases nuevas creciendo en estructuras previamente deformadas. A partir de la década de 1950 en adelante, se han realizado una serie de mejoras al formalismo clásico JMAK con el fin de considerar la modelación de recristalización dinámica y metadinámica [12-14]. Los cambios incluidos en el modelo JMAK arrojaron información cuestionable sobre los fundamentos físicos del modelo, llevando a enfoques ampliamente fenomenológicos.

La base de la formulación JMAK surge de la definición del término extensión volumétrica X_{ext} , referente al volumen total ocupado por granos recristalizados donde su crecimiento no estará restringido por bloqueo [15]. Desde un punto de vista físico, la región recristalizada no podrá crecer e incrementar su volumen en regiones previamente recristalizadas. Por lo tanto, a un tiempo determinado, solamente una fracción de la extensión volumétrica se traslada hacia un incremento de la región volumétrica recristalizada. Suponiendo una distribución de sitios de nucleación perfectamente aleatoria en el material, esta región será la región sin recristalizar. En términos matemáticos, la velocidad de incremento en la fracción recristalizada X se define como:

$$\dot{X} = \dot{X}_{ext}(1 - X) \quad (4.6)$$

Integrando con respecto al tiempo se obtiene:

$$\ln(1 - X) = -X_{ext} \quad (4.7)$$

Expresado en términos de la fracción recristalizada X:

$$X = 1 - \exp(-X_{ext}) \quad (4.8)$$

Para el caso de la recristalización estática (SRX), la velocidad de los límites de grano en el crecimiento de granos recristalizados es la constante “v” y los granos recristalizados “D” en ausencia de restricciones se determinan por la relación:

$$D = 2vt \quad (4.9)$$

Si todos los núcleos existen al final de la deformación, con una densidad de volumen N, la evolución de la extensión volumétrica estará dada por la relación:

$$X_{ext} = N \frac{\pi D^3}{6} = \frac{4\pi}{3} N v^3 t^3 \quad (4.10)$$

Sin embargo, debido al bloqueo (ecuación 4.8), la fracción real recristalizada X se describe como:

$$X = 1 - \exp\left(-\frac{4\pi}{3} N v^3 t^3\right) \quad (4.11)$$

La forma general de la ecuación JMAK para la fracción recristalizada como función del tiempo se describe como:

$$X = 1 - \exp(-kt^n) \quad (4.12)$$

La constante k y n son dependientes del material, temperatura, deformación previa, tamaño de grano inicial, etc. El coeficiente de Avrami n varía entre 2 y 5, dependiendo de las consideraciones geométricas y velocidades de nucleación. Por ejemplo, en el caso del crecimiento tridimensional de un núcleo preexistente, n será igual a 3. Para el caso de crecimiento bidimensional, n será igual a 2. Si el núcleo aparece de manera continua durante la recrystalización, n podrá ser mayor a 3, sin embargo, su observación experimental no es frecuente [15,16].

En general, los aspectos geométricos de la recrystalización (relacionados con restricciones por bloqueo) son manipulados por los modelos JMAK mediante una ecuación como la ecuación 4.12, los efectos topológicos son capturados por el exponente de Avrami n y el efecto de las fuerzas impulsoras en recrystalización se representa por la cinética de evolución de la extensión volumétrica.

4.3.1 Modelos JMAK en el procesamiento termomecánico

Las expresiones JMAK específicas para recrystalización dinámica, metadinámica y recrystalización estática durante procesamiento son similares a la ecuación 4.13. Para la recrystalización dinámica discontinua (DDRX), la ecuación JMAK se representa típicamente por:

$$X = 1 - \exp \left[- \ln 2 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5} - \varepsilon_c} \right)^n \right] \quad (4.13)$$

En la ecuación 4.11, ε es la deformación aplicada; $\varepsilon_{0.5}$ es la deformación requerida a una temperatura específica y velocidad de deformación para que un tamaño de grano inicial recrystalice la mitad de la estructura inicial durante la deformación; y ε_c es la deformación crítica para que la energía almacenada inicie la

nucleación de recristalización. En algunas circunstancias ϵ_c presenta un valor muy pequeño, suponiéndose igual a cero [17].

Se define el tiempo $t_{0.5}$ en la recristalización metadinámica (MDRX), como el tiempo de estancia después de la deformación en el que la mitad de la estructura ha recristalizado, utilizado en la relación JMAK se obtiene la expresión:

$$X = 1 - \exp\left[-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^n\right] \quad (4.14)$$

El valor del tiempo $t_{0.5}$ para MDRX depende típicamente en el tamaño de grano inicial, grado de deformación, velocidad de deformación y la temperatura a la que se desarrolla la pre-deformación y el subsecuente tiempo de estancia.

La **Tabla 4.1** muestra un modelo JMAK para la recristalización metadinámica de aleación base níquel In718 [18].

Tabla 4.1 Modelo JMAK para MDRX, SRX y crecimiento de grano de una aleación base níquel Inconel 718 [18]

Deformación en esfuerzo máximo	$\varepsilon_p = 0.4659 \cdot 10^{-2} \dot{\varepsilon}^{0.1238} \exp\left(\frac{49520}{RT}\right)$
Deformación crítica	$\varepsilon_c = \frac{5}{6} \varepsilon_p$
Fracción recristaliza en forma metadinámica	$X_{\text{mdrx}} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^n\right)$ con n=1
Tiempo para recristalizar la mitad de la fracción metadinámica	$t_{0.5} = 5.043 \cdot 10^{-9} \varepsilon^{-1.42} \dot{\varepsilon}^{-0.408} \exp\left(\frac{196000}{RT}\right)$
Tamaño de grano recristalizado meta-dinámicamente (μm)	$d_{\text{mrX}} = 4.85 \cdot 10^{10} \varepsilon^{-0.41} \dot{\varepsilon}^{-0.028} \exp\left(-\frac{240000}{RT}\right)$

Los valores del exponente de Avrami pueden ser diferentes para DDRX y MDRX, además de afectar la forma de la curva sigmodal descrita por la relación JMAK. La habilidad de poder ajustar un amplio rango de observaciones experimentales es una razón importante para la versatilidad de los modelos JMAK.

En el estudio de DDRX de las aleaciones base níquel, el exponente de Avrami tiene un valor aproximado a 2 [17-19]. Las **Tablas 4.2 y 4.3** muestran el caso de la recristalización dinámica y estática en la aleación Inconel 718.

Tabla 4.2 Modelo JMAK para DDRX, MDRX, del Inconel 718 [19]

Parámetro Zener-Hollomon, T(K)	$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{508000}{RT}\right)$
Deformación crítica	$\epsilon_c = 2.74 \cdot 10^{-7} Z^{0.28}$ para $\dot{\epsilon} > 0.01 \text{s}^{-1}$ $\epsilon_c = 9.112 \cdot 10^{-4} Z^{0.0982}$ para $\dot{\epsilon} \leq 0.01 \text{s}^{-1}$
Fracción recristalizada dinámicamente	$X_{\text{drx}} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{0.5}}\right)^n\right)$ con n=2
Deformación para recristalizar la mitad de la fracción dinámica	$\epsilon_{0.5} = 0.1343Z^{0.0515}$
Tamaño de grano recristalizado dinámicamente (μm)	$d_{\text{drx}} = 1.0602 \cdot 10^5 Z^{-0.185}$
Fracción recristalizada en forma meta-dinámica	$X_{\text{mdrx}} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^n\right)$ con n=1
Tiempo para recristalizar la mitad de la fracción metadinámica	$t_{0.5} = 1.7 \cdot 10^{-5} d_0^{0.5} \epsilon^{-2.0} \dot{\epsilon}^{-0.08} \exp\left(\frac{12000}{RT}\right)$
Tamaño de grano MDRX	$d_{\text{mdrx}} = 8.28 d_0^{0.29} \epsilon^{-0.14} \dot{\epsilon}^{-0.03} \exp\left(-\frac{13440}{RT}\right)$
Fracción recristalizada estáticamente	$X_{\text{srx}} = 1 - \exp\left(-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^n\right)$ con n=1
Tiempo para recristalizar la mitad de la fracción estática	$t_{0.5} = \left(-3.92 + \frac{5508}{T}\right) \epsilon^{-0.75} \exp\left(\frac{74829}{RT}\right)$
Grano recristalizado estáticamente, d(μm), T(K), t(s)	$d_{\text{srx}} = 28 \left(\frac{T}{1223}\right)^3 \exp\left[3 \cdot 10^{-5} (T - 1223)t\right]$

Tabla 4.3 Modelo JMAK para cálculo de la SRX en la aleación base níquel 718 [19]

Recristalización estática, D(μm), t(s)	$D_1^{15} = D_0^{15} + 5.63 \cdot 10^{20} t \exp\left(-\frac{115000}{RT}\right)$ para $T < 1027^\circ\text{C}$, T(K) $D_{tr} = (D_1 - D_2) \left[\cos\left(\frac{\pi}{2} \times \frac{T - 1017}{1050 - 1017}\right) \right]^{t/10^4} + D_2$ for $1027^\circ\text{C} < T < 1050^\circ\text{C}$, T(°C) $D_2^{15} = D_0^{15} + 8.05 \cdot 10^{36} t \exp\left(-\frac{115000}{RT}\right)$ for $T > 1050^\circ\text{C}$, T(K)
Fracción sin recristalizar	$X_n = 1 - X_{drx} - X_{mdrx} - X_{srx}$
Tamaño de grano sin recristalizar (μm)	$d_n = d_0 \exp\left(-\frac{\varepsilon}{4}\right)$, donde d_0 es el tamaño de grano inicial
Tamaño de grano promedio (μm)	$\frac{1}{d_{AV}^2} = \frac{X_{drx}}{d_{drx}^2} + \frac{X_{mdrx}}{d_{mdrx}^2} + \frac{X_{srx}}{d_{srx}^2} + \frac{X_n}{d_n^2}$
Deformación retenida	$\varepsilon_{re} = \varepsilon X_n$

El exponente de Avrami puede ser mayor para estructuras con tamaño de grano grande, como el caso del Waspaloy donde se ha observado una aceleración de recristalización debido a la presencia de sitios adicionales de nucleación asociados con carburos, llevando a la nucleación asistida por partículas (PSN por sus siglas en inglés) [20].

Algunos modelos JMAK en lugar de utilizar los factores de normalización $\varepsilon_{0.5}$ o $t_{0.5}$ usan valores de deformación y tiempo para un 95% de recristalización [21]. En este caso el término “ln2” de la ecuación 4.13 y 4.14 deberá ser remplazado por $\ln(1/0.05) = 2.996$. Esta formulación no es recomendada para modelos JMAK en aleaciones base níquel. Para las aleaciones de alta integridad usadas en la industria aeroespacial, las especificaciones no solamente definen el tamaño de grano recristalizado sino el tamaño de grano denominado ALA (as large as, en inglés), estos granos son típicamente los remanentes de granos parcialmente recristalizados. Los

granos ALA deben considerarse durante el diseño de componentes debido a que puede afectar las propiedades de fatiga de bajo ciclo (menor o igual a 10^4 a 10^5 ciclos).

Cuando se generan amplias deformaciones, una gran fracción microestructural recrystaliza dinámicamente. La aplicación de la ecuación 4.14 para la subsecuente evolución metadinámica reinicializa la fracción recrystalizada a cero. Este evento es inapropiado, requiriéndose en tal caso, una forma alterna de la formulación JMAK como se expresa:

$$X_{mdyn} = X_{dyn} + (1 - X_{dyn}) \left[1 - \exp \left[-\ln 2 \left(\frac{t}{t_{0.5}} \right)^n \right] \right] \quad (4.15)$$

En esta expresión X_{dyn} y X_{mdyn} son las fracciones dinámica y metadinámica respectivamente [22]. Para piezas de grandes dimensiones, la aplicación de la ecuación 4.15 puede generar datos no validos en virtud de que los tiempos para recrystalización estática o metadinámica toman un mayor lapso y el enfriamiento del material es tan lento que los resultados de modelación no serán necesarios inmediatamente después de la deformación. En contraste, las operaciones de trabajo en caliente que involucran deformaciones acumulativas y una evolución metadinámica considerable (rolado en múltiples pasos), la ecuación 4.15 arroja un resultado más preciso, aunque las deformaciones aplicadas en cada paso sean muy pequeñas y demasiado rápidas impidiendo al material recrystalizar demasiado durante la deformación.

La dependencia cuantitativa de $\epsilon_{0.5}$ y $t_{0.5}$ en las variables de proceso se describe frecuentemente mediante la relación de Arrhenius para la temperatura T (introduciendo una energía de activación aparente para recrystalización) y una ley de potencia para cuantificar el efecto de la deformación ϵ , velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$, y el tamaño de grano inicial D_0 . Para la recrystalización dinámica y metadinámica se tiene las relaciones:

$$\varepsilon_{0.5} = k_d D_0^{a_d} \varepsilon^{m_d} \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (4.16)$$

$$t_{0.5} = k_{md} D_0^{a_{md}} \varepsilon^{b_{md}} \varepsilon^{m_{md}} \exp\left(\frac{Q_{md}}{RT}\right) \quad (4.17)$$

Donde los coeficientes k_d , a_d , m_d , Q_d son dependientes del material. En algunas circunstancias la dependencia de $\varepsilon_{0.5}$ en la velocidad de deformación y la temperatura se relaciona directamente con el parámetro Zener-Hollomon de acuerdo a la expresión:

$$\varepsilon_{0.5} = k_d D_0^{a_d} Z^{m_d} \quad (4.18)$$

Las ecuaciones 14.16 a 14.18 permiten la determinación de los coeficientes relacionados al material mediante análisis de regresión lineal múltiple en el gráfico $\ln(-\ln(1-X))$ como función del logaritmo del tamaño de grano inicial, deformación, velocidad de deformación, parámetro Zener-Hollomon y el inverso de la temperatura. Para el caso de DDRX, despreciando la deformación crítica ε_c , la ecuación 4.11 y 4.16 llevan a la siguiente relación [4]:

$$\ln(-\ln(1-X)) = \ln(\ln 2) + n[\ln \varepsilon - \ln k_d - a_d \ln D_0 - m_d \ln Z] \quad (4.19)$$

4.3.2 Modelos JMAK en la predicción del tamaño de grano

Las ecuaciones JMAK en predicción del tamaño de grano utilizan una combinación de ecuaciones tipo Arrhenius y leyes de potencia para cuantificar la dependencia del tamaño de grano recrystalizado en las variables de proceso y el tamaño de grano inicial D_0 . En la ecuación 4.3 previamente se discutió el efecto del tamaño de grano recrystalizado durante el régimen estable de DDRX. La expresión para el cálculo del tamaño de grano en el progreso de la recrystalización dinámica se define con la relación:

$$d = d_s X^\alpha = k_{ds} Z^{-m_{ds}} X^\alpha \quad (4.20)$$

Para la constante de material α con valor entre 0 y 1.

El tamaño de grano durante la recristalización metadinámica se evalúa generalmente en dos pasos. Primero, el tamaño de grano al término de la recristalización metadinámica, d_{mdyn} , se determina usando una expresión como la ecuación 4.21, en la que los valores k_{mdd} , p , q , r , Q_{mdd} son dependientes del material. Entonces, el tamaño de grano instantáneo mientras la recristalización metadinámica está en progreso se define por la ecuación 4.22, para un valor entre 0 y 1 de la constante de material β .

$$d_{\text{mdyn}} = k_{\text{mdd}} D_0^p \varepsilon^q \varepsilon^r \exp\left(-\frac{Q_{\text{mdd}}}{RT}\right) \quad (4.21)$$

$$d = d_{\text{mdyn}} X^\beta \quad (4.22)$$

El crecimiento estático es modelado usualmente por la expresión:

$$d^w = d_{\text{mdyn}}^w + K_g \exp\left(-\frac{Q_g}{RT}\right) t \quad (4.23)$$

En esta expresión K_g y Q_g son constantes y w es un exponente con un valor típico entre 2 o 3. Es posible considerar altos valores en el término w cuando existe influencia de partículas de fases secundarias disminuyendo la velocidad de crecimiento. Cuando las partículas bloquean el crecimiento de granos, es posible que los altos valores de w no sean suficientes, requiriéndose diferentes expresiones como las mostradas en la Tabla 4.1. La ecuación 4.23 puede proporcionar mejores resultados para el estudio en aleaciones base níquel comparada con las ecuaciones 4.21 y 4.22. Sin embargo, se deberá utilizar el tamaño de grano recristalizado al final de la deformación de la ecuación 4.20, como tamaño de grano inicial, para el crecimiento de grano en lugar de d_{mdx} [22].

4.3.2 Implementación de modelos JMAK en análisis FEM

Los modelos JMAK son de utilidad en el diseño y refinamiento de prácticas de forja [23]. Durante operaciones termomecánicas, la temperatura de la pieza no es constante debido al calentamiento por deformación, enfriamiento de dados, etc. El estado transitorio de temperatura puede calcularse mediante la técnica de elementos finitos. En tales circunstancias, los modelos JMAK clásicos para cuantificar la evolución microestructural deberán extenderse a condiciones transitorias. Para llevar a cabo este ajuste, se introduce un tiempo o deformación ficticia (virtual) representativa de la evolución de la estructura hasta ese momento bajo condiciones isotérmicas o condiciones de deformación constante. Después se aplica el modelo JMAK para un incremento subsiguiente de tiempo ó deformación. Para el caso del enfriamiento de una pieza después de forja (caso de recristalización metadinámica o estática), el análisis FEM es usado para determinar la temperatura T_i al paso i -ésimo del tiempo t_i de simulación en algún nodo de la malla. Asumiendo el cálculo de la fracción recristalizada $X(t_i)$ en un intervalo, se define el tiempo virtual t_v con la expresión:

$$X(t_i) = 1 - \exp \left[-\ln 2 \left(\frac{t_v}{t_{0.5}(T_i)} \right)^n \right] \quad (4.24)$$

Aplicando el modelo para determinar el paso de tiempo $t_{i+1} = t_i + \delta t_i$, de acuerdo a la relación:

$$X(t_{i+1}) = 1 - \exp \left[-\ln 2 \left(\frac{t_v + \delta t_i}{t_{0.5}(T_i)} \right)^n \right] \quad (4.25)$$

Un procedimiento similar se aplica para el caso de la deformación, usando una deformación virtual y el valor $\epsilon_{0.5}$ apropiado para la temperatura y la velocidad de deformación del paso de tiempo y nodo considerado.

Los procesos de formado termomecánico; forja abierta gradual (cogging, en inglés), rolado y forja radial involucran deformaciones múltiples. Bajo estas condiciones existe la posibilidad de que la microestructura no recritalice completamente durante cada deformación. Para las aleaciones base níquel, las estructuras parcialmente recritalizadas son de gran importancia en virtud de su relación con la presencia de granos ALA no deseables.

Usualmente se distinguen dos familias de granos durante el trabajo termomecánico, la primera comprende los granos iniciales que continúan acumulando deformación y la segunda hace referencia a los granos que han recritalizado al menos una vez, siendo típicamente más finos y total ó parcialmente libres de deformación [22]. Es necesario determinar diferentes valores de $\epsilon_{0.5}$ y $t_{0.5}$ dependiendo del tamaño de los remanentes de los granos iniciales y los granos previamente recritalizados. El análisis de diferentes generaciones de granos recritalizados, **Figura 4.1**, permite la aplicación del análisis JMAK a cada paso de deformación y su subsecuente evolución metadinámica, rastreando específicamente la recritalización de los granos iniciales.

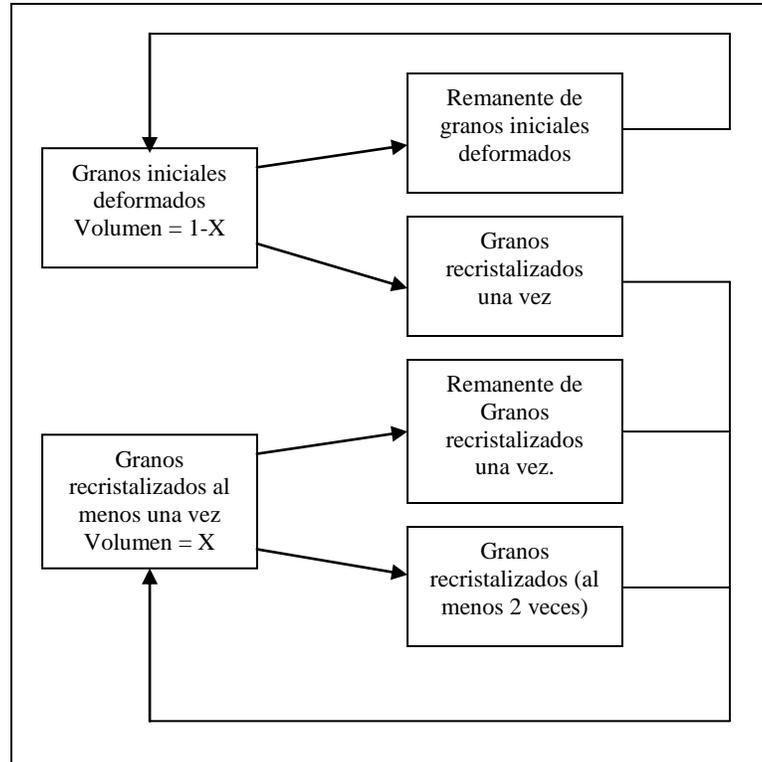


Figura 4.1 Algoritmo para la evolución microestructural comprendiendo granos iniciales y granos previamente recristalizados [22].

El análisis de operaciones múltiples deberá considerar el efecto de la recuperación estática entre las deformaciones sucesivas. La deformación apropiada en las ecuaciones para los granos inicialmente deformados no es igual a la deformación acumulada total desde el inicio de la operación mecánica.

Específicamente, si el incremento de deformación aplicado durante la deformación i^{th} se denota como $\Delta\varepsilon_i$, la deformación ε_i utilizada en las ecuaciones JMAK para granos deformados se calcula de acuerdo a la expresión:

$$\varepsilon_i = \lambda\varepsilon_{i-1} + \Delta\varepsilon_i \quad (4.26)$$

En la que λ es un parámetro dependiente de la temperatura y el tiempo con un rango de 0 a 1. Para los granos previamente recristalizados, λ es igual a cero puesto que se espera la recristalización elimine la energía almacenada.

4.4 Modelos topológicos

Los modelos topológicos discretos y continuos pueden ser utilizados para modelar la evolución de aleaciones base níquel [24]. Los modelos discretos se basan en el mapeo regular de microestructura a través de rejillas de celdas ó puntos de red, generalmente en forma cuadrática o hexagonal. Las celdas son asignadas con al menos una de las variables de estado; numero de grano, orientación cristalográfica ó densidad de dislocaciones. Las regiones con una variable de estado similar delimitan los granos. Un juego de reglas define las condiciones por las que una celda realiza un cambio de estado. El crecimiento de grano ó la migración de una frontera de recristalización ocurren a medida que se repite el proceso de cambio de celdas. La repetición se logra seleccionando aleatoriamente celdas, un intervalo de tiempo se completa una vez que se han seleccionado aleatoriamente suficientes celdas del enrejado.

Las principales variantes de los modelos topológicos discretos son; los modelos por Autómatas Celulares y modelos Monte Carlo. Los modelos topológicos continuos se basan en redes interconectadas mediante puntos denominados vértices. La conexión entre los vértices describe las fronteras, de este modo los granos son definidos por regiones encerradas dentro de circuitos de vértices interconectados. El movimiento de vértices bajo la influencia de fuerzas de tensión superficial induce al crecimiento o reducción de los granos rodeados.

4.4.1 Modelos de autómatas celulares

Los modelos por autómatas celulares (CA, por sus siglas en inglés) confieren un buen ajuste en la progresión del fenómeno de recristalización dinámica, **Figura 4.2** [25]. Para llevar este análisis, el espacio de simulación se discretiza en arreglos de celdas con formas homogéneas sujetas a condiciones de frontera periódicas [26].

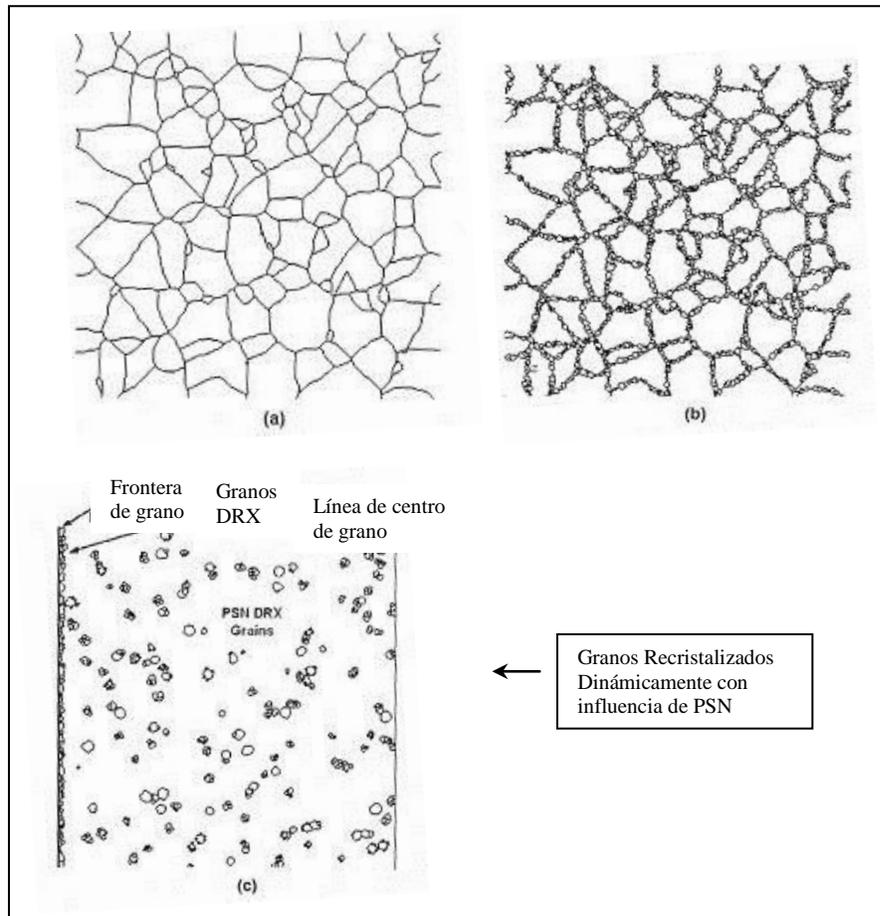


Figura 4.2 Resultados de CA para recrystalización dinámica discontinua (a) Estructura inicial, (b) Estructura de collar de la recrystalización parcial de (a), y (c) Recrystalización dinámica parcial de estructura de lingote estimulada por nucleación de partículas [25]

En los modelos CA cada celda define un número de grano y una variable para indicar el estado de recrystalización ó la corriente de recrystalización a la que pertenece. Las celdas de la estructura inicial se consideran no recrystalizadas, pertenecientes a la corriente de recrystalización número “0”. Cuando se selecciona aleatoriamente una celda, existen dos eventos que pueden ocasionar su cambio de estado de recrystalización y número de grano. Primero, si cumple con los requerimientos de nucleación, su número de grano cambiará a un nuevo valor (incremento unitario del número de grano máximo en la red). Segundo, si todas las celdas vecinas seleccionadas aleatoriamente están recrystalizadas, la celda igualará su

número de grano con su vecino recristalizado, de esta forma se logra el crecimiento del grano.

La geometría del arreglo de celdas en CA tiene un papel determinante en la evolución topológica de la estructura de grano. Para un arreglo hexagonal de simulación en 2D, los granos tenderán a crecer en forma de hexágonos hasta alcanzar alguna restricción. Si las celdas vecinas son consideradas como las únicas en compartir un lado, como el caso de los vecinos denominados Neumann, los núcleos crecerán en granos en forma de diamante. Si se consideran 8 vecinos rodeando la celda, como el caso de los vecinos Moore, los granos se aproximarán a formas cuadráticas. Los modelos CA frecuentemente asumen contacto en los bordes de celda. De esta manera se introduce una periodicidad espacial, extendiendo el tamaño del dominio del modelo.

Las condiciones geométricas y reglas de transición discutidas previamente son suficientes para reproducir el comportamiento de recristalización mediante las técnicas por CA. Sin embargo, es necesario agregar fuerzas motrices i.e., densidad de dislocaciones, que ayuden a crear un efecto más realístico en la representación de la cinética de recristalización y adaptar el modelo de autómatas celulares a materiales específicos.

La formulación de CA desarrollada por Goetz Y Seetharaman [27] introduce fuerzas motrices al análisis de recristalización DDRX en estructuras forjadas, este enfoque fue extendido por Goetz para relacionar la ocurrencia de nucleación asistida por partículas (PSN) y su efecto en la recristalización en carburos [28].

El cálculo de la densidad de dislocaciones en cada región microestructural está definido en función del endurecimiento y recuperación con respecto a la deformación, de acuerdo a la expresión:

$$d\rho_i = (h - r\rho_i)de \quad (4.27)$$

El endurecimiento h , y la recuperación r , son funciones de la velocidad de deformación y temperatura. El endurecimiento está definido por la relación:

$$h = h_0 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right) \quad (4.28)$$

Asimismo, el coeficiente de recuperación se define con la expresión:

$$r = r_0 \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{-m} \exp\left(\frac{-mQ}{RT}\right) \quad (4.29)$$

Donde el término m es la sensibilidad a deformación; Q es la energía de activación aparente; h_0 es la constante de endurecimiento; r_0 es la constante de recuperación; $\dot{\varepsilon}_0$ es la constante de calibración para la velocidad de deformación y T es la temperatura.

Adicionalmente a las ecuaciones descritas, se deberá especificar un valor inicial para la densidad de dislocaciones ρ_i . El modelo CA utilizado en este trabajo de investigación involucra una versión modificada de la ecuación de endurecimiento y recuperación Laasraoui-Jonas [29]. Este algoritmo considera la selección de un cierto número de celdas (N_r) durante un intervalo de tiempo, donde N_r está definido por la expresión:

$$N_r = \left(\frac{(\#Rows)(\#Columns)\sqrt{2}}{K} \right)^2 h(d\varepsilon)^{(1-2m)} \quad (4.30)$$

Donde K es una constante iterativa especificada para el material particular.

Los modelos CA han sido aplicados de manera satisfactoria en la simulación del comportamiento microestructural de aleaciones de titanio [30], aleaciones base níquel [31] y aceros [32,33].

4.4.2 Modelos Monte Carlo

Los modelos Monte Carlo (MC) comparten fundamentos con los modelos CA. Las celdas o redes de sitios se seleccionan aleatoriamente en conjunto con los sitios vecinos. La reorientación es determinada por el cambio de energía ΔE que genera. Si el cambio energético es negativo o igual a cero, la reorientación de celdas es favorable. En contraparte, si el cambio es positivo, es sometido a la probabilidad Boltzmann p de acuerdo a la expresión:

$$p = \exp\left(\frac{\Delta E}{kT}\right) \quad (4.31)$$

La energía del sistema E , es evaluada en base a la energía de límite de grano. Coste et al., [34] estudió el caso del crecimiento estático en la aleación Inconel 718 con una red hexagonal 2D, donde la energía E se expresa:

$$E = -\gamma \sum_k \sum_{j=1}^6 [\delta(Q_k, Q_{N(k,j)}) - 1] \quad (4.32)$$

Siendo Q_k el número de grano del punto de red k ; $N(k,j)$, para j entre 1 y 6, es el índice de cada vecino de punto de red k en el enrejado; γ es la energía de límite de grano y δ es la función delta Kronecker.

En el estudio de Coste et al., se introduce un número de grano específico en los puntos de red para representar el precipitado δ que puede estar presente en la aleación Inconel 718 a temperaturas inferiores a 1020°C. Estas celdas de precipitados no pueden reorientarse, pero son requeridas para reproducir el efecto de bloqueo “Zener” en el crecimiento de grano.

4.4.3 Modelos topológicos de redes

Los modelos de redes se basan en la migración de vértices, son utilizados principalmente para simular recristalización estática y crecimiento de grano; y poseen fundamentos físicos para la evolución microestructural a elevadas temperaturas.

En los modelos topológicos de vértices, el movimiento está determinado por la evaluación del balance dinámico de tensiones superficiales en límites de grano, con un decremento de la energía total de límite de grano controlado por un potencial de disipación [24]. Estos modelos pueden representar características microestructurales sin una gran demanda de cálculos en comparación a los modelos MC o CA. Sin embargo, cuando se requiere analizar partículas de fase secundarias, existen dificultades en la valoración de nuevos vértices para representar el contacto entre límites de grano con los precipitados [35].

Los modelos de vértices simulan la evolución microestructural en un tiempo físico en lugar de utilizar intervalos matemáticos como el caso de los modelos MC o CA. Maurice [24] comparó varios modelos de redes y modelos MC para resolver aspectos de intervalos de tiempo en MC a través de procedimientos de calibración usando los resultados del modelo de red para el mismo material.

4.5 Modelos mesoescala con fundamento físico

Los modelos mesoescala para la representación de la evolución microestructural, comprenden varias formulaciones que intentan describir la geometría y topología de la recrystalización así como representar ecuaciones para las fuerzas motrices inmersas en fenómenos complejos. La característica común de estos modelos es su soporte en la evaluación explícita de la densidad de dislocaciones y su tratamiento de las relaciones entre velocidades de límite de grano y recrystalización.

El primer modelo mesoescala con bases físicas para trabajo en caliente y recrystalización fue desarrollado por Sandstrom y Lagneborg en 1975 [36]. En 1997, Marty, et al. [37], desarrolló el primer modelo con fundamentos físicos para la forja de la aleación base níquel Inconel 718. El modelo incluye una descripción geométrica de la recrystalización en forma de collar de los granos recrystalizados alrededor de los granos deformados de diámetro A , **Figura 4.3**.

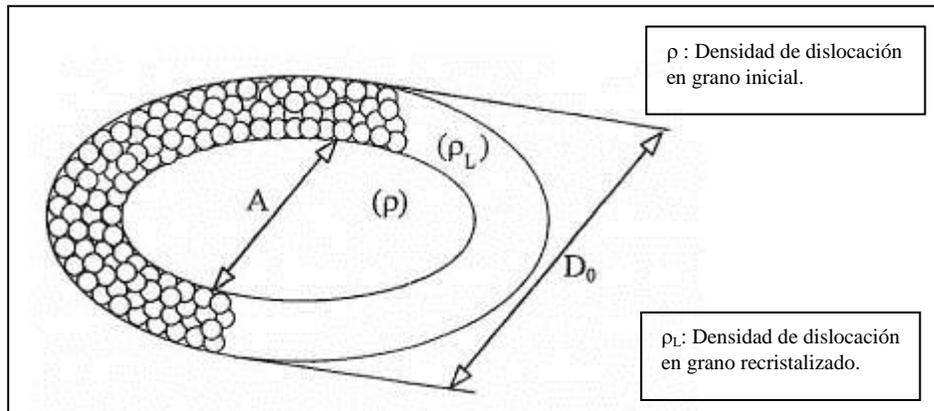


Figura 4.3 Representación esquemática de recrystalización de collar en el modelo de Marty, et al. [37]

En la recrystalización de collar, la densidad de dislocaciones ρ_L es evaluada a través de un esquema complejo, incluyendo el calentamiento adiabático y la simulación de deformación localizada durante rolado.

Montheillet [38] propuso un modelo para considerar el régimen de estado estable de la recristalización dinámica. Este modelo posteriormente fue aplicado para simular la recristalización del Inconel 718 [22] y extendido para cuantificar el efecto de la nucleación asistida por partículas intergranulares [39].

Sommitsch desarrolló un modelo basado en la densidad de dislocaciones para simular el proceso de formado de la aleación base níquel Nimonic 80 A [40], este modelo posteriormente fue adaptado a la aleación In718 [41]. El modelo de Sommitsch presenta un gran énfasis en la formulación de las fuerzas motrices que controlan la nucleación y crecimiento. Esta formulación substraee conceptos introducidos por Sandstrom y Lagneborg resultando es una expresión similarmente compleja [42].

El modelo de Sommitsch inicia con una expresión fundamental de los modelos con base física. El endurecimiento por deformación y la recuperación son descritas por la ecuación utilizada por Sandstrom y Lagneborg como se expresa:

$$\frac{d\rho}{dt} = \frac{\varepsilon}{bl} - 2M\tau\rho^2 \quad (4.33)$$

En esta ecuación b es el vector de Burgers, l es que camino libre medio de las dislocaciones, M es la movilidad de recuperación y τ es la energía promedio por unidad de longitud de las dislocaciones. El ultimo término se asume es aproximadamente $0.5Gb^2$, donde G es el modulo de corte.

La velocidad de límites de grano se deriva de la relación:

$$v = m\Delta P = m(\tau\Delta\rho - P_z)P_s \quad (4.34)$$

En esta ecuación el término m es la movilidad de límites de grano y ΔP es la diferencia de energía almacenada entre los dos lados de la frontera [43]. La integración analítica de la expresión 4.30 y 4.31, combinada con la nucleación y

crecimiento, genera ecuaciones complejas que describen la evolución de granos en la primera corriente de recristalización. El modelo de Sommitsch ha sido implementado en el software comercial DeformTM, utilizado en este trabajo de investigación.

Los problemas geométricos relacionados al modelo de Sommitsch [40,42] son tratados a detalle por las aproximaciones formuladas por Montheillet y Thomas [38,44]. El modelo de Montheillet [38] incorpora una rigurosa descripción geométrica del estado estable de la recristalización dinámica discontinua.

Las bases desarrolladas por Montheillet proporcionaron el desarrollo de dos modelos mesoescala base física que fueron aplicados en la evolución de la aleación Inconel 718 [23] y el Waspaloy [39]. La red geométrica en estos enfoques se basa en las denominadas meso-estructuras unitarias (MSU, por sus siglas en inglés) que pueden ser vistas como agregados de granos con propiedades similares de tamaño de grano y densidad de dislocaciones.

4.6 Referencias

1. N.K. Park, et al., “*Hot forging of a nickel-base superalloy*”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 111 (2001) 98-102.
2. R.M. Forbes-Jones and L.A. Jackman, “*The structural evolution of superalloy ingots during hot working*”, *JOM*, (1999) 27-31.
3. D.U. Furrer and S.L. Semiatin, “*Forging of nickel-base superalloys*”, *Metalworking: Bulk Forming*, ASM Handbook Vol. 14A, (2005) 324-330.
4. J.P. Thomas, F. Montheillet, S.L. Semiatin, “*Modeling of Microstructure Evolution during the Thermo-mechanical Processing of Nickel-Base Superalloys*”, ASM Handbook, Vol. 22A, (2009) 566-582.
5. B. Derby, “*The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallization*”, *Acta Metall. Mater.*, Vol. 39, (1991) 955-962.
6. B. Derby, “*Dynamic recrystallization: the steady state grain size*”, *Scripta Metall.*, Vol. 27, (1992) 1581-1585.
7. M. Aghaie-Khafri and N. Golarzi, “*Dynamic and metadynamic recrystallization of Hastelloy X superalloy*”, *J. Mater. Sci.*, vol. 43, (2008) 3717-3724.
8. A.N. Kolmogorov, *Izv. Akad. Nauk. SSSR, Ser. Matern.*, vol. 3, (1937) 335-359.
9. W.A. Johnson and R.F. Mehl, *Trans. AIME*, vol. 135, (1939) 416-443.
10. M. Avrami, “*Granulation, phase change, and microstructure, Kinetics of phase change I*”, *J. Chem. Phys.*, Vol. 7, (1939) 1103-1112.
11. M. Avrami, “*Granulation, phase change, and microstructure, Kinetics of phase change II*”, *J. Chem. Phys.*, Vol. 8, (1940) 212-224.
12. M. Avrami, “*Granulation, phase change, and microstructure, Kinetics of phase change III*”, *J. Chem. Phys.*, Vol. 9, (1941) 177-184.

13. Frank Montheillet, “*Models of Recrystallization, ASM Handbook, Volume 22A: Fundamentals of Modeling for Metals Processing*”, (2009) ASM International.
14. D. Zhao, et al., “*High Temperature Deformation Behavior of Cast Alloy 718*”, Proceedings of the International Symposium on Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives, TMS, Warrendale, Pennsylvania (1997) 193.
15. Young-Sang Na, et al., “*Simulation of microstructures for Alloy 718 blade forging using 3D FEM simulator*”, Journal of Materials Processing Technology 141 (2003) 337–342.
16. T. Furu, K. Marthinsen, and E. Nes, “*Modeling recrystallization*”, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 6, (1990) 1093-1102.
17. Chenot, Jean-Loup, “*Advanced Numerical methods for F. E. Simulation of Metal Forming Processes*”, Proceedings of the 10th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes, AIP Conference Proceedings, Volume 1252, (2010) 27-38.
18. G. Shen, S.L. Semiatin, and R. Shivpuri, “*Modeling microstructural development during the forging of Waspaloy*”, *Metal. Mater. Trans. A*, vol. 26A, (1995) 1795-1803.
19. D. Huang, W.T. Wu, D. Lambert, and S.L. Semiatin, “*Computer simulation of microstructure evolution during hot forging of Waspaloy and nickel alloy 718*”, *Microstructure Modeling and Prediction during Thermomechanical Processing*, Proceedings, Eds. R. Srinivasan, S.L. Semiatin, A. Beaudoin, S. Fox and Z. Jin, TMS, (2001)137-46.
20. J.T. Yeom, C.S. Lee, J.H. Kima, and N.K. Park, “*Finite-element analysis of microstructure evolution in the cogging of an Alloy 718 ingot*”, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 449-451, (2007)722-726.
21. S.L. Semiatin, D.S. Weaver, P.L. Fagin, M.G. Glavicic, R.L. Goetz, and N.D. Frey, “*Deformation and recrystallization behavior during hot working of a coarse-grain, nickel-base superalloy ingot material*”, *Metall. Mater. Trans. A*. Vol. 35, (2004) 679-693.
22. A.J. Brand, K. Karhausen, and R. Kopp, “*Microstructural simulation of nickel base alloy Inconel 718 in production of turbine discs*”, *Mater. Sci. Tech.*, Vol. 12, (1996) 963-969.
23. J.P. Thomas, E. Bauchet, C. Dumont, and F. Montheillet, “*EBSID investigation and modeling of the microstructural evolutions of superalloy*

- 718 during hot deformation*”, Superalloys 2004, Proceedings, Eds. K.A. Green, T.M. Pollock, H. Harada, T.E. Howson, R.C. Reed, J.J. Schirra and S. Waltson, TMS, (2004) 959-968.
24. B. Antolovich and M. Evans, “*Predicting grain size evolution of UDIMET alloy 718 during the ‘cogging’ process through the use of numerical analysis*”, Superalloys 2000, Proceedings, Eds. T.M. Pollock, R.D. Kissinger, R.R. Bowman, K.A. Green, M. McLean, S. Olson and J.J. Shirra, TMS, (2000) 39-47.
 25. C. Maurice, “*Numerical modelling of grain growth: Current Status*”, Recrystallization and Grain Growth, Proceedings, Eds. G. Gottstein and D.A. Molodov, Springer-Verlag, (2001) 123-134.
 26. R.L. Goetz, “*Particle stimulated nucleation during dynamic recrystallization using a cellular-automata model*”, *Scripta Mater.*, Vol. 52, (2005) 851-856.
 27. Jin Zhao-yang, Liu Juan, Cui Zhen-shan, and Wei Dong-lai, “*Identification of nucleation parameter for cellular automaton model of dynamic recrystallization*”, *Trans Nonferrous Met. Soc. China*, 20 (2010), 458-464.
 28. L. Goetz and V. Seetharaman, “*Modeling dynamic recrystallization using cellular automata*”, *Scripta Mater.*, Vol. 38, 3 (1998) 405-413.
 29. R.L. Goetz, “*Particle stimulated nucleation during dynamic recrystallization using a cellular-automata model*”, *Scripta Mater.*, Vol. 52, (2005) 851-856.
 30. A. Laasraoui and J.J. Jonas, “*Prediction of Steel Flow Stresses at High Temperatures and Strain Rates*”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 22 (1991), 1545.
 31. DING R, GUO Z. X., “*Microstructural evolution of a Ti-6Al-4V alloy during β -phase processing*”, *Materials Science and Engineering A*, 365 (2004), 172-179.
 32. Reyes, L., et al., “*Microstructural modeling and thermomechanical analysis of an IN718 superalloy during a forging process*”, (paper presented at 10th International conference on technology of plasticity, Aachen, Germany, September 25-30 (2011) 843-847.
 33. Qian M, Guo Z X., “*Cellular automaton simulation of microstructural evolution during dynamic recrystallization of an HY-100 steel*”, *Materials Science and Engineering A*, 365 (2004), 180-185.

34. Oscar Jesús Zapata Hernández, “*Simulación de la Evolución Microestructural de Aceros al Silicio Durante su Deformación en Caliente*”, Tesis de Doctorado, UANL MX, (2012).
35. S. Coste, E. Andrieu, and J. Huez, “*Effect of a heterogeneous distribution of particles on the formation of banded grain structure in wrought alloy 718*”, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 396, (2005) 92-98.
36. D. Weygand, Y. Bréchet, and J. Lépinoux, “*Zener pinning and grain growth: a two-dimensional vertex computer simulation*”, Acta Mater., Vol. 47, 3 (1999) 961-970.
37. R. Sandström and R. Lagneborg, “*A model for hot working occurring by recrystallization*”, Acta Metall., Vol. 23, (1975) 387-398.
38. B. Marty, J.Y. Guedou, P. Gergaud, and J.L. Lebrun, “*Recrystallization and work-hardening prediction during forging process of Inconel 718*”, Super alloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, Ed. E.A. Loria, TMS, (1997) 331-342.
39. F. Montheillet, “*Modeling the steady state regime of discontinuous dynamic recrystallization*”, 4th Int. Conf. on Recrystallization and Related Phenomena, Proceedings, (1999) 651-658.
40. J.P. Thomas and S.L. Semiatin, “*Mesoscale modeling of the recrystallization of Waspaloy and application to the simulation of the ingot-cogging process*”, Materials Science and Technology (MS&T) 2006: Processing, Proceedings, TMS, Warrendale, PA, (2006) 609–619.
41. C. Sommitsch, V. Wieser, and S. Kleber, “*A dislocation density model for the simulation of hot forming processes*”, J. Mater. Proc. Tech., vol. 125-126, (2002)130-137.
42. P. Poelt, C. Sommitsch, S. Mitsche, and M. Walter, “*Dynamic recrystallization of Ni-base alloys – Experimental results and comparisons with simulations*”, Mater. Sci. Eng. A, Vol. 420, (2006) 306–314.
43. C. Sommitsch and W. Mitter, “*On modeling of dynamic recrystallization of fcc materials with low stacking fault energy*”, Acta Mater., Vol. 54, (2006) 357-375.
44. D. Turnbull, “*Theory of grain boundary migration rates*”, Trans. Metall. Soc. AIME, vol. 191, 1951, pp. 661-665.

45. J.P. Thomas, F. Montheillet, and S.L. Semiatin, “A *geometric framework for mesoscale models of recrystallization*”, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 38A, (2007) 2095-2109.

Desarrollo experimental

5.1 Introducción

Las propiedades fundamentales de los materiales de alto desempeño., i. e., esfuerzos, deformaciones, fracción recristalizada, tamaño de grano, etc., se obtienen mediante su valoración mecánica a diferentes condiciones de velocidad y temperatura de deformación. El estudio microestructural de las aleaciones base níquel Inconel 718 e Incoloy 909 involucra el desarrollo de pruebas de forja abierta en caliente y pruebas de laboratorio bajo condiciones controladas de temperatura y deformación. La evaluación mecánica de estos materiales fue desarrollada por estudiantes de postgrado en laboratorios de la FIME y en las instalaciones de una empresa local. La evaluación termomecánica del rolado de anillos se obtuvo mediante información de literatura. Los resultados de los ensayos y la caracterización microestructural desarrollada por el presente autor se utilizaron para implementar y validar los modelos microestructurales propuestos.

La secuencia típica correspondientes al formado convencional de las aleaciones base níquel surge con un proceso de forja abierta, donde las variables de procesamiento i.e., temperatura inicial, reducción y recalentamiento toman un papel determinante en el comportamiento mecánico y microestructural del material. Las etapas posteriores a la forja abierta pueden involucrar la creación de una superficie central en la pieza forjada, operación denominada “punzonado mecánico”. Esta última operación permite el desarrollo del rolado de piezas con geometrías circulares, como se observa en la **Figura 5.1** [1].

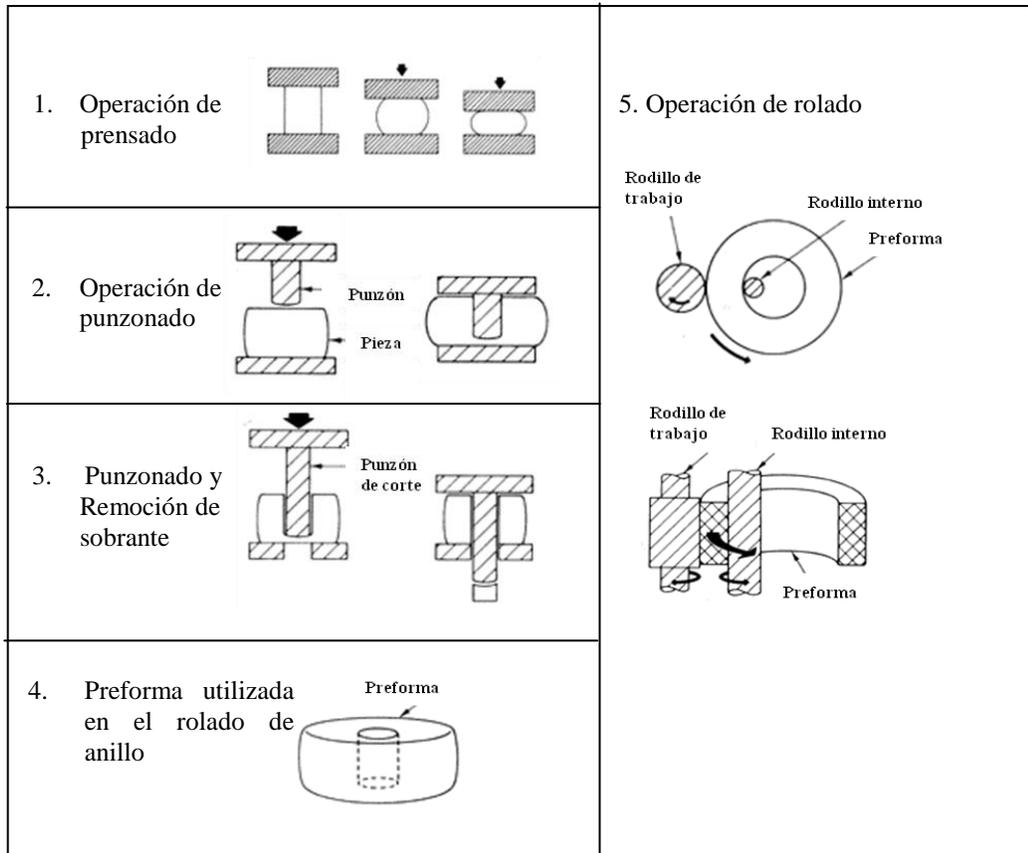


Figura 5.1 Secuencia convencional en la forja de anillos sin costura [1].

5.2 Pruebas en forja abierta

El proceso de forja en caliente, descrito en el capítulo 3, se refiere a la operación de convertir la geometría de un metal mediante la acción de una prensa o martillo. La **Figura 5.2** muestra los principales parámetros de evaluación durante forja abierta de la aleación Inconel 718. Se considera una temperatura inicial en el dado superior e inferior de 250°C y 500°C respectivamente.

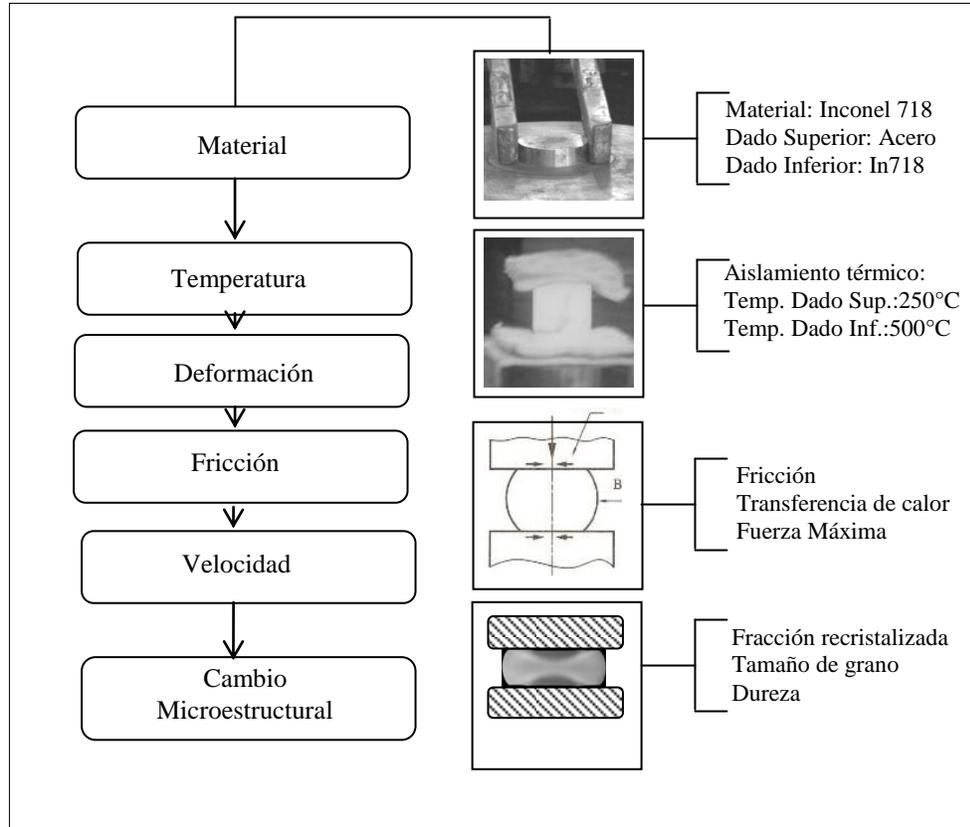


Figura 5.2 Principales variables influyentes en el cambio microestructural durante forja abierta del Inconel 718 a elevada temperatura.

El diseño y clasificación de las muestras forjadas en prensa hidráulica se observa en la **Figura 5.3** y **Tabla 5.1**. Para el desarrollo experimental se maquinaron 8 especímenes de prueba con dimensión inicial de 100mm de diámetro y 150mm de altura [2].

La Figura 5.3 incluye la designación y ubicación de termopares durante la operación de forja abierta. Las condiciones de forja de la Tabla 5.2 se designan de acuerdo a la proximidad de su temperatura inicial con la temperatura de solvus de la fase delta (Figura 2.1 del Capítulo 2). Las condiciones S1, S2 y S3, corresponden a una temperatura superior a delta solvus; las probetas M1, M2 y M3 para una

temperatura aproximada a delta solvus y las probetas I1, I2 e I3 para temperaturas inferiores a delta solvus.

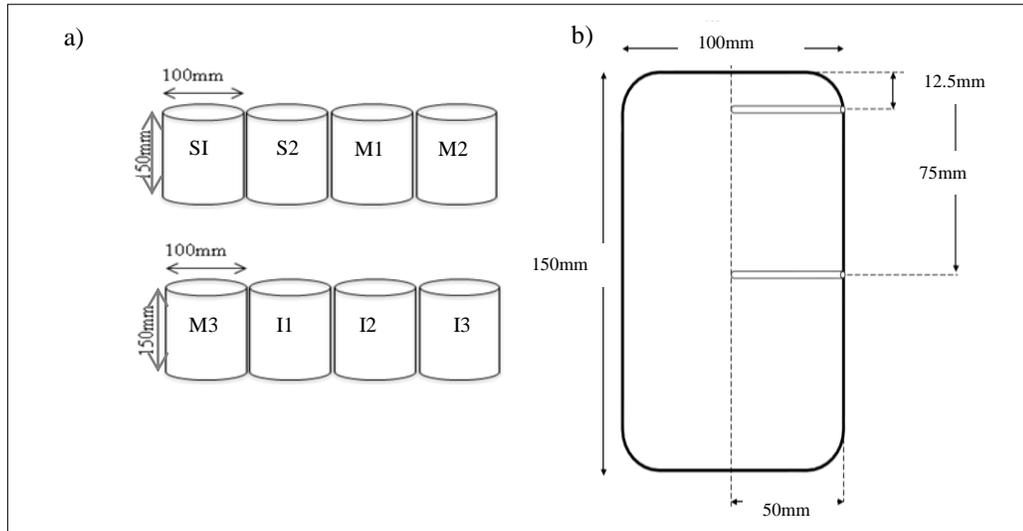


Figura 5.3 a) Designación de muestras y b) localización de termopares durante la operación de forja abierta a diferentes secuencias de deformación.

La presencia de un trabajo termomecánico preparatorio confiere gran importancia en el desarrollo de propiedades mecánicas óptimas, en virtud de la generación de microestructuras uniformes con granos refinados. A través de procesos de forja como el descrito en la Figura 3.3 se genera una refinación del tamaño de grano, situación que permite la reducción de operaciones de trabajo subsiguientes.

Tabla 5.1 Condiciones experimentales para el proceso de deformación en forja abierta con secuencias de 1 y 2 pasos de deformación [2].

Prueba	Forja en un Paso				Forja en dos Pasos			
	Temp. (°C)	Altura (mm)	Vel. (1/s)	Reducción (%)	Temp. (°C)	Altura (mm)	Vel. (1/s)	Reducción (%)
S1	1050	41	0.13	73	--	--	--	--
S2	1040	75	0.13	50	1020	41	0.26	23
M1	1020	41	0.13	73	--	--	--	--
M2	1020	75	0.13	50	1000	41	0.26	23
M3	1020	75	0.13	50	980	41	0.26	23
I1	1000	41	0.13	73	--	--	--	--
I2	1000	75	0.13	50	980	41	0.26	23
I3	980	41	0.13	73	--	--	--	--

La **Figura 5.4** muestra el comportamiento típico de una prensa hidráulica. Existen 5 etapas en el desplazamiento del dado superior hasta completar la deformación. La región 1 marca el inicio de la deformación, la región 2 marca un tiempo de estancia con incremento de velocidad, la etapa 3 define un intervalo de deformación final con disminución de velocidad y las etapas 4 y 5 marcan la liberación de carga y regreso del cabezal a su posición original.

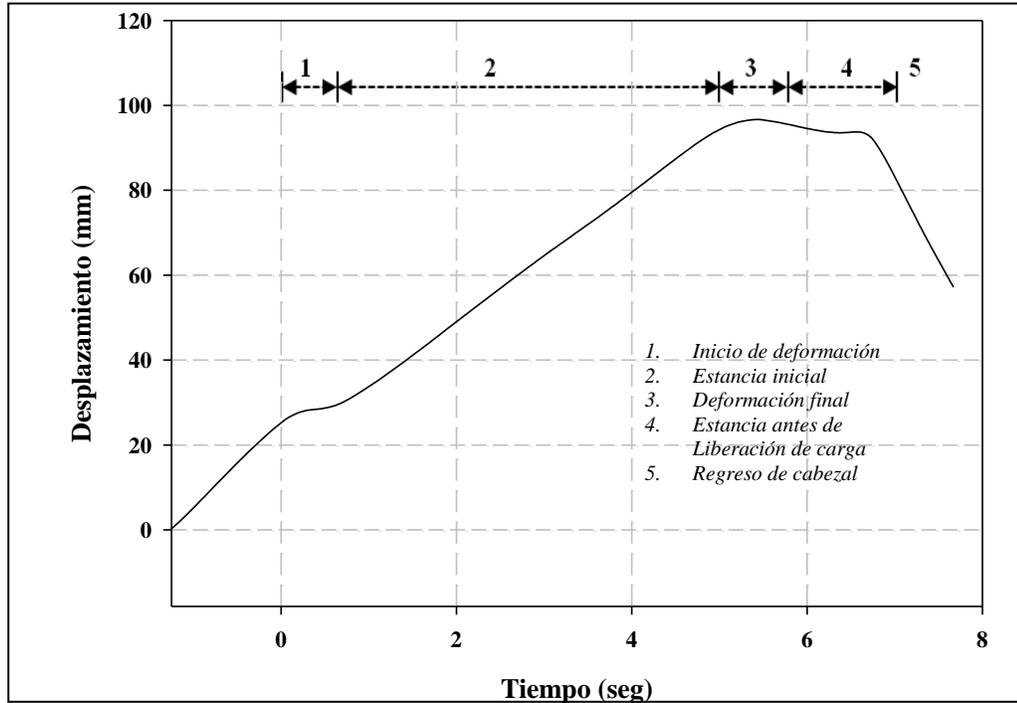


Figura 5.4 Desplazamiento contra tiempo en operación de forja abierta mediante prensa hidráulica de 2500 ton, modificado ref. [3].

La velocidad máxima de la prensa hidráulica utilizada oscila en 20 mm/s, **Tabla 5.2**. Los tiempos y cargas máximas alcanzadas en la prensa hidráulica durante la operación de forja abierta con secuencias de uno y dos pasos de deformación se observan en la **Tabla 5.3**.

Tabla 5.2 Parámetros de la prensa hidráulica utilizada en la operación de forja.

Parámetro	Unidades	Valor
Altura Inicial de la muestra	mm	150
Dirección (-y)	--	-
Velocidad máx. de cabezal	mm/s	20
Desplazamiento de dado superior	mm	109
Velocidad de deformación	1/s	0.13
Fuerza máxima	Ton.	2500

Tabla 5. 3 Tiempos y cargas máximas de la prensa hidráulica utilizada durante operación de forja abierta con secuencias de 1 y 2 pasos de deformación.

Prueba	Tiempo (segundos)		Fuerza (Ton)	
	Un paso	Dos pasos	Un paso	Dos pasos
S1	128	NA	1144	NA
S2	136	88	433	1443
M1	120	NA	1063	NA
M2	191	31	453	1528
M3	84	97	415	1010
I1	79	NA	923	NA
I2	158	68	448	1129
I3	103	NA	969	NA

Durante la operación de forja abierta se registró el cambio de temperatura en la zona central y superior de las probetas, la Figura 5.3 indica la ubicación de los termopares instrumentados en los especímenes de prueba. El cambio de temperatura durante la operación de forja abierta para las secuencias un paso de deformación se presentan en la **Figura 5.5** y la **Tabla 5.4**.

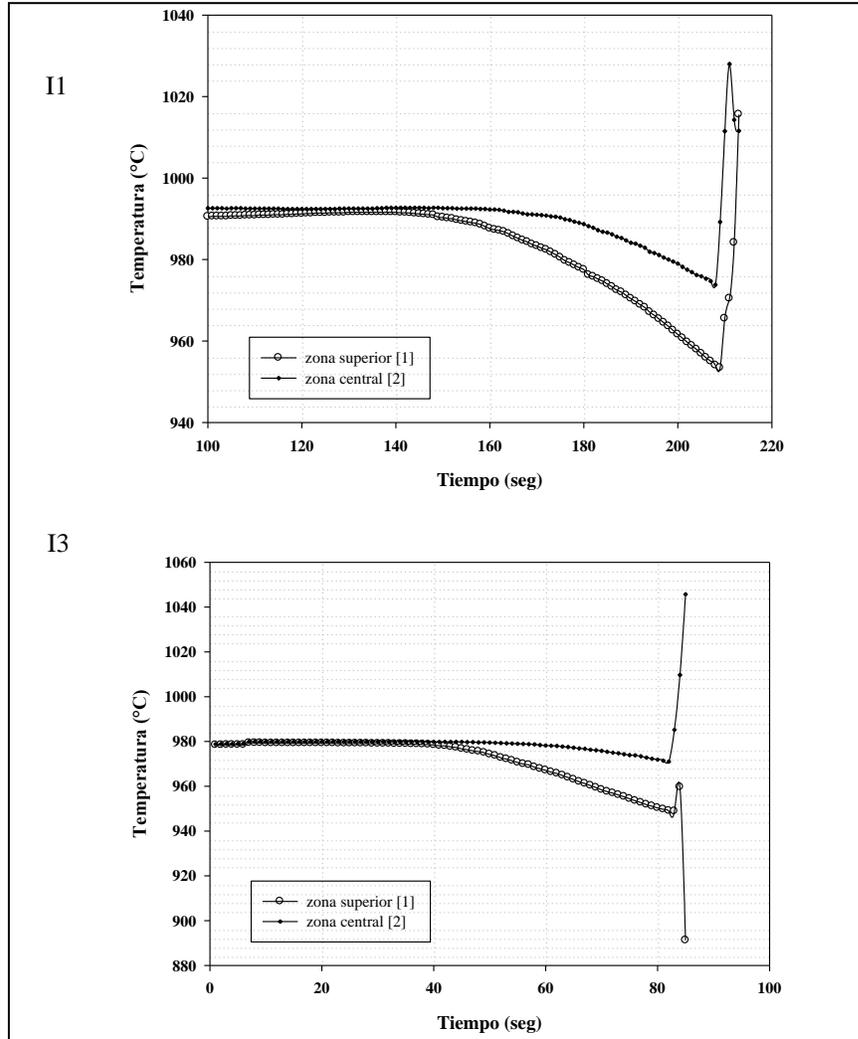


Figura 5.5 Registro de temperatura durante proceso de forja abierta en las condiciones I1 a I3 a un paso de deformación.

Tabla 5.4 Cambio de temperatura durante la operación de forja a un paso.

Clasificación	Zona	Temperatura Inicial, °C	Temperatura final, °C	ΔT
S1	superior	1046	968	76
	central	1046	1008	38
M1	superior	1022	1004	18
	central	1020	1015	5
I1	superior	952	1015	63
	central	973	1027	54
I3	superior	959	891	68
	central	981	1045	64

El cambio de temperatura para las condiciones S2 y M2 durante la operación de forja abierta a dos pasos se presenta gráficamente en la **Figura 5.6**.

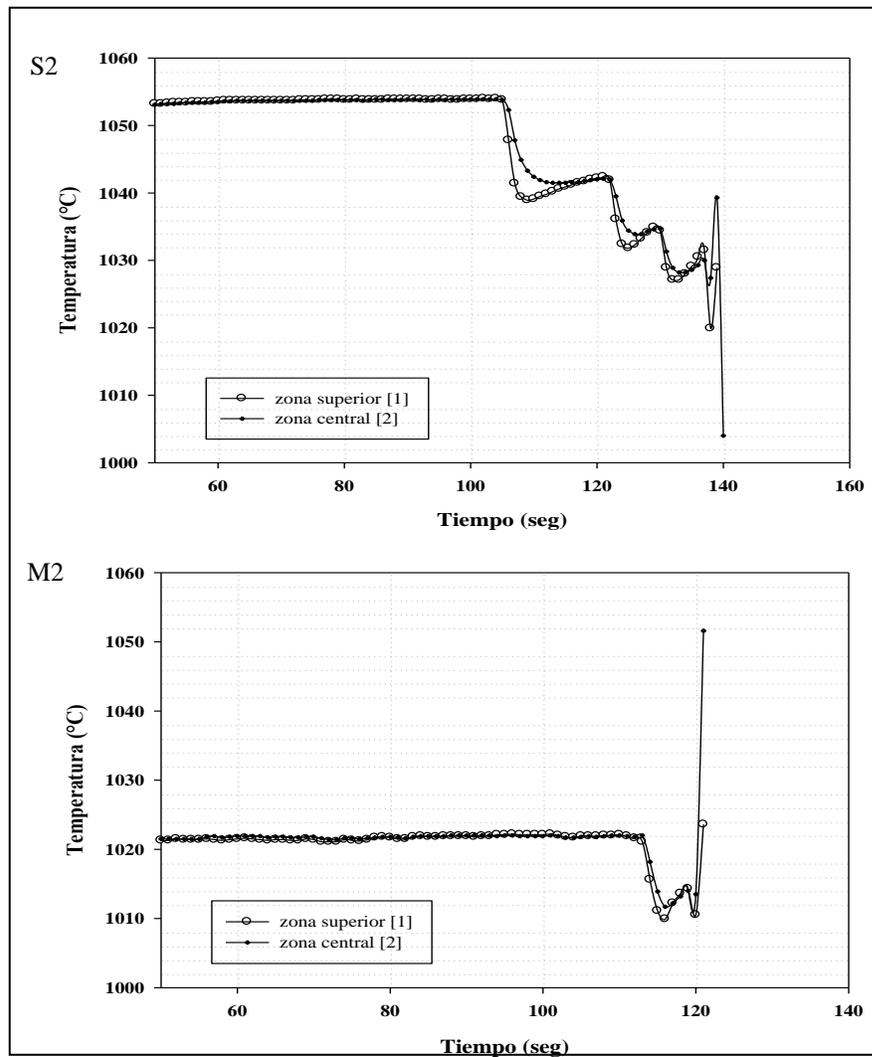


Figura 5.6 Cambio de temperatura durante proceso de forja abierta S2 y M2.

Tabla 5.5 Cambio de temperatura durante operación de forja a dos pasos.

Clasificación	Zona	Temperatura Inicial, °C	Temperatura final, °C	ΔT
S2	superior	1042	1019	23
	central	1042	1004	38
M2	superior	1024	1008	16
	central	1008	1054	54
M3	superior	988	1010	22
	central	1008	1074	66
I2	superior	978	948	30
	central	964	1031	67

La **Tabla 5.5** registra el cambio en la temperatura de los termopares colocados en las zonas superior y central de las probetas forjadas a dos pasos de deformación.

5.2.1 Ensayos de compresión isotérmica

La simulación microestructural de las pruebas de compresión en el Inconel 718 e Incoloy 909 da como resultado la validación mecánica y estructural a diferentes temperaturas y deformaciones [2,4]. Los ensayos de compresión uniaxial isotérmicos, son ensayos mecánicos de laboratorio cuyo objetivo es simular condiciones de procesos de compresión directa o indirecta. Algunos ejemplos de estos procesos son; la forja, laminación y el proceso de extrusión.

La validación de las condiciones de forja S1 y M1, realizadas a 1050°C y 1020°C respectivamente, se efectuó a través de ensayos de compresión en una máquina universal SHIMADZU AG-X con capacidad de 30 toneladas y articulada a un horno de resistencia con temperatura máxima de 1100°C [2].

Los especímenes de prueba fueron deformados 50%, considerando una relación dimensional entre altura y radio cercana a 1.5, de acuerdo al estándar ASTM E-209 [5]. Posteriormente, las probetas ensayadas fueron enfriadas en agua, con el fin de conservar la microestructura recristalizada durante la deformación en caliente. La **Tabla 5.6** ilustra las características de los ensayos de compresión en el Inconel 718.

Tabla 5.6 Ensayos de compresión en el Inconel 718 (probetas con un radio y altura de 7 y 10mm respectivamente) [2].

Temperatura (°C)	Velocidad promedio (1/s)	Velocidad de cabezal (mm/min)
980	0.1	64
1020	0.1	64

Para las probetas del material base níquel Incoloy 909, se realizaron pruebas a 3 velocidades de deformación diferentes; 0.1, 0.01 y $0.001s^{-1}$, así como 3 niveles de temperatura; 900°C, 1060°C y 1100°C, según se observa en la **Tabla 5.7**. Las dimensiones aproximadas de las probetas tuvieron una de altura de 11.4 mm y diámetro de 7.6 mm, con una relación de altura y diámetro de 1.5 [4].

Los especímenes se deformaron a una razón de 0.33 y 0.8, utilizando un equipo universal Instron 4507 con una capacidad de 10 toneladas. Las probetas se mantuvieron a la temperatura de deformación durante 5 minutos previo a su deformación. El enfriamiento posterior, se realizó dentro del horno, permitiendo la evolución microestructural del material después de la deformación.

Tabla 5.7 Ensayos de compresión en caliente para el Incoloy 909 [4]

Temperatura de deformación (°C)	Deformación verdadera (%)	Niveles de velocidad de deformación (s^{-1})
1100	33	$10^{-1}, 10^{-2}, 10^{-3}$
	80	$10^{-1}, 10^{-2}, 10^{-3}$
1060	33	$10^{-1}, 10^{-2}, 10^{-3}$
	80	$10^{-1}, 10^{-2}, 10^{-3}$
900	33	$10^{-1}, 10^{-2}, 10^{-3}$
	80	$10^{-1}, 10^{-2}, 10^{-3}$

La **Figura 5.7** muestra las curvas esfuerzo-deformación de las condiciones descritas en la Tabla 5.7.

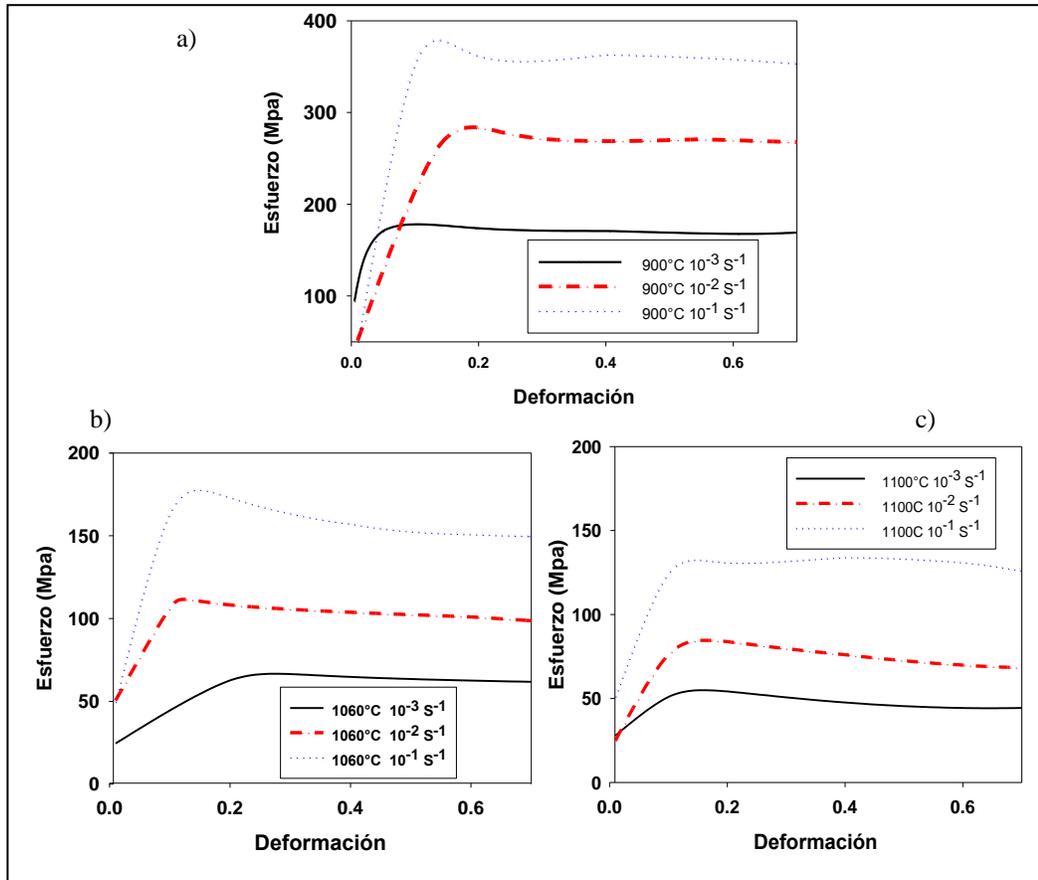


Figura 5.7 Gráficos esfuerzo-deformación del Incoloy 909 a las temperaturas; a) 900 °C, b) 1060 °C y c) 1100 °C, modificada de la referencia [4].

5.3 Rolado de anillos

Descrito previamente en la sección 3.4 del capítulo 3, el rolado de anillos es un proceso utilizado en la producción de anillos sin costura a través de la reducción de sección transversal y el incremento del diámetro del anillo entre rodillos giratorios. La compresión entre el rodillo interno y el rodillo principal ocasiona el crecimiento del anillo, Figura 5.1.

Este apartado presenta las principales características y variables seleccionadas para simular el comportamiento microestructural del Inconel 718 durante el proceso de rolado [6]. La dimensión geométrica inicial, después del proceso de forja, se muestra en la **Figura 5.8 a)** y la geometría final después del rolado del anillo de sección rectangular se observa en el inciso b) de la Figura 5.7.

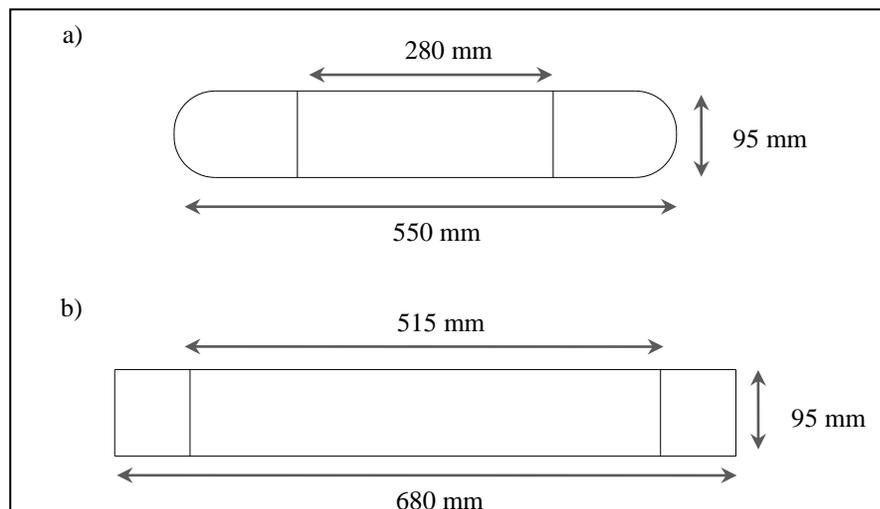


Figura 5.8 Dimensiones inicial a) y final b) del anillo [6].

En el trabajo desarrollado por Huez, et al., [6,7] se presenta el cambio microestructural de las muestras preparadas después del rolado a 1000 °C, además de analizar el cambio de temperatura y deformación durante operación de rolado.

Los parámetros principales para el desarrollo FEM del proceso de rolado se muestran en la **Tabla 5.8**. La comparativa de estas variables con los resultados experimentales y simulados permitirá la validación de los modelos microestructurales implementados.

Tabla 5.8 Parámetros y dimensiones de las herramientas utilizadas para los cálculos de la operación de rolado del Inconel 718[7].

Variable	Unidades	Valor
Rodillo principal	mm	1140
Rodillo interno (mandril)	mm	275
Rodillos axiales	ángulo	35°
Rotación del rodillo principal	rd/seg	1
Temperatura inicial del rodillo interno	°C	80
Temperatura inicial	°C	1000
Tiempo de transporte hasta inicio de rolado	Seg.	40
Tiempo total de rolado	Seg.	190

5.4 Referencias

- 1 *Forging Industry Association*, página electrónica, <https://www.forging.org>, revisión (2012).
- 2 Pedro J. Paramo, “*Caracterización microestructural y mecánica de una aleación INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes condiciones*”, Tesis de Maestría, UANL, (2011).
- 3 Taylan Altan, et al., “*Cold and Hot Forging, fundamentals and applications*”, ASM International, (2005).
- 4 Alejandro V. Lara, “*Determinación de las propiedades de una aleación incoloy 909 para aplicación aeroespacial a diferentes condiciones de deformación en caliente*”, Tesis de maestría, UANL, (2009).
- 5 ASTM E209, “*Standard Practice for Compression Tests of Metallic Materials at Elevated Temperatures with Conventional or Rapid Heating Rates and Strain Rates*”, ASTM Standards (2010).
- 6 J. Huez. J-L. Noyes and J. Coupu, “*Three-Dimensional Finite-Element Simulation of Hot Ring Rolling*”, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, TMS, (2001).
- 7 J. Coupe, JL Raulin, J. Huez, “*Investigations of hot rolling using 3D finite-element simulation*”, Proceedings of the Third International Conference Modeling of Metal Rolling Processes, (1999) 82–89.

Desarrollo numérico

6.1 Simulación numérica

Esta sección aborda las características numéricas de los modelos implementados en la simulación del formado de las aleaciones Inconel 718 e Incoloy 909. La plataforma de elementos finitos Deform TM fue utilizada en la valoración mecánica y microestructurales de los materiales estudiados.

6.1.1 Simulación numérica en forja abierta

Se desarrolló un modelo bidimensional con diámetro y altura inicial de 50 y 150mm respectivamente, además de considerar la relación simétrica de la geometría, **Figura 6.1.**

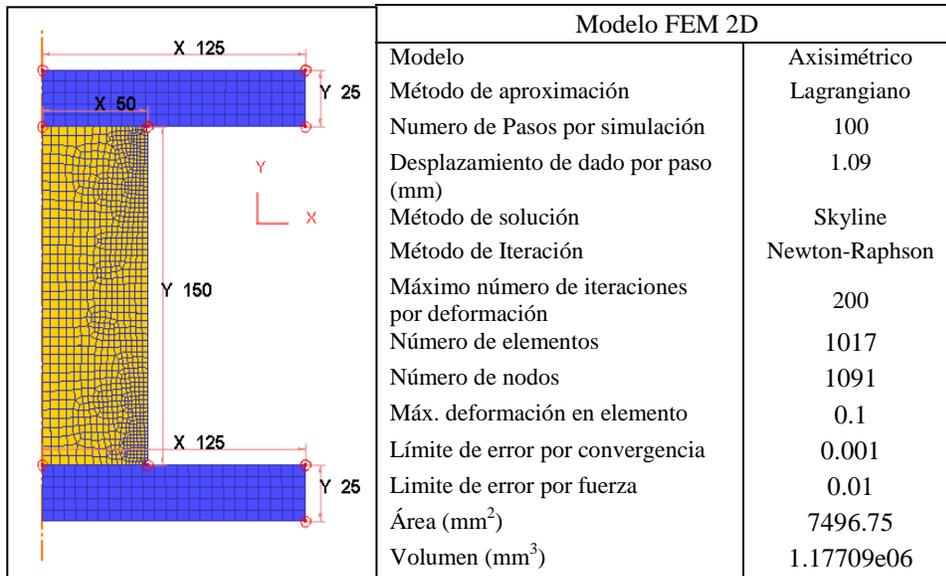


Figura 6.1 Modelo FEM en simulación bidimensional de forja abierta.

El método Newton-Raphson fue utilizado en la aproximación de la solución del modelo numérico. Esta técnica especifica el criterio que la solución FEM utiliza para tratar de aproximar la solución en cada paso de la simulación. El método iteración en conjunto con la solución matricial directa “skyline”, basado en el método de solución de columna activa, permitió la minimización matricial moviendo todas las entradas con un valor diferente a cero cerca de la diagonal principal de la matriz [1,2].

La implementación de un modelo matemático que represente el flujo plástico de un material requiere del conocimiento de su comportamiento constitutivo bajo diferentes condiciones de evaluación. Las propiedades mecánicas y térmicas fueron recopiladas de estudios previos, según se observa en las Figuras 6.2 y 6.3 [3-11]. La **Figura 5.9** muestra el comportamiento de flujo de la aleación 718 a temperaturas entre 900°C y 1150°C, incluyendo diferentes velocidades de deformación.

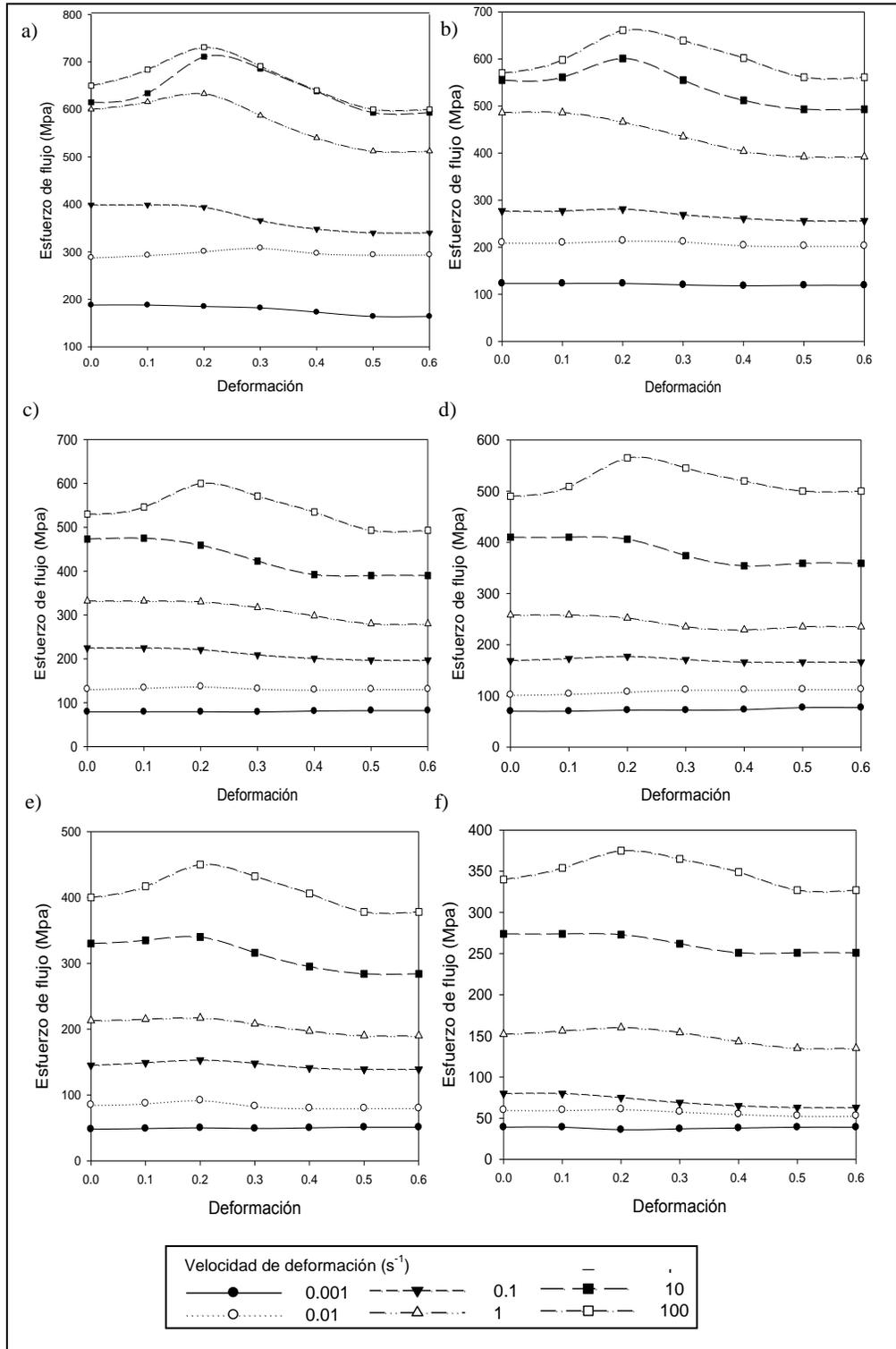


Figura 6.2 Gráficos esfuerzo-deformación del Inconel 718 a) 900°C, b) 950°C, c) 1000°C, d) 1050°C, e) 1100°C y f) 1150°C, modificado de referencia [3,4].

Las propiedades térmicas y elásticas de las aleaciones base níquel 718 e 909 se pueden observar en la Figura 6.3 [5-10]. La aleación 718 presenta una mejor conducción térmica y un modulo de Young ligeramente mayor al valor de la aleación 909 en el rango de 600–750 °C. Sin embargo, la aleación 909 ofrece un menor grado de expansión térmica. Esta última propiedad tiene gran relevancia en componentes estructurales sometidos a elevadas temperaturas.

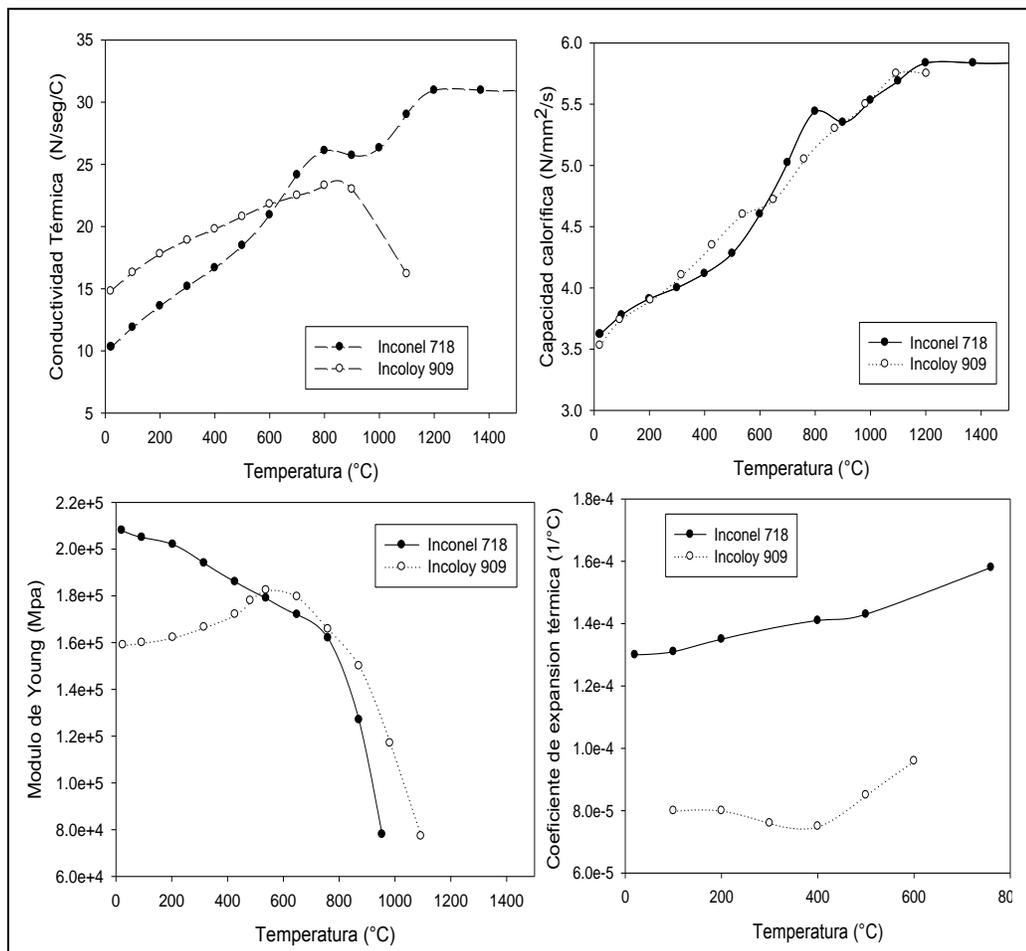


Figura 6.3 Propiedades térmicas y elásticas de la aleación 718 e Incoloy 909, modificado de referencias [5-10].

Las condiciones frontera consideradas en la simulación numérica del proceso de forja se presentan en la **Tabla 6.1**. La fricción y condiciones de transferencia de calor en la interface entre herramienta-pieza de trabajo tienen un efecto significativo en el flujo y cargas requeridas para desarrollar una pieza forjada. En la simulación numérica del forjado, debido a los grandes esfuerzos de contacto en las superficies de interface entre la pieza y las herramientas de operación, un factor de fricción por cortante genera mejores resultados comparado con el coeficiente de fricción coulomb [11]. En el modelo desarrollado se considera un coeficiente de fricción por cortante de 0.5 y un coeficiente de convección de 0.02 N/s/mm/°C.

Tabla 6.1 Condiciones fronteras consideradas en la simulación de forja en caliente del Inconel 718.

Variable	Unidades	Valor
Temperatura ambiente	°C	50
Coeficiente de convección	N/s/mm/°C	0.02
Constante de radiación Boltzman	--	5.669e-11
Conversión mecánica-calor	--	0.9
Aislante térmico dado superior	W/m K	0.30
Coeficiente de fricción (cortante)	--	0.5
Duración de proceso	segundos	10

La **Figura 6.4** muestra las zonas de medición de tamaño de grano inicial antes de forja. Se distinguen 3 zonas principales; superior, central e inferior. La zona central arroja un tamaño de grano efectivo mayor que las condiciones restantes, esta condición se presenta para todas las probetas evaluadas y surge en coincidencia a la ubicación de esta zona sustraída de la materia prima inicial, (Figura 6.2b), tomando regiones internas del material que presentan gran cantidad de grano dúplex (distintas distribuciones de tamaño de grano). La **Tabla 6.2** muestra el tamaño de grano promedio de la forja S1 a 1050 °C.

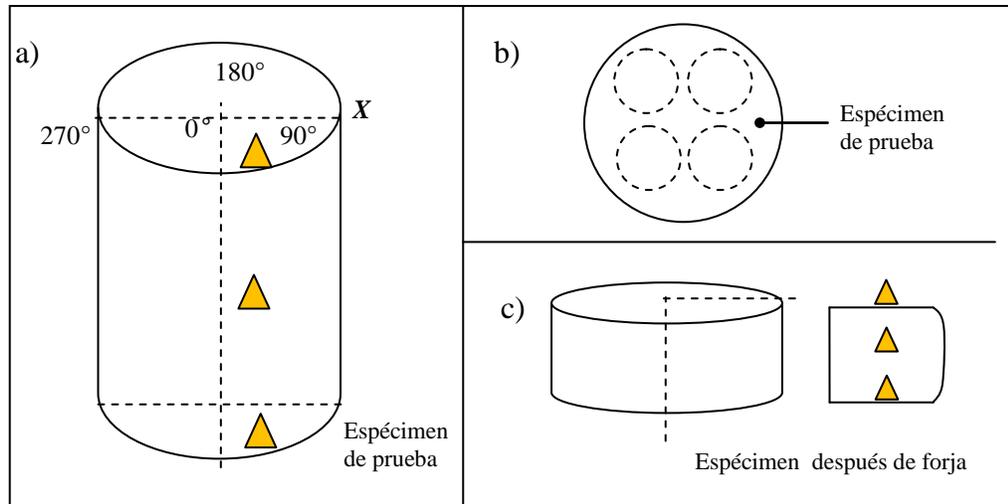


Figura 6.4 Zonas de medición de tamaño de grano promedio (μm) a), b) antes y c) después de la forja.

Tabla 6.2 Medición de tamaño de grano antes de forja por la condición S1 deformada a 1050°C .

Tamaño de grano por zonas (μm)						
Ángulo	Zona Superior		Zona Central		Zona Inferior	
	Promedio	ALA	Promedio	ALA	Promedio	ALA
0	38	151	35	151	30	127
90	39	127	41	127	35	151
180	39	90	34	127	32	127
270	40	179	104	151	38	127
promedio	39	--	54	--	34	--

El tamaño de grano experimental después de la deformación se determinó comparando micrográficas tomadas a cada espécimen de prueba con gráficos de grano estándar ASTM, obteniendo un tamaño de grano nominal [12]. Debido a las características de grano dúplex iniciales (grano recristalizado en presencia de grano sin recristalizar), se determinó un tamaño de grano promedio efectivo de acuerdo a la relación;

$$d = f_d(d_1f_1 + d_2f_2) \quad (5.1)$$

Donde f_1 y f_2 son las fracciones de grano fino y grano sin recristalizar, d_1 es el tamaño de grano fino y d_2 es el tamaño de grano grueso. El término f_d es el factor de distribución de granos finos en la microestructura dúplex.

Si los granos finos se distribuyen en forma de collar alrededor de los granos sin recristalizar, f_d adquiere el valor de 0.5, en cambio, si los granos finos se distribuyen homogéneamente en la microestructura dúplex, f_d toma el valor de 1 [13,14].

Al introducir la ecuación 6.1 a la condición inicial S1, para un tamaño de grano sin recristalizar de $127\mu\text{m}$ y un factor de distribución de 0.5, se obtiene un tamaño de grano promedio antes de forja de $54\mu\text{m}$ (ASTM 5.5). La valoración inicial de la microestructura en las diferentes condiciones de forja sugiere la presencia de un tamaño de grano promedio cercano a $60\mu\text{m}$, según se observa en el anexo A al final del escrito.

Los parámetros de los modelos microestructurales JMAK (descritos en la sección 4.3) implementados en el material Inconel 718, se recopilaron de estudios desarrollados por Yeom, et al. [15], Huang et al. [16], Zhou y Baker [17], Medeiros et al. [18], Mosser et al. [19] y Zhang [20]. Los valores son listados en la **Tabla 6.3**.

Tabla 6.3 Parámetros utilizados en el Modelo JMAK para DRX, MDRX, SRX y crecimiento de grano de la aleación base níquel 718 [15-20]

Descripción	Ecuación	Parámetro
Deformación crítica	$\varepsilon_c = a_2 \varepsilon_p$	$a_2=0.83$
Deformación de pico	$\varepsilon_p = a_1 d_0^{n_1} \dot{\varepsilon}^{m_1} \exp\left(\frac{Q_1}{RT}\right) + C_1$	$a_1=0.004659; m_1=0.1238$ $Q_1=49520;$
Cinética de recrystalización DRX	$X_{DRX} = 1 - \exp\left[-\beta_d \left(\frac{t}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{k_d}\right]$	$\beta_d=0.693; k_d=1; a_{10}=0.8$
Deformación a un 50% de DRX	$\varepsilon_{0.5} = a_5 d^{h_5} \varepsilon^{n_5} \dot{\varepsilon}^{m_5} \exp\left(\frac{Q_5}{RT}\right)$	$a_5=5.04e-9; n_5=-1.42;$ $m_5=-0.408; Q_5=196000$
Tamaño de grano DRX	$d_{drx} = a_8 d_0^{h_8} \varepsilon^{n_8} \dot{\varepsilon}^{m_8} \exp\left(\frac{Q_8}{RT}\right) + C_8$	$a_8=4.85e10; n_8=-0.41;$ $m_8=-0.028; Q_8=-240000$
Cinética de recrystalización MRX	$X_{MDR} = 1 - \exp\left[-\beta_m \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{k_m}\right]$	$\beta_m=0.693; k_m=1$
tiempo a un 50% de MRX	$t_{0.5} = a_4 d^{h_4} \varepsilon^{n_4} \dot{\varepsilon}^{m_4} \exp\left(\frac{Q_4}{RT}\right)$	$a_4=5.04e-9; n_4=-1.42;$ $m_4=-0.408; Q_4=196000$
Tamaño de grano MRX	$d_{mdrx} = a_7 d_0^{h_7} \varepsilon^{n_7} \dot{\varepsilon}^{m_7} \exp\left(\frac{Q_7}{RT}\right) + C_7$	$a_7=4.85e10; n_7=-0.41;$ $m_7=-0.028; Q_7=-240000$
Cinética de recrystalización SRX	$X_{SRX} = 1 - \exp\left[-\beta_s \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{k_s}\right]$	$\beta_s=0.693; k_s=0.3$
tiempo a un 50% de SRX	$t_{0.5} = a_3 d^{h_3} \varepsilon^{n_3} \dot{\varepsilon}^{m_3} \exp\left(\frac{Q_3}{RT}\right)$	$a_3=3.16; n_3=-0.75;$ $m_3=-0; Q_3=74790;$
Tamaño de grano SRX	$d_{srx} = a_6 d_0^{h_6} \varepsilon^{n_6} \dot{\varepsilon}^{m_6} \exp\left(\frac{Q_6}{RT}\right) + C_6$	$a_6=678; n_6=0;$ $m_6=0; Q_6=-31694$
Crecimiento de grano	$d_g = \left[d_0^m + a_9 t \exp\left(-\frac{Q_9}{RT}\right) \right]^{1/m}$	$a_9=1.58e16; Q_9=390753;$ $m=2$

La implementación del modelo JMAK en el código FEM DeformTM considera los parámetros iniciales descritos en la **Figura 6.5** para la simulación de la evolución microestructural del Inconel 718.

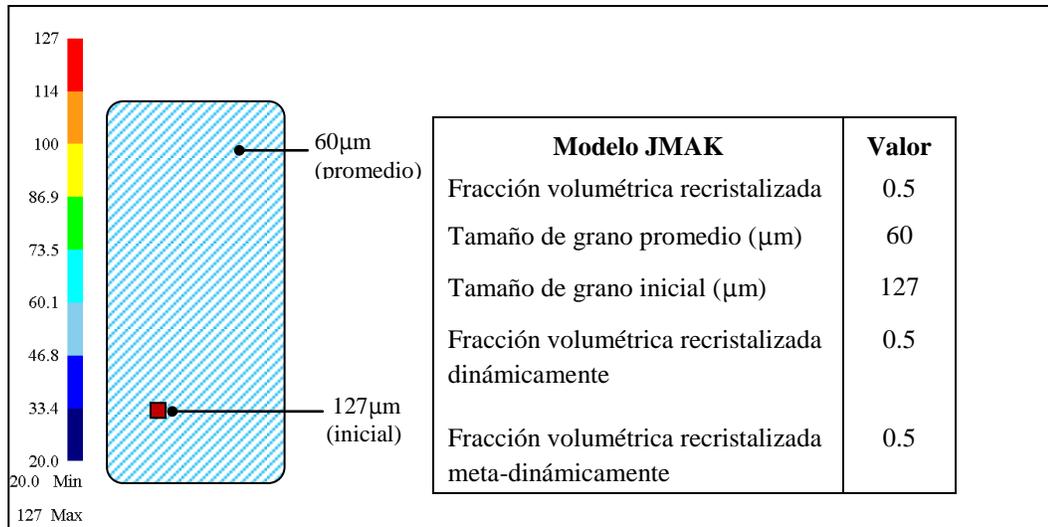


Figura 6.5 Parámetros iniciales del modelo JMAK en la evaluación del tamaño de grano después de forja.

La **Tabla 6.4** exhibe las constantes involucradas en el modelo por autómatas celulares. Las formulaciones que rigen el cambio de estado, ecuaciones 4.27 a 4.30, tienen como objetivo determinar el cambio microestructural (en función de la densidad de dislocaciones) durante la deformación en caliente a través de modelos discretos con fundamentos físicos.

Tabla 6.4 Parámetros utilizados en el modelo CA a 980°C [21-23]

G (MPa)	h_0 (μm^{-2})	r	m	Q (kJ/mol)	v_0 ($\mu\text{m/s}$)	b (μm)	ε_0 (s^{-1})
60000	2547	25	0.135	285000	0.1	0.00025	1

Las expresiones para h y r (ecuación 4.27) fueron determinadas de las curvas experimentales esfuerzo-deformación del Inconel 718 y mediante metodologías desarrolladas en estudios previos, según se observa en el anexo B [3,21-22]. El estado inicial del material se considera como recocido, con un valor de densidad de

dislocaciones inicial de $0.001\mu\text{m}/\mu\text{m}^3$ [23]. El esfuerzo de flujo de la aleación 718 se definió en función de la temperatura según se observa en la **Figura 6.6**.

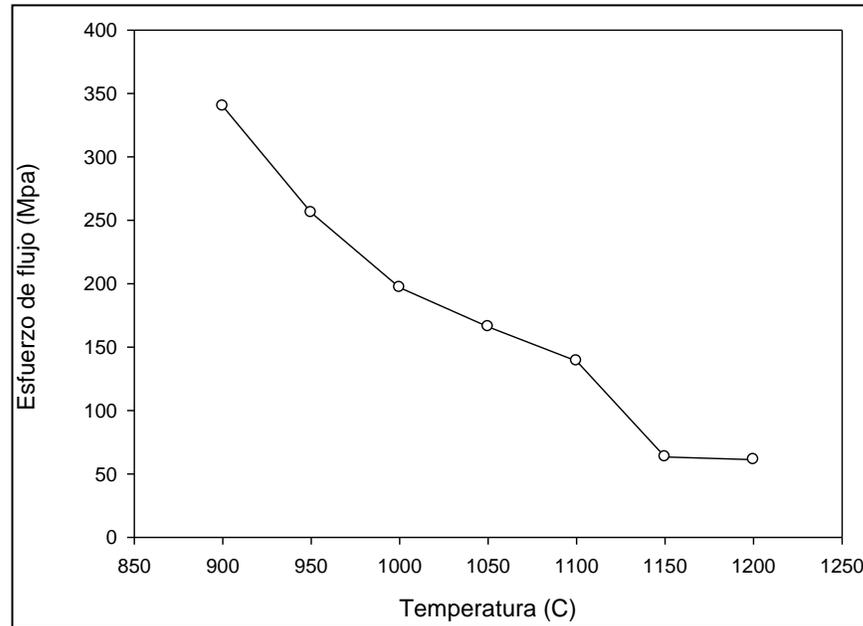


Figura 6.6 Esfuerzo natural del Inconel 718 en función de la temperatura.

6.1.2 Simulación en compresión isotérmica

Las características del modelo numérico implementado para la simulación de compresión isotérmica se muestran en la **Figura 6.7**.

	Modelo FEM 2D	
	Modelo	Axisimétrico
	Numero de pasos por simulación	100
	Desplazamiento de dado por paso (mm)	0.045
	Método de iteración	Newton-Raphson
	Número de elementos	2056
	Número de nodos	2328
	Máx. deformación en elemento	0.1
	Límite de error por convergencia	0.001
	Límite de error por fuerza	0.01

Figura 6.7 Modelo FEM en simulación bidimensional de forja abierta.

La validación del modelo involucra la compresión isotérmica del Inconel 718 a la temperatura de 1020°C. La **Figura 6.8** muestra los gráficos esfuerzo-deformación obtenidos de las probetas sujetas a compresión axial. La condición microestructural inicial de las muestras es el resultado de las condiciones de forja a un solo paso S1 y M1 con temperaturas de forja inicial a 1050°C y 1020°C (Tabla 5.1), para estas condiciones se evaluaron dos zonas de acuerdo a la Figura 6.4. El desplazamiento total del dado superior fue de 8mm, además de considerar un coeficiente de fricción por cortante de 0.5 y un coeficiente de transferencia de calor de 5 N/seg/mm/°C.

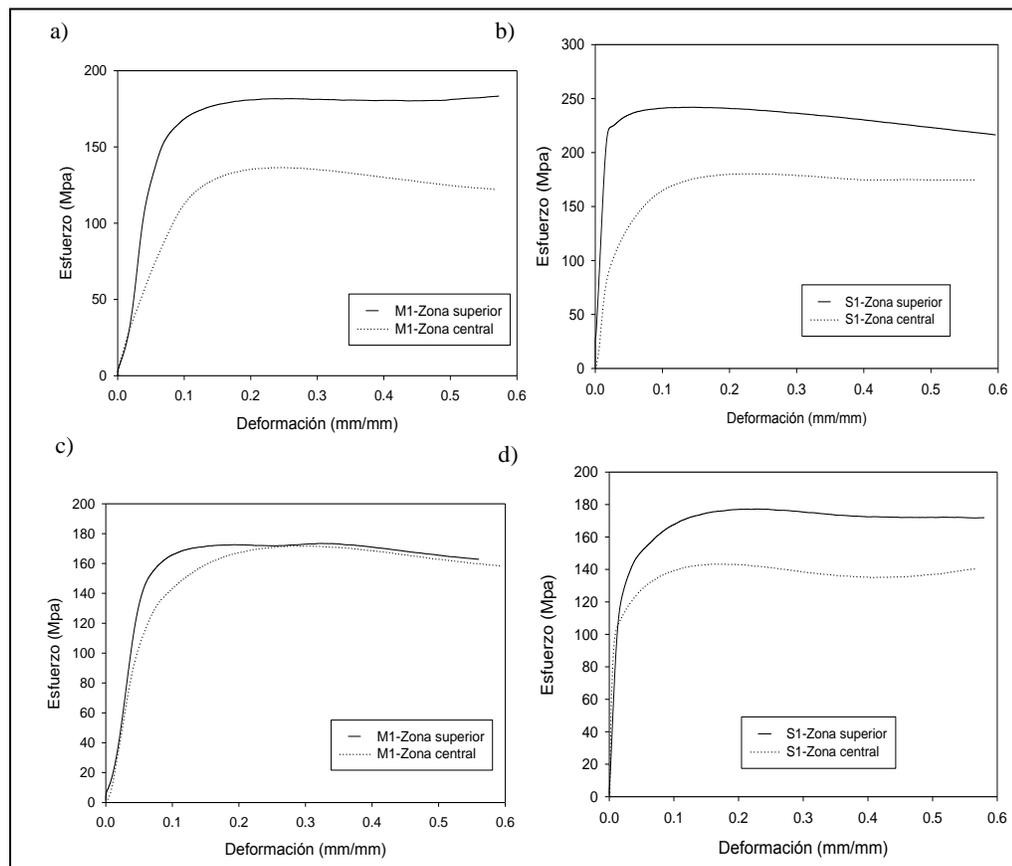


Figura 6.8 Gráficos esfuerzo-deformación del Inconel 718 a) S1-980°C, b) S1-1020°C, c) M1-980°C y d) M1-1020°C, modificado de referencia [23].

La evaluación del modelo para el material Incoloy 909 bajo compresión axial se desarrolló a las temperaturas de 900°C y 1060°C con velocidad de deformación de $0.1s^{-1}$ a una deformación verdadera de 0.8, tal como se muestra en la Tabla 5.7 y Figura 5.7. Se definió un incremento de 0.051mm por cada paso de simulación considerando un total de 100 pasos en el modelo.

6.1.3 Simulación numérica del rolado

El proceso de rolado y sus principales características fueron tratadas en el capítulo 3 y capítulo 5. En este último, la sección 5.3 describe las condiciones iniciales del modelo para el rolado en caliente de la aleación 718. El modelo implementado en la plataforma Deform 3D™ se observa en la **Figura 6.9**.

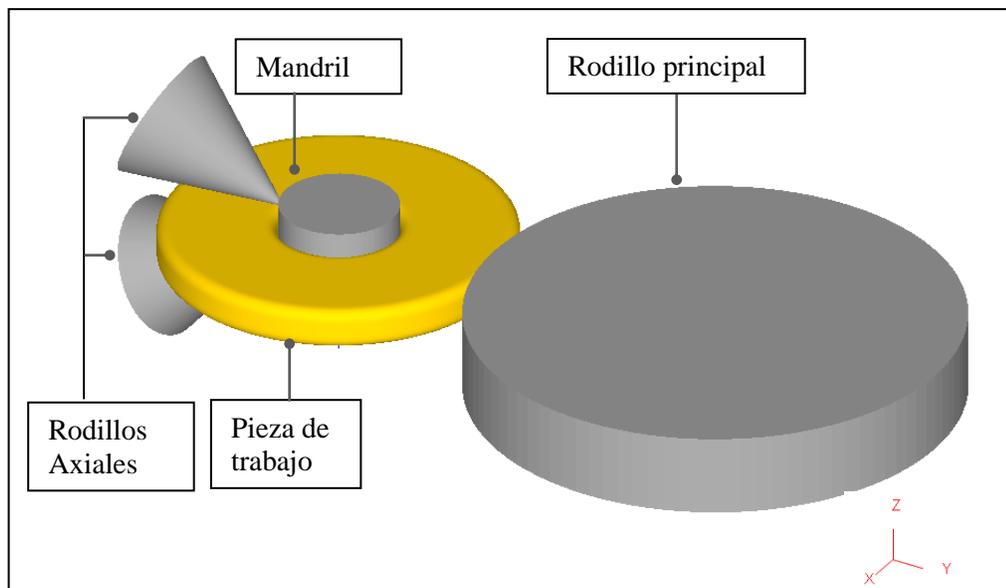


Figura 6.9 Modelo FEM para la simulación tridimensional de rolado en caliente.

En los procesos de rolado, la pieza de trabajo se somete a grandes deformaciones, generando un gran movimiento relativo entre material deformado y

los rodillos. La malla inicial en estos procesos generalmente tiene una buena definición, con una distribución de densidad de malla adaptativa. A medida que progresa la simulación, la malla tiende a distorsionarse significativamente. Por lo tanto, es necesario generar una nueva malla e interpolar los datos de simulación de la malla previa hacia la nueva malla para obtener resultados precisos. La generación automática de malla en la plataforma Deform TM cumple con dos propósitos; 1) determinar la distribución de densidad de malla óptima y 2) generar la malla de elementos finitos basada en esta densidad [11].

Las características de malla del modelo FE desarrollado se observan en la Figura 6.10. El modelo incluye la posibilidad de remallado automático [24].

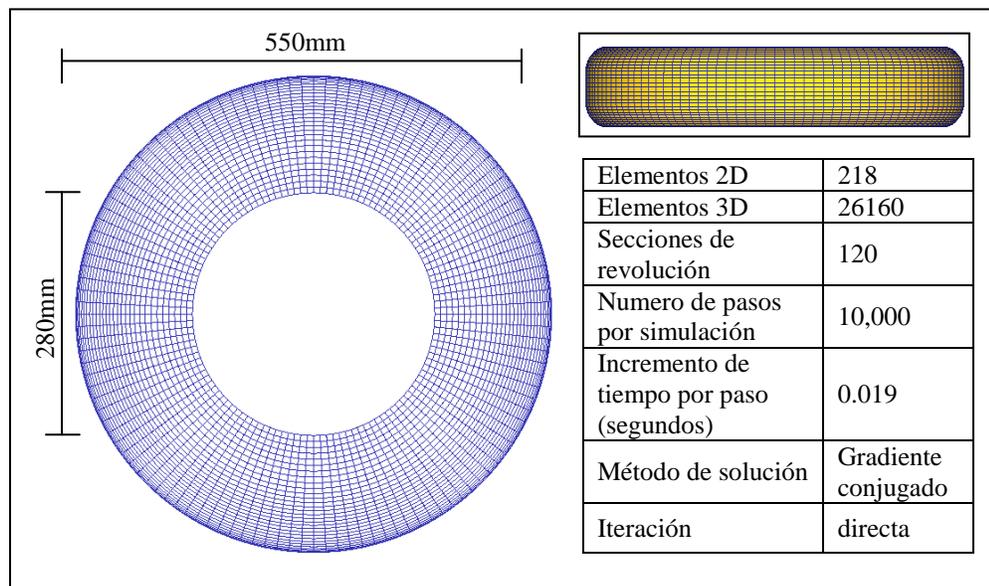


Figura 6.10 Parámetros iniciales de malla para análisis por elementos finitos tridimensional del rolado en caliente.

En el mallado de la geometría inicial se consideró una malla interna con una mayor dimensión comparada con las regiones en contacto con los rodillos de trabajo.

Inicialmente, se generó una malla bidimensional con 120 secciones de revolución para su conversión tridimensional posterior, como se distingue en la Figura 6.10.

Se consideró un modelo no isotérmico, desarrollándose cálculos de cambio de temperatura en el anillo a través de la modelación de la geometría completa. Las propiedades mecánicas y térmicas del modelo se describen en las Figuras 6.2 y 6.3. Respecto a las condiciones fronteras de la Tabla 5.9, se considera un coeficiente de fricción por cortante de 0.7 y un coeficiente de transferencia de calor con valor de 5 N/s/mm/°C debido a que este proceso se realiza sin lubricación, generando grandes cambios dimensionales.

La evaluación microestructural del modelo incluye modelos JMAK en función del tamaño de grano (Tablas 4.1 y 4.2 del capítulo 4) para la determinación del tamaño de grano recristalizado de forma metadinámica. Los valores de entrada del modelo microestructural se obtienen del resultado del cálculo FE en el rolado, considerando las variables de proceso; temperatura, deformación, tamaño de grano inicial y velocidad de deformación.

El modelo del rolado finaliza cuando se cumple con un determinado criterio, en el modelo desarrollado se define como condición de paro la dimensión de diámetro externo del anillo con valor de 676mm, de acuerdo al análisis de rolado desarrollado en la referencia [25].

6.2 Referencias

1. O. König, FELYX – “*The Finite Element Library eXperiment*”, página web felyx.sourceforge.net (2002).
2. Petr Parik, “*An Out-of-core Sparse Direct Solver for Very Large Finite Element Problems*”, Czech Technical University in Prague, Ph.D. Thesis (2011).
3. Y.V.R.K. Prasad and S. Sasidhara, “*Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*”, (1997) ASM International.
4. DEFORM Library; “*Deform Software V10.2*”, Scientific Forming Technologies Corporation (2012).
5. Fran Cverna, ASM Ready Reference: “*Thermal Properties of Metals*”, (2002) ASM International.
6. S.H. Lee, S.W. Kim, and K. H. Kang, “*Effect of Heat Treatment on the Specific Heat Capacity of Nickel-Based Alloys*”, International Journal of Thermophysics, Vol.27, No.1, (2006).
7. *Special Metals*, página electrónica, <http://www.specialmetals.com/>, Inconel 718 e Incoloy 909, revisión (2012).
8. S.H. Lee, S.W. Kim, and K. H. Kang, “*Effect of Heat Treatment on the Specific Heat Capacity of Nickel-Based Alloys*”, International Journal of Thermophysics, Vol.27, No.1, (2006).
9. J.R. Davis, “*ASM Specialty Handbook-Heat Resistant Alloys*”, ASM International, (1997).
10. Jesús Urdiales, et al., “*Modelling Hot Deformation of Fe-Ni Alloys for the Aerospace Industry*”, 23rd European Conference on Modelling and Simulation, ECMS (2009).
11. Taylan Altan, et al., “*Cold and Hot Forging, fundamentals and applications*”, ASM International, (2005).

12. ASTM E112-96, “*Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*”, (2004) ASTM International.
13. J.M Zhang, et al., “*Grain growth model of IN718 during holding period after hot deformation*”, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 101, Issues 1–3, (2000) 25–30.
14. J.M Zhang, et al., “*Modeling of grain size in superalloy IN718 during hot deformation*”, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 88, Issues 1–3, (1999) 244–250.
15. J.T. Yeom, C.S. Lee, J.H. Kim, and N.K. Park, “*Finite-element analysis of microstructure evolution in the cogging of an Alloy 718 ingot*”, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 449-451, (2007)722-726.
16. D. Huang, W.T. Wu, D. Lambert, and S.L. Semiatin, “*Computer simulation of microstructure evolution during hot forging of Waspaloy and nickel alloy 718*”, *Microstructure Modeling and Prediction during Thermomechanical Processing*, Proceedings, Eds. R. Srinivasan, S.L. Semiatin, A. Beaudoin, S. Fox and Z. Jin, TMS, (2001)137-46.
17. Zhou, L.X., Baker, T.N., “*Effects of dynamic and metadynamic recrystallization on microstructures of wrought IN 718 due to hot deformation*”, *Materials Science and Engineering A*. 196 (1995) 89-95.
18. Medeiros, S.C., Prasad, Y.V.R.K., Frazier, W.G., Srinivasan, “*Microstructural modeling of metadynamic recrystallization in hot working of IN 718 superalloy*”, *Materials Science and Engineering A*. 293, (2000) 198-207.
19. Mosser, P.E., Leconte, G., Leray, J., Lasalmonie, A., Honnorat, Y., “*Metallurgical aspects of forge modeling in alloy 718*”, Loria, E.A. (Eds.), *Superalloys 718 Metallurgy and applications*. TMS, Warrendale, PA, (1989) 179-188.
20. Zhang, J.M., Gao, Z.Y., Zhuang, J.Y., Zhong, Z.Y., “*Mathematical modeling of the hot-deformation behavior of superalloy IN 718*”, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 30, (1999) 2701-2717.
21. X. Queleennec, et al., “*Work hardening and kinetics of dynamic recrystallization in hot deformed austenite*”, 15th International Conference on

the Strength of Materials (ICSMA-15), Journal of Physics: Conference Series 240 (2010).

22. Pedro J. Paramo, “*Caracterización microestructural y mecánica de una aleación INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes condiciones*”, Tesis de Maestría, UANL, (2011).
23. Gourdet, F. Montheillet, “*A model of continuous dynamic recrystallization*”, Acta Materialia 51 (2003) 2685–2699.
24. Wu et al., “*Development of a Three Dimensional Finite Element Based Process Simulation Tool for the Metal Forming Industry*”, Proceedings of the Third Biennial Joint Conference on Engineering Systems Design and Analysis, Montpellier (1996).
25. J. Huez. J-L. Noyes and J. Coupu, “*Three-Dimensional Finite-Element Simulation of Hot Ring Rolling*”, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, TMS, (2001).

Resultados de la simulación microestructural

7.1 Introducción

El capítulo está dedicado a presentar los resultados del comportamiento en caliente de las aleaciones base níquel Inconel 718 e Incoloy 909 a través de la aplicación de modelos microestructurales. El uso e implementación de modelos JMAK y modelos discretos será abordado en forma paralela a lo largo de este capítulo. La aplicación de los modelos microestructurales en conjunto con la plataforma FEM DeformTM permite el cálculo de las principales variables influyentes en el comportamiento mecánico. El conocimiento del comportamiento de las variables de proceso es un factor de gran importancia en el cálculo del cambio microestructural durante las operaciones de formado a elevada temperatura.

De manera inicial, la sección 7.2 aborda los resultados obtenidos en el proceso de forja abierta en secuencias a un solo paso y dos pasos de deformación, descritos previamente en la sección 5.2. Posteriormente se muestran los resultados de la simulación mediante autómatas celulares para las pruebas de compresión a elevada temperatura con diferentes condiciones de deformación. Finalmente, en la sección 7.3 se presentan los resultados microestructurales del rolado de anillos en caliente utilizando modelos empíricos para la determinación del tamaño de grano final después del formado.

7.2 Simulación de forja en caliente

7.2.1 Forja abierta a un paso de deformación

Los resultados de las operaciones de forja a un paso de deformación; S1, M1, I1 e I3 son presentados en esta sección. La tabla 5.2 del capítulo 5 describe las características iniciales de las condiciones de forja.

a) Condición S1

Se distinguen cuatro zonas de distribución de grano después de forja; la región superior, central, lateral e inferior. Cada zona definida muestra aspectos microestructurales característicos, según se observa en la **Figura 7.1**. La zona central presenta recristalización completa con un tamaño de grano promedio de $19\mu\text{m}$. Situación contraria a las regiones superior e inferior donde existe un crecimiento de grano considerable con valores de $107\mu\text{m}$ y $89\mu\text{m}$ respectivamente. La zona lateral, con un valor efectivo de $42\mu\text{m}$, muestra una condición intermedia a las zonas descritas previamente, presentando recristalización parcial con distribución homogénea de grano.

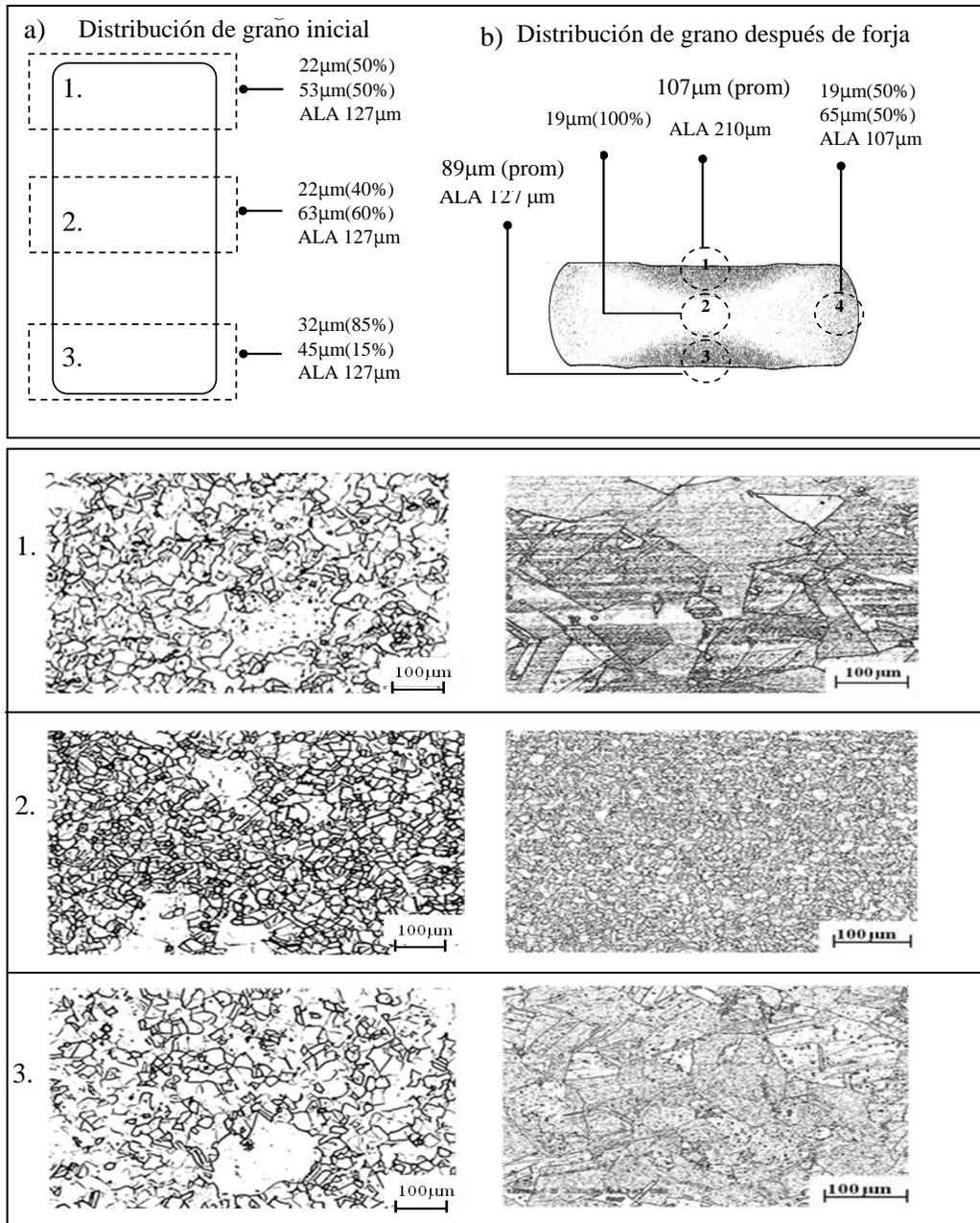


Figura 7.1 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la condición de forja S1 a una temperatura inicial de 1050 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C₂H₆O-HNO₃).

Los resultados del modelo JMAK para de la evolución de tamaño de grano promedio se muestran en las **Figura 7.2**. Las regiones superior e inferior presentan un

tamaño de grano promedio de $63.4\mu\text{m}$, en contraste con las regiones central y lateral con valores promedio de $20\mu\text{m}$.

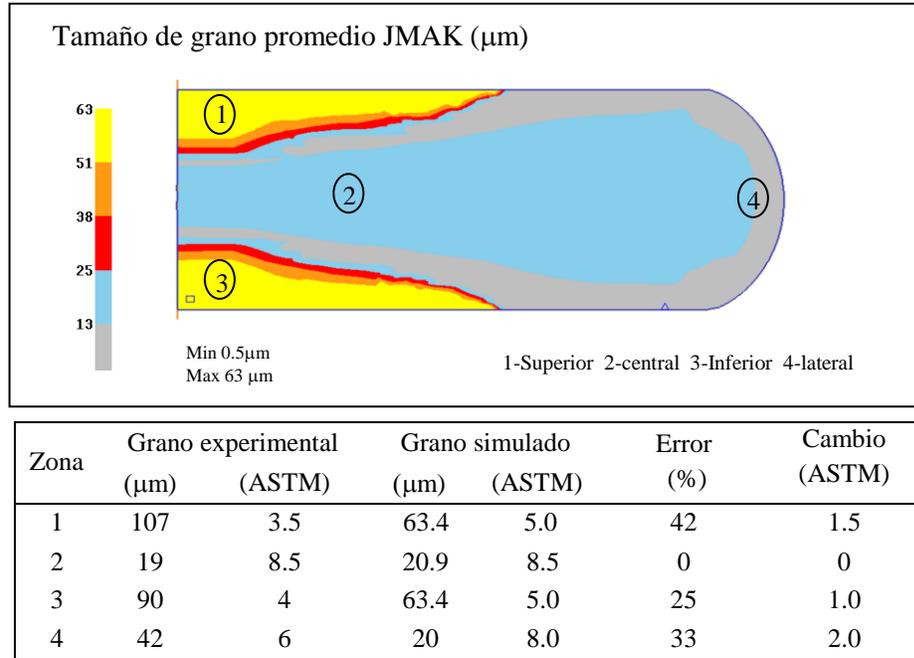


Figura 7.2 Tamaño de grano por zonas de la forja S1 a 1050°C .

La fracción recristalizada de la condición de forja S1, exhibida en la **Figura 7.3**, distingue la evolución del tamaño de grano después de la deformación y durante el enfriamiento. La zona central recristaliza completamente después de la deformación y durante el enfriamiento se promueve un incremento en la fracción recristalizada de las regiones próximas, según se observa en la imagen b) de la Figura 7.3.

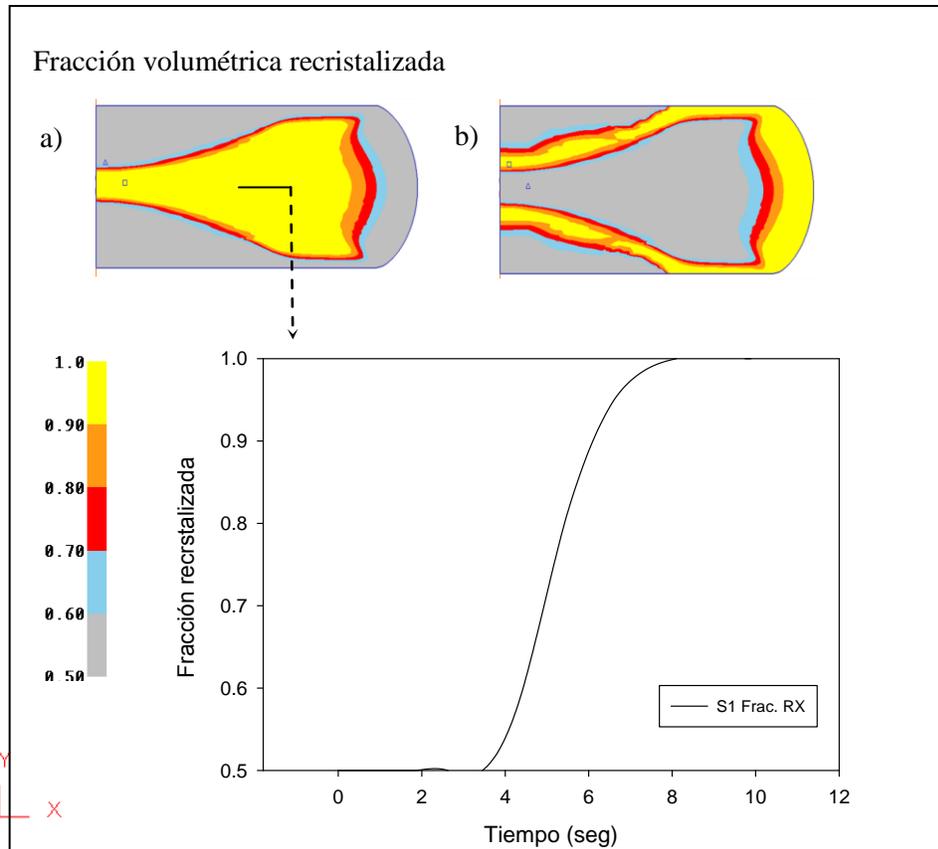
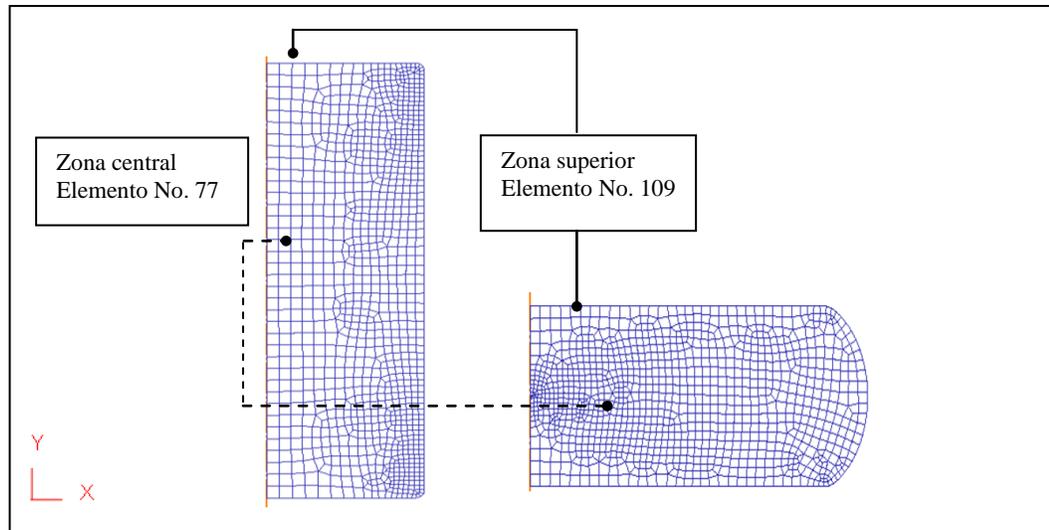


Figura 7.3 Fracción recrystalizada a) DRX y b) MDRX después del enfriamiento de la forja S1 a 1050°C.

El análisis del comportamiento microestructural por elemento de la **Figura 7.4** describe el comportamiento en dos regiones, al inicio y posterior a la forja en caliente. El elemento 109, seleccionado en la región superior, tiene un valor de temperatura promedio 1013.2°C de acuerdo al modelo, además de no presentar deformación retenida. El análisis puntual de la región central (elemento 77) exhibe un incremento de temperatura de 24°C y un valor de deformación efectiva de 2.4.



Modelo JMAK	Elemento 109		Elemento 77	
	Inicial	Después de forja	Inicial	Después de forja
Fracción vol. recristalizada	0.5	0.5	0.5	1
Tamaño de grano promedio (μm)	45	63.5	45	18.3
Tamaño de grano inicial (μm)	127	127	127	127
Fracción volumétrica DRX	0.5	0.5	0.5	1
Fracción volumétrica MDRX	0	0	0	0
Fracción volumétrica SRX	0	1.7e-7	0	0
Tamaño de grano DRX (μm)	0	0	0	18.3
Tamaño de grano SRX (μm)	0	23.68	0	0
Tiempo durante deformación (s)	-	0.17	-	9.8
Deformación retenida	-	0	-	2.4
Deformación de pico	-	0.208	-	0.32
Velocidad promedio (1/s)	-	0.0012	-	0.25
Temperatura promedio ($^{\circ}\text{C}$)	-	1013.2	-	1074.1

Figura 7.4 Simulación numérica JMAK del elemento superior 109 y el elemento central 77 durante la forja S1 a 1050°C.

El modelo JMAK de la **Figura 7.5**, además de ilustrar las principales zonas de análisis del tamaño de grano promedio, muestra los errores absolutos en la evolución de grano. Se observa que el error absoluto en la zona central de la condición de forja S1 es inferior al 10%.

En los resultados microestructurales del modelo discreto por autómatas celulares (CA), mostrado en la **Figura 7.5**, se distinguen dos condiciones de tamaño de grano característico. La zona superior (Punto 1) presenta recristalización parcial y

un tamaño de grano máximo al finalizar la deformación de $209\mu\text{m}$. En cambio, el análisis microestructural central (Punto 2) exhibe un material recrystalizado con tamaño de grano promedio de $13.5\mu\text{m}$.

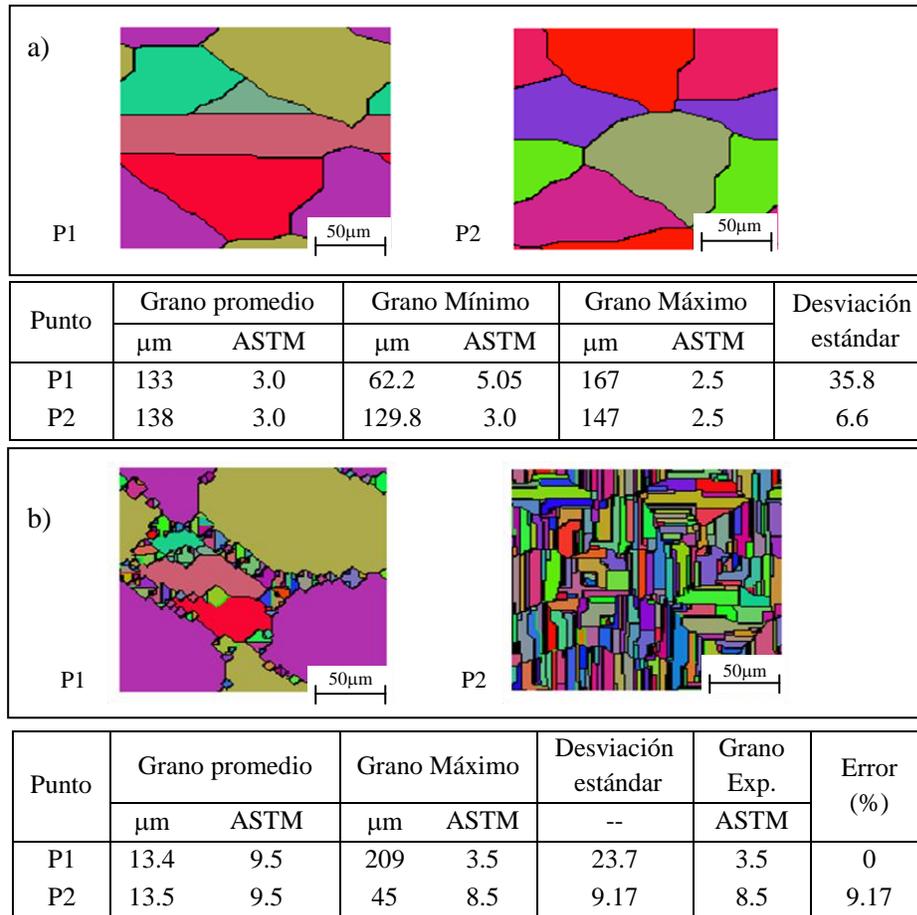


Figura 7.5 Modelado microestructural mediante autómatas celulares de la zona central y superior, a) antes y b) después de la forja S1 a 1050°C .

Los resultados numéricos para la deformación efectiva y el cambio de temperatura se observan en la **Figura 7.6**. Las zonas superior y central, definidas por los puntos de análisis 1 y 2, comprenden valores de deformación efectiva de 0.32mm/mm y 2.9 mm/mm respectivamente. La zona central exhibe un incremento de temperatura de 40°C durante la deformación. En cambio, la zona superior presenta

un decremento de temperatura en la misma proporción, con un valor mínimo de 1010°C.

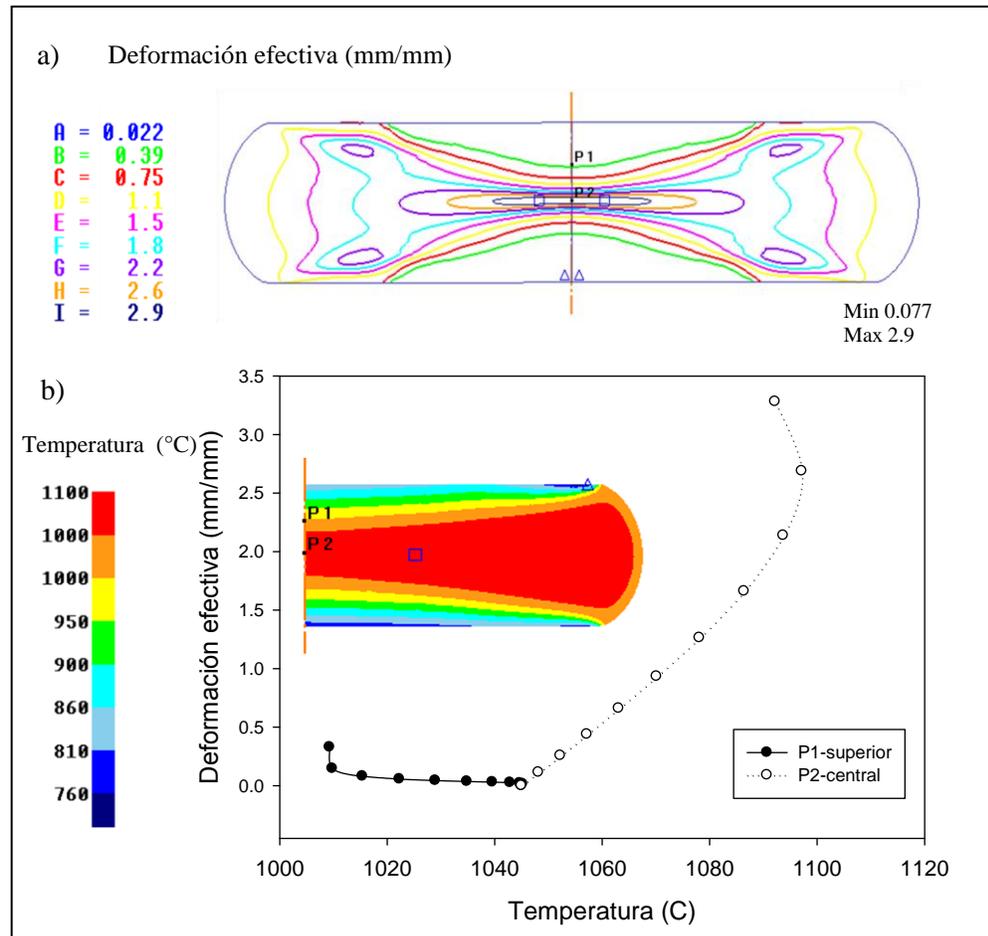


Figura 7.6 a) Resultados numéricos de la deformación efectiva y b) el cambio de temperatura en las zonas superior e inferior de la forja S1 a 1050°C.

b) Condición M1

Los resultados experimentales de la condición de forja M1, deformada 73% a la temperatura inicial de 1020°C, se muestran en la **Figura 7.7**. La zona central presenta recristalización completa con un tamaño de grano promedio de 16µm. La región superior presenta indicios de recristalización de collar con un valor de tamaño

de grano promedio de $75\mu\text{m}$. La zona inferior presenta una distribución homogénea de grano recrystalizado con un valor promedio de $67\mu\text{m}$.

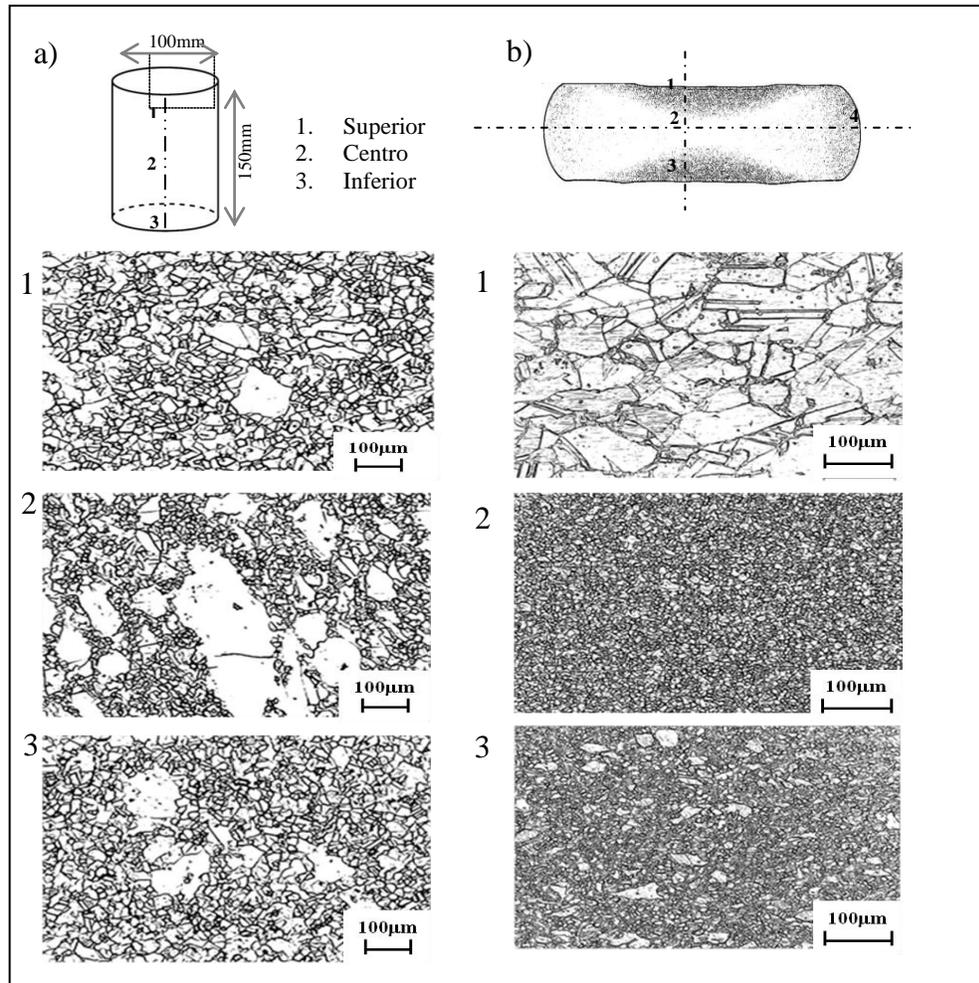


Figura 7.7 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la condición de forja M1, deformada a la temperatura inicial de 1020°C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico $\text{HCl-C}_2\text{H}_6\text{O-HNO}_3$).

La **Figura 7.8** muestra los resultados del modelo JMAK de la evolución de tamaño de grano promedio en la condición de forja M1. Las regiones superior e inferior presentan un tamaño de grano promedio aproximado a $60\mu\text{m}$, en cambio, la región central y lateral exhiben valores promedio de $14.5\mu\text{m}$ y $16.3\mu\text{m}$

respectivamente. El error absoluto para la región central, inferior y lateral es menor al 6 por ciento, la zona superior presenta un error aproximado al 11%.

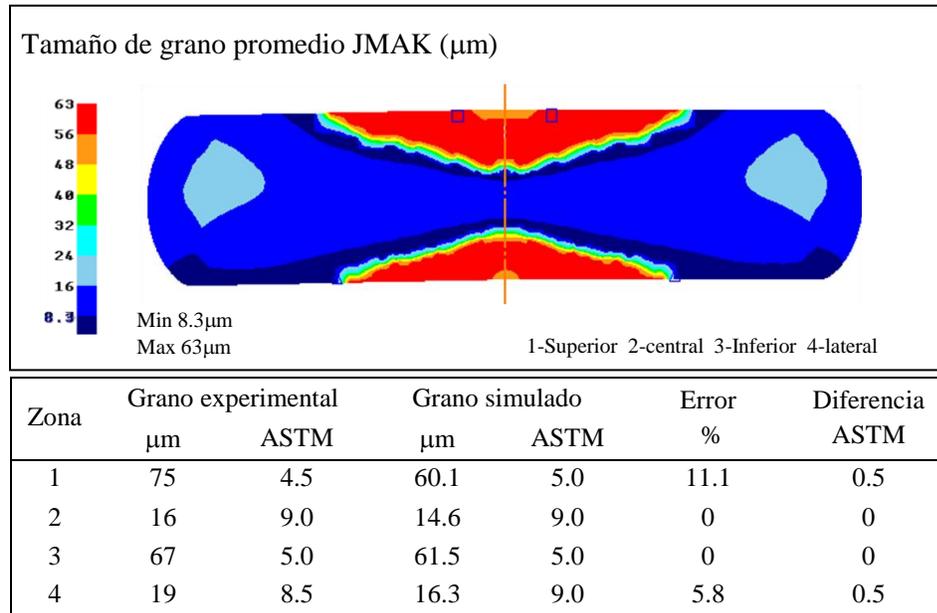


Figura 7.8 Modelo JMAK para el tamaño de grano promedio de la forja M1 a 1020°C.

La simulación de la fracción recristalizada en la forja M1 se presenta en la **Figura 7.9**. La zona central recristaliza completamente después de la deformación. En cambio, la sección lateral cercana a la zona de curvatura externa, exhibe una disminución en la fracción recristalizada como se observa en el inciso a) de la Figura 7.9.

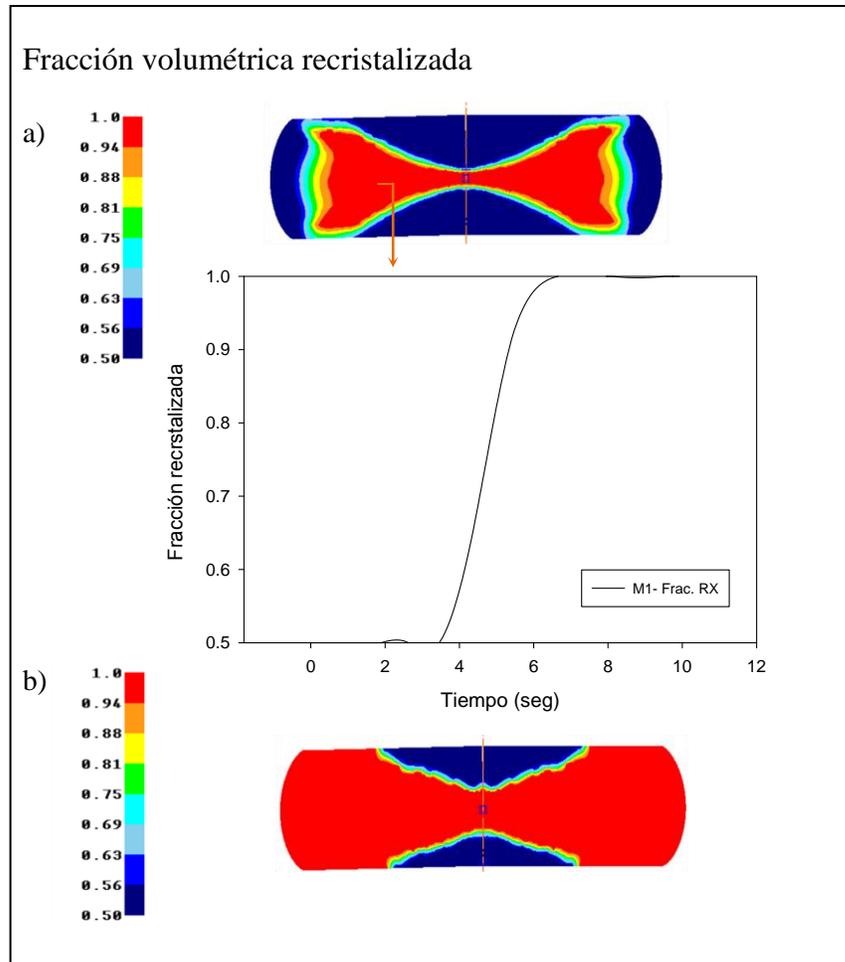


Figura 7.9 Simulación de la fracción volumétrica recrystalizada a) durante la deformación y b) después de enfriamiento de la forja M1 a 1020°C.

En el modelo CA mostrado en la **Figura 7.10**, el punto 1 ubicado en la zona superior presenta una microestructura con recrystalización parcial y un tamaño de grano máximo al finalizar la deformación de 97.2 μm . El análisis microestructural de la zona central exhibe un material recrystalizado con tamaño de grano promedio de 10.5 μm .

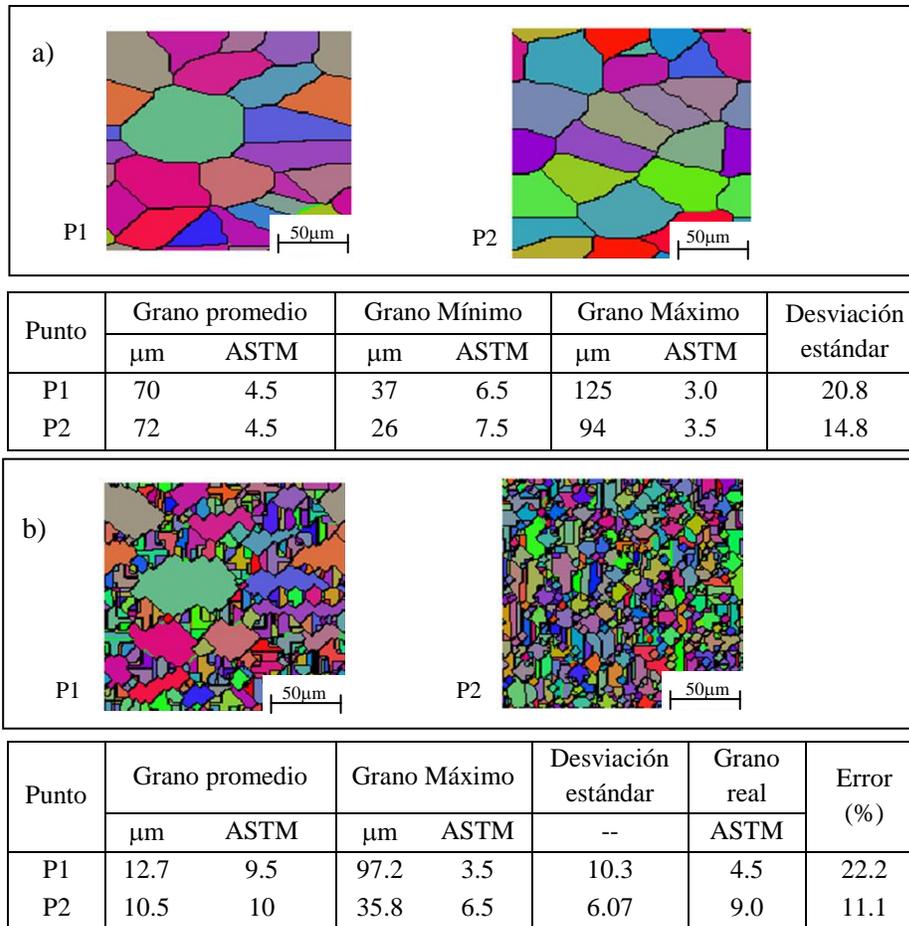


Figura 7.10 Simulación microestructural por autómatas celulares de la región superior e inferior, a) antes y b) después de la forja M1 a 1020°C.

Los resultados por análisis de elementos finitos de la deformación efectiva se observan en la **Figura 7.11**. La zona de análisis central presenta un valor de deformación efectiva de 3.41 mm/mm y un cambio de temperatura de 50°C en relación a la temperatura de forja inicial.

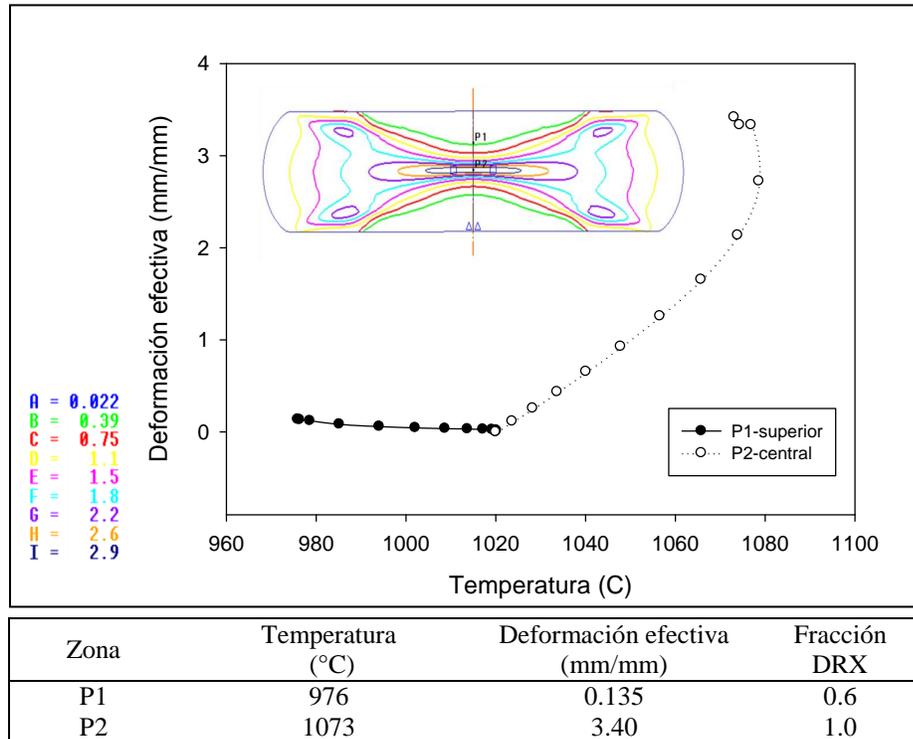


Figura 7.11 Simulación de la deformación efectiva en zonas superior e inferior de la forja M1.

c) Condición II

Los resultados para la determinación del tamaño de grano promedio de la condición de forja II (1000°C) puede observarse en la **Figura 7.12**. Las regiones superior e inferior de la condición forjada presentan un tamaño de grano promedio de 30.2µm y 46µm respectivamente. La zona central exhibe una microestructura uniforme con un valor de tamaño de grano de 11µm.

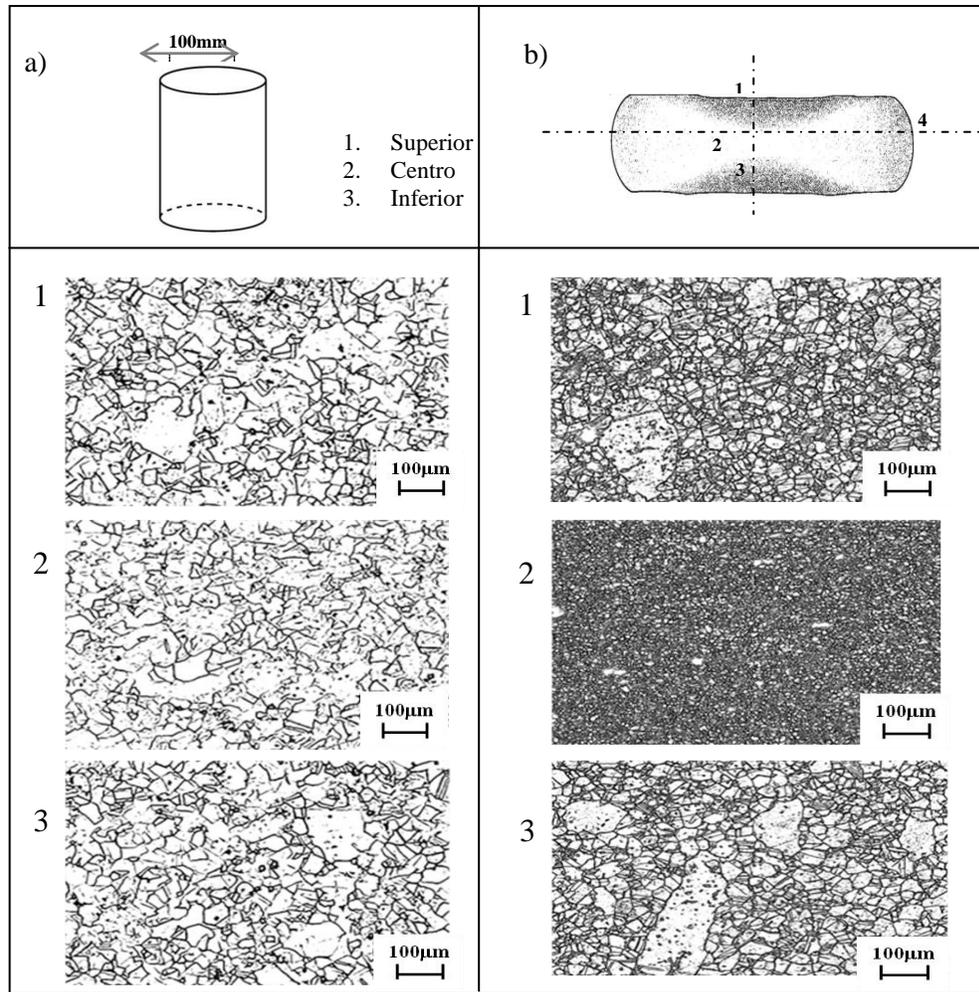


Figura 7.12 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja I1 a 1000°C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico $\text{HCl-C}_2\text{H}_6\text{O-HNO}_3$).

Los resultados de la evolución de tamaño de grano promedio JMAK se exhiben en la **Figura 7.13**. En la condición de forja M1, las regiones superior e inferior presentan un tamaño de grano promedio de $63.5\mu\text{m}$ y $61.5\mu\text{m}$ respectivamente. La región central se ubica un tamaño de grano promedio de $11\mu\text{m}$. El error absoluto para la región superior e inferior tiende a incrementar, mientras que el valor central permanece con buena aproximación.

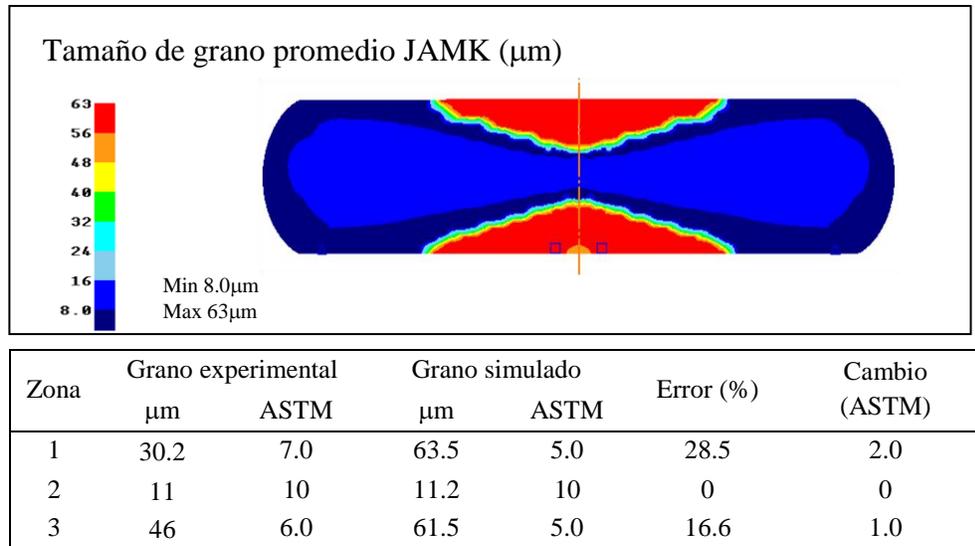


Figura 7.13 Resultados numéricos de tamaño de grano promedio JMAK de la forja II a 1000°C .

La simulación de la fracción recrystalizada en la condición de forja a 1000°C se observa en la **Figura 7.14**. La zona central recrystaliza completamente después de la deformación, mientras las regiones cercanas a las herramientas de operación no muestran un cambio significativo en la evolución microestructural.

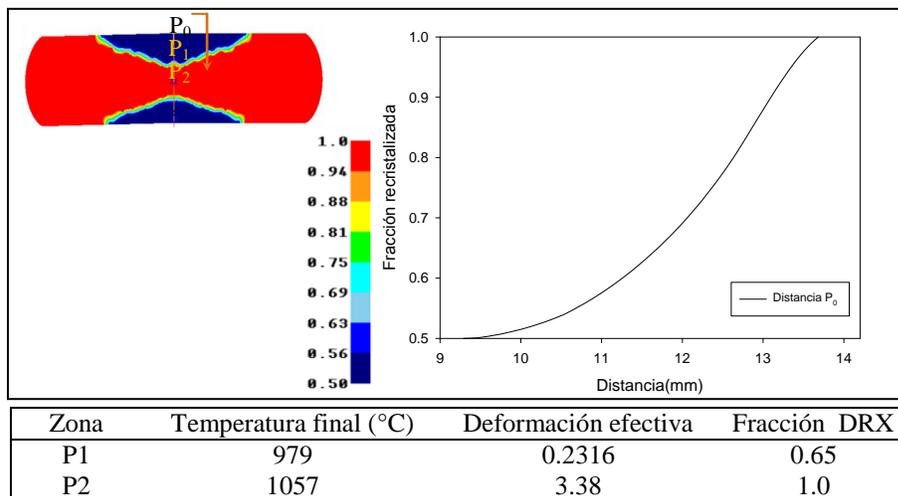


Figura 7.14 Simulación de la fracción volumétrica recrystalizada en la forja II a 1000°C .

En el modelo CA de la **Figura 7.15**, ubica el punto 1 de la zona superior con un tamaño de grano máximo al finalizar la deformación de $69\mu\text{m}$. La microestructura de la zona central exhibe recristalización uniforme con tamaño de grano promedio de $9.14\mu\text{m}$.

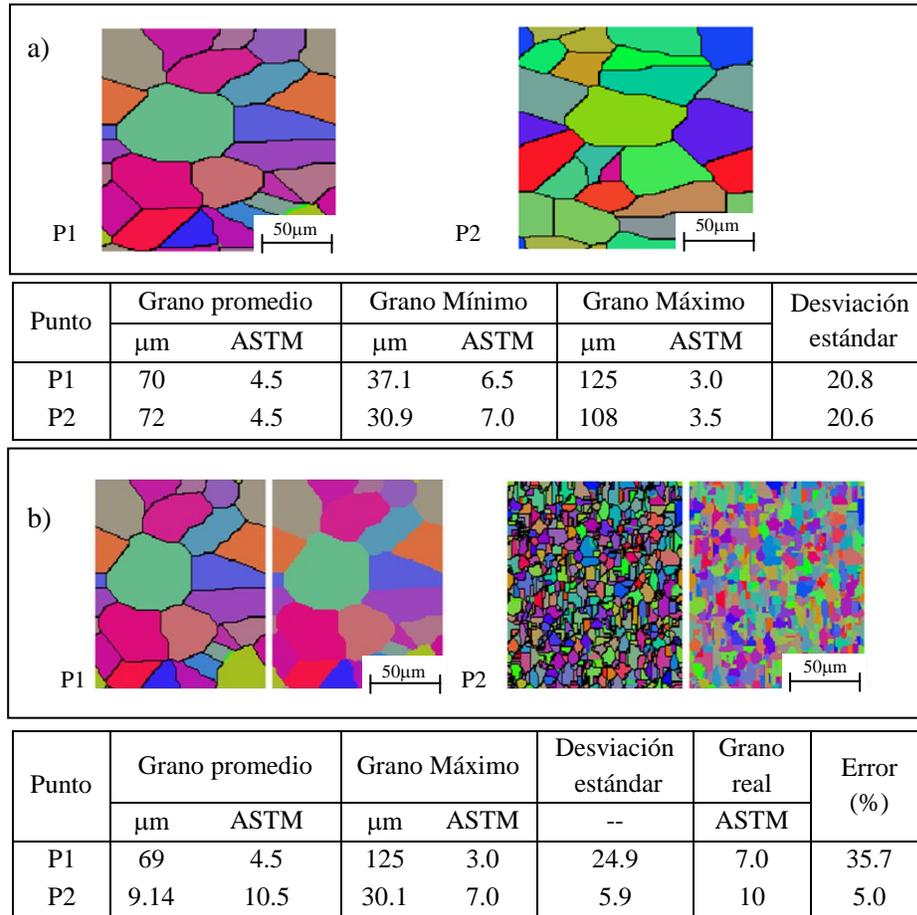


Figura 7.15 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja I1 a 1000°C .

d) Condición I3

Los resultados microestructurales de la condición de forja I3, deformada a la temperatura inicial de 980°C, se muestran en la **Figura 7.16**. La zona central presenta recristalización completa con un tamaño de grano promedio de 13µm. La región superior presenta recristalización de collar y un valor de tamaño de grano promedio de 45µm. La zona inferior presenta un valor de grano recristalizado promedio de 51µm.

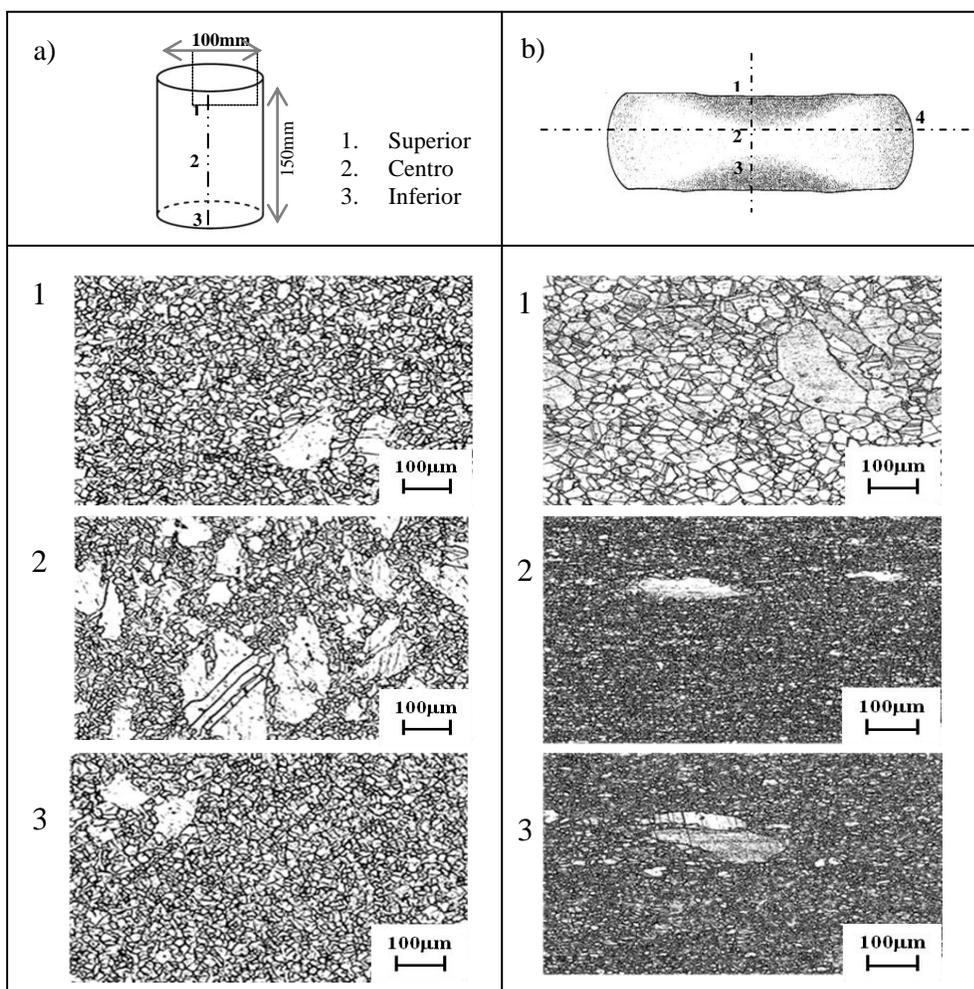


Figura 7.16 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja I3 a 980°C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C₂H₆O-HNO₃).

El modelo JMAK de la **Figura 7.17** muestra el tamaño promedio de grano de la condición de forja I3, las regiones superior e inferior presentan un tamaño de grano promedio de 56 μm y 58 μm respectivamente. El tamaño de grano promedio en la región central tiene un valor de 8.5 μm . El error absoluto es menor al 10% para las condiciones inferior y superior respectivamente.

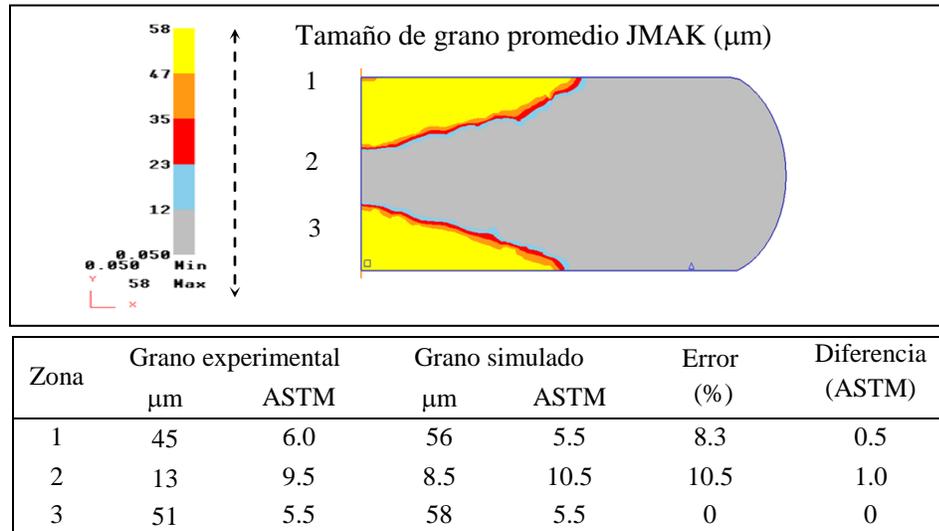


Figura 7.17 Distribución de tamaño de grano de la forja I3 a 980°C

La fracción recrystalizada JMAK de la condición de forja a 980°C se observa en la **Figura 7.18**. La zona central recrystaliza parcialmente después de la deformación. Sin embargo, después del enfriamiento se observa una fracción totalmente recrystalizada en la región central del espécimen, con una temperatura de deformación final de 1042°C y una deformación efectiva de 3.4.

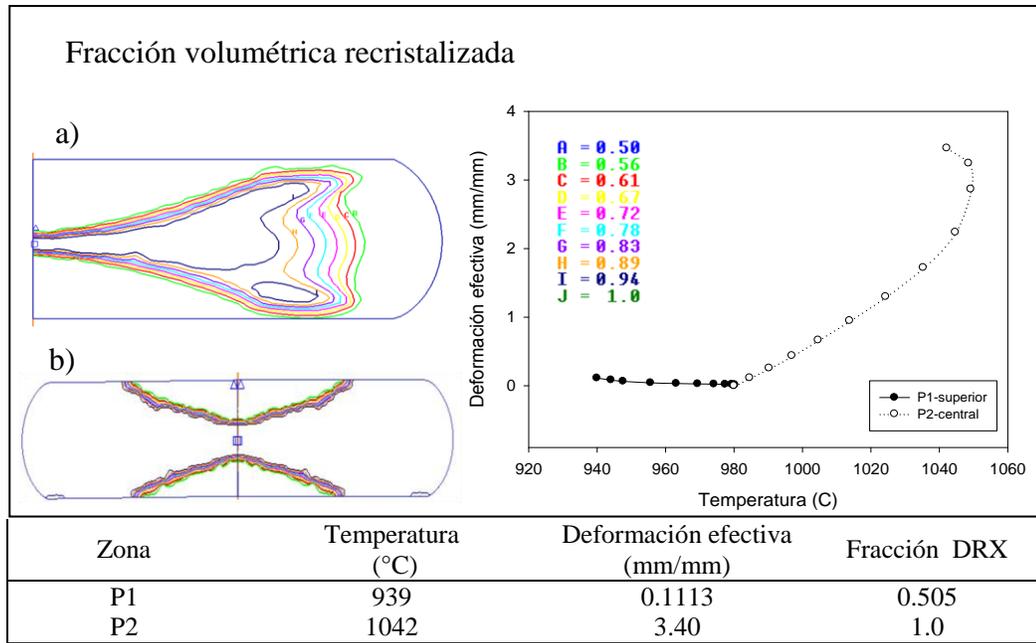


Figura 7.18 Simulación de la fracción volumétrica recrystalizada a) durante y b) después de la forja I3 a 980 °C.

La simulación CA de la **Figura 7.19** registra un valor final de 5.1µm para el análisis puntual del tamaño de grano en la zona central. El tamaño de grano promedio en el punto de análisis numero 1 de la parte superior arroja un valor de 62.5µm y una desviación estándar de 11.3. Los resultados obtenidos de la simulación por autómatas celulares arrojan valores de grano inferiores durante el análisis puntual de las regiones evaluadas.

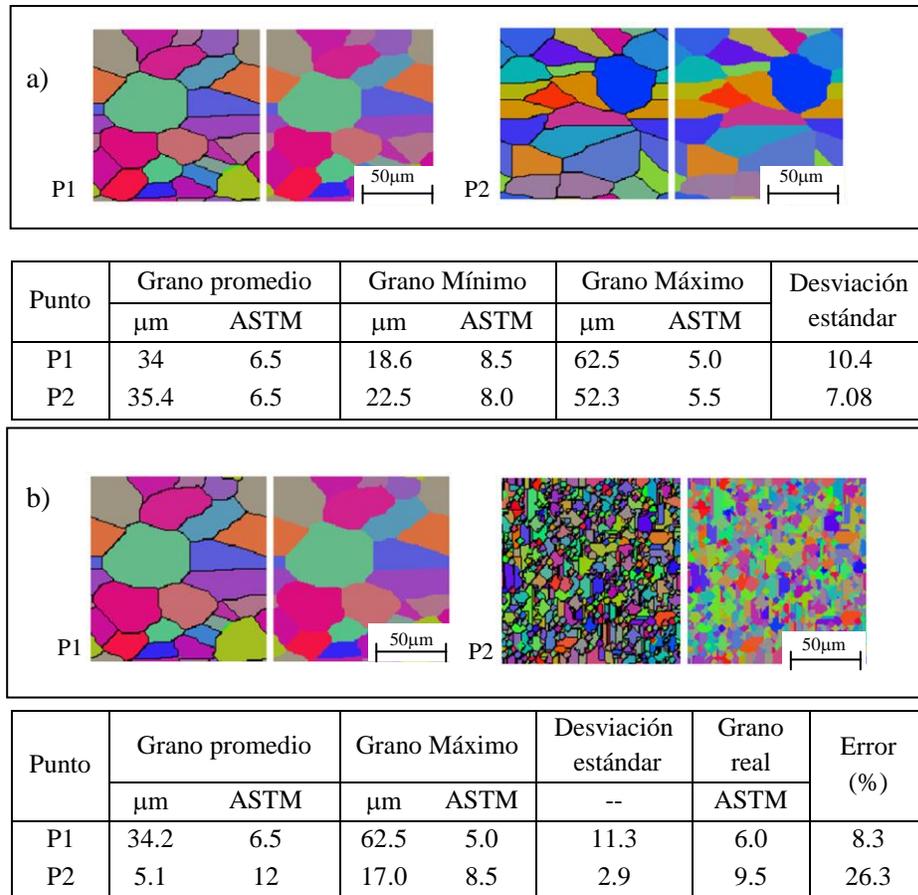


Figura 7.19 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja I3a 980°C.

7.2.2 Forja en secuencia a dos pasos

En esta sección se presentan los resultados de las operaciones de forja realizadas en secuencias a dos tiempos, Tabla 7.1. En las operaciones a dos pasos de deformación, la segunda etapa se efectúa a una temperatura inferior a la inicial, con un rango de temperaturas de 980 °C a 1020 °C.

Tabla 7.1 Operación de forja abierta deformada en dos pasos

Forja	Primer paso				Segundo paso			
	Temperatura (°C)	Altura (mm)	Velocidad (1/s)	Reducción (%)	Calentamiento, (°C)	Altura (mm)	Velocidad (1/s)	Reducción (mm)
S2	1040	75	0.13	50	1020	41	0.26	23
M2	1020	75	0.13	50	1000	41	0.26	23
M3	1020	75	0.13	50	980	41	0.26	23
I2	1000	75	0.13	50	980	41	0.26	23

e) Condición S2

La **Figura 7.20** muestra las micrografías de la condición S2 deformada a dos pasos con una temperatura de forja inicial a 1040 °C y forja final a 1020 °C. La zona central presenta recristalización completa con un tamaño de grano promedio de 16µm. La región superior presenta maclaje y un valor de tamaño de grano promedio de 74µm. La zona inferior exhibe un valor de grano promedio de 77.5µm.

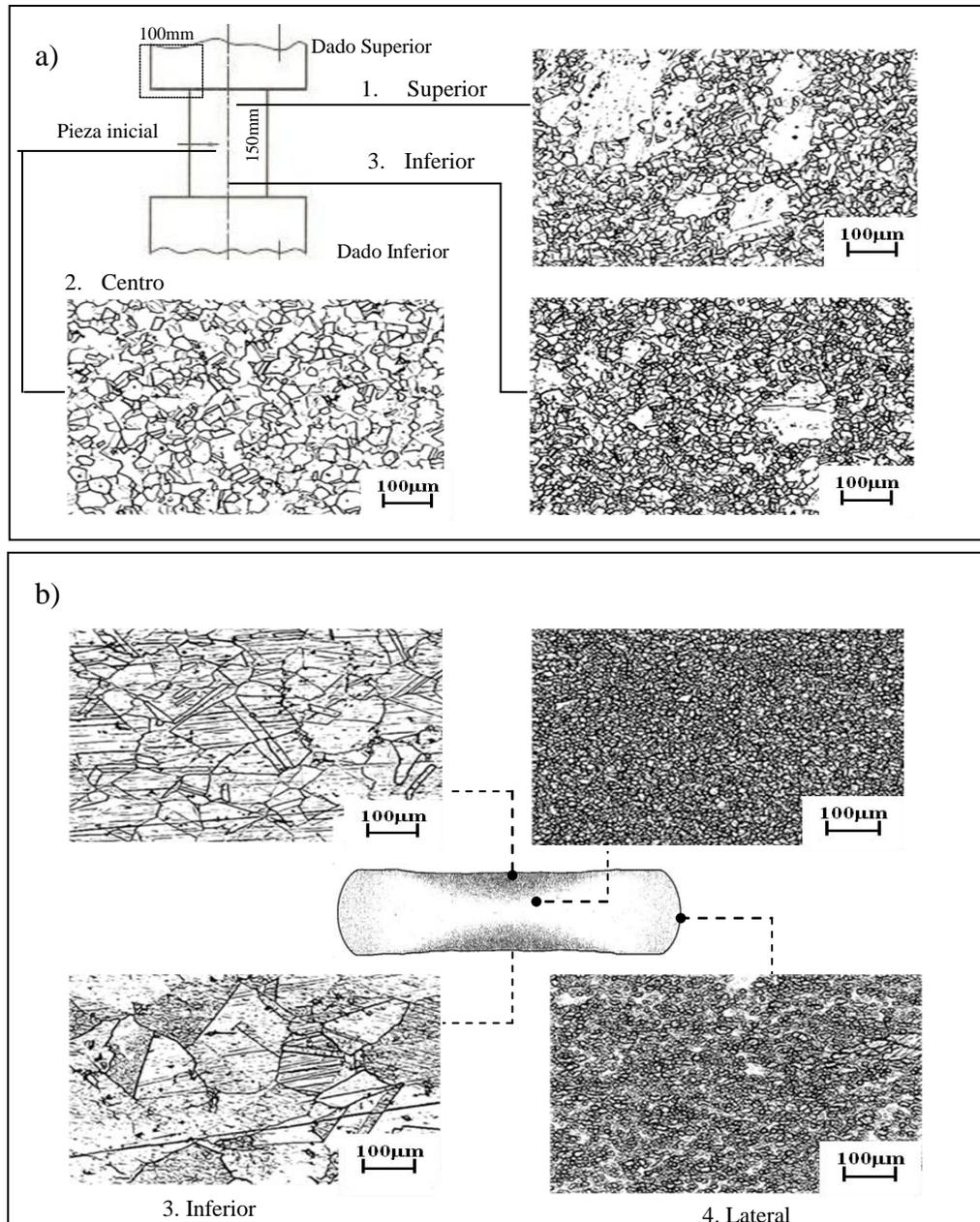


Figura 7.20 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja S2 a dos pasos de deformación (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C₂H₆O-HNO₃).

El modelo JMAK para la evolución de tamaño de grano promedio por regiones se muestra en las **Figura 7.21**. Se distinguen las zonas superior e inferior

con un mayor tamaño de grano, la zona central con un valor promedio de $16\mu\text{m}$ y la región de curvatura con valor promedio de $19\mu\text{m}$.

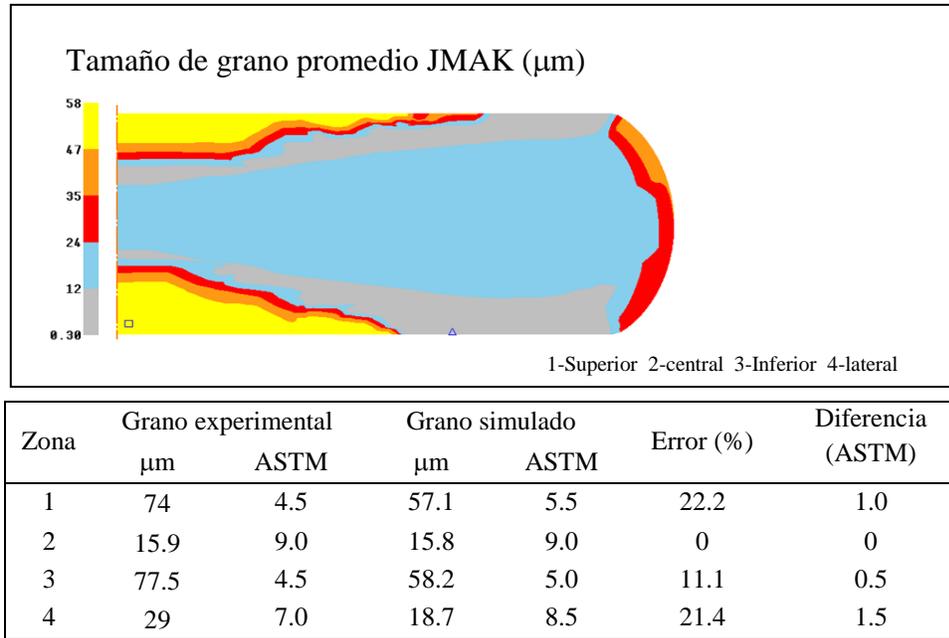


Figura 7.21 Simulación JMAK del tamaño de grano en la condición de forja S2 a 1040 y 1020°C .

Los resultados del modelo JMAK desarrollado durante la deformación muestran un incremento en la fracción recristalizada desde la zona central hasta las zonas frontera, **Figura 7.22**. Durante el enfriamiento aumenta la fracción recristalizada con un mínimo en las zonas de curvatura superior e inferior, según se observa en la **Figura 7.22**.

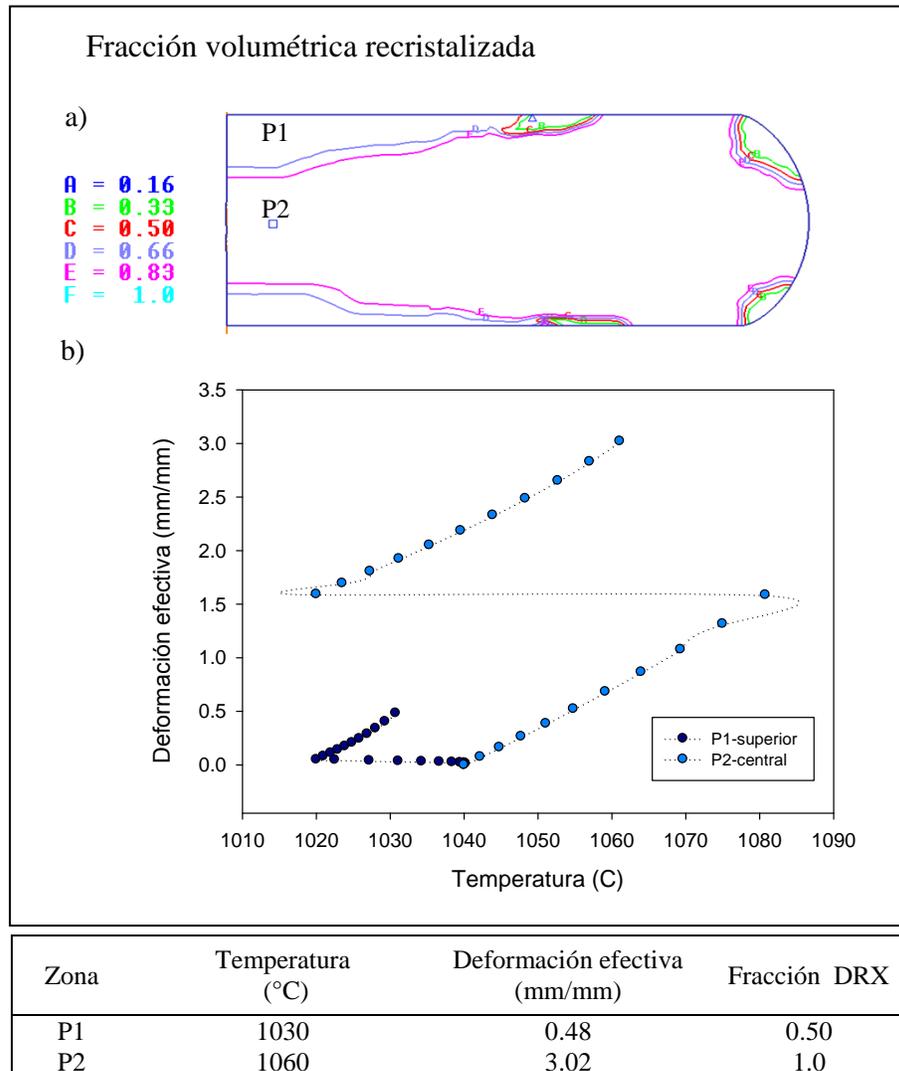


Figura 7.22 a) Simulación de la fracción volumétrica recrystalizada y b) cambio de temperatura después de la forja S2 a 1040°C y 1020°C.

El modelo microestructural por autómatas celulares de la **Figura 7.23** registra un valor inicial cercano a 70µm en los puntos superior y central respectivamente. El valor simulado al final de la deformación es de 9µm para el análisis puntual del tamaño de grano en la zona central. El tamaño de grano promedio de la parte superior arroja un valor de 72µm y una desviación estándar de 21.3, además de observarse un nulo cambio de la densidad de dislocaciones. Los resultados obtenidos de la

simulación por autómatas celulares muestran un grano más fino comparado con los valores experimentales de la Figura 7.21.

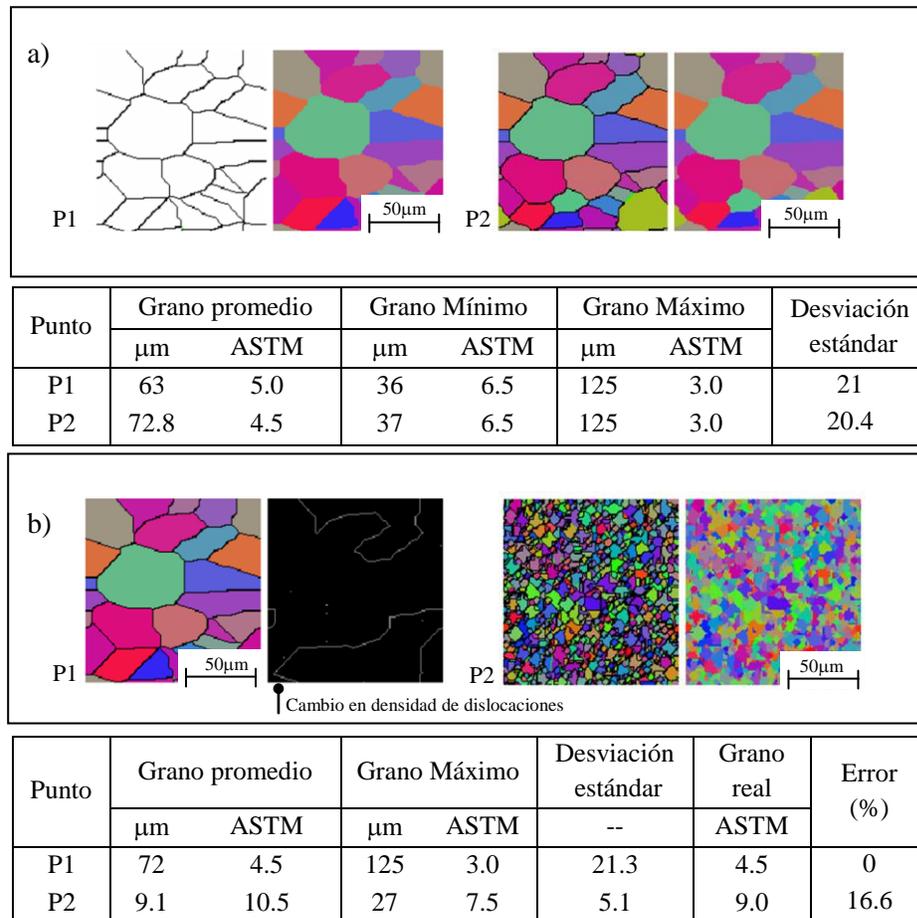


Figura 7.23 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja S2.

f) Condición M2

La **Figura 7.24** muestra las micrografías de la condición M2 deformada a dos tiempos con una temperatura de forja inicial a 1020 °C y una forja final a 1000 °C. La zona central presenta recristalización completa con un tamaño de grano promedio de 11µm. La región superior presenta recristalización de collar y un valor de tamaño de grano promedio de 71µm. La zona inferior presenta un valor de grano recristalizado promedio de 63µm.

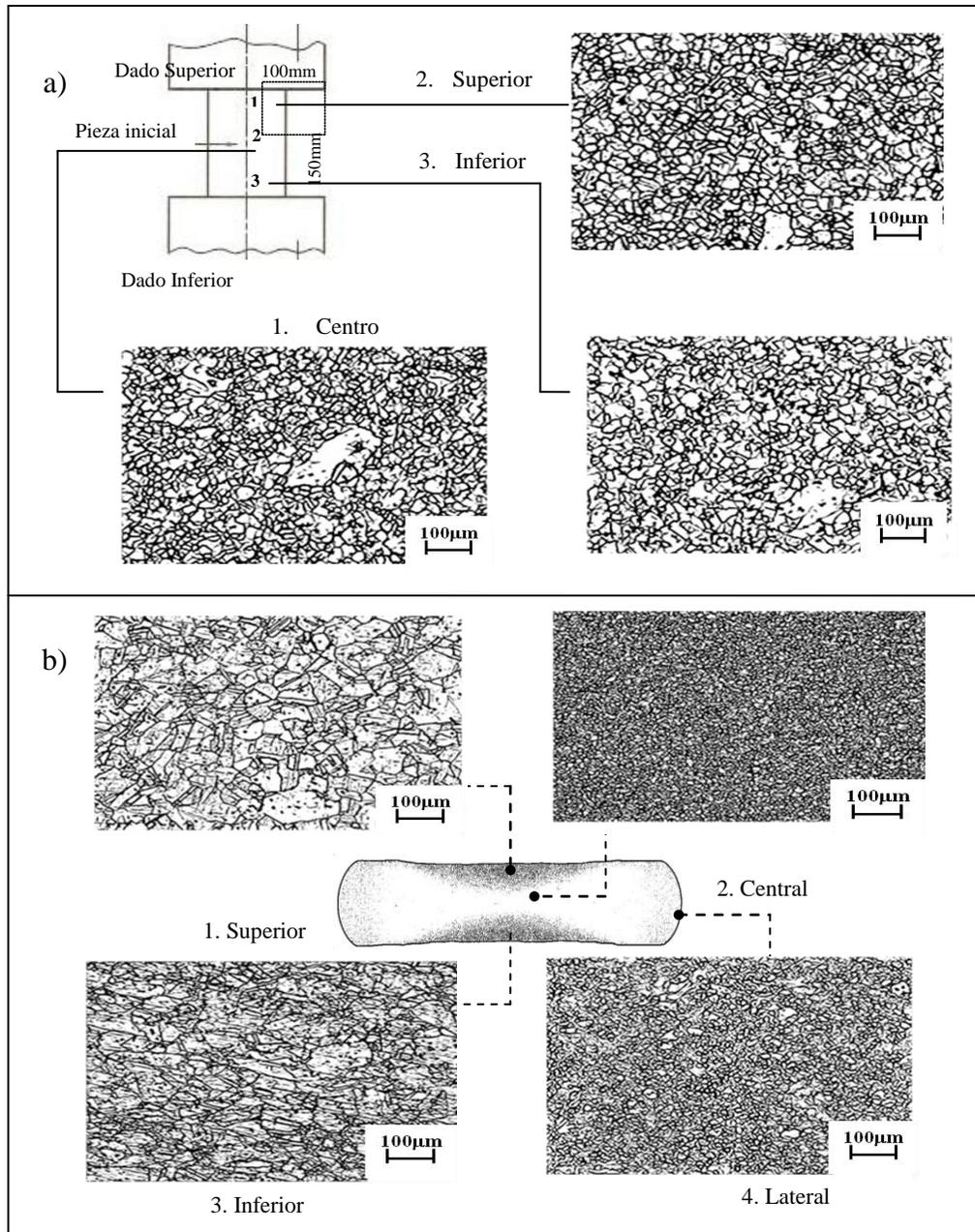
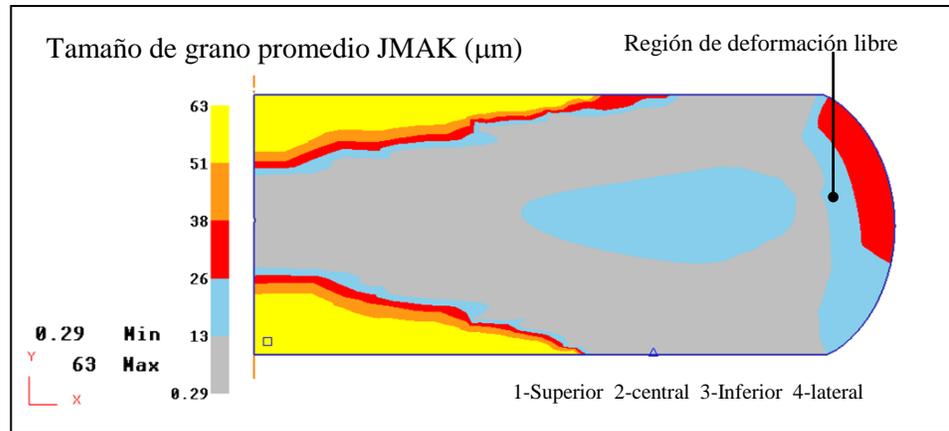


Figura 7.24 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja M2 a 1020 y 1000 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C₂H₆O-HNO₃).

La evolución de tamaño de grano promedio por regiones se muestra en las **Figura 7.25**. La evaluación de la zona superior e inferior revela un tamaño promedio de 63µm respectivamente. El modelo JMAK registra un valor de grano promedio de 11µm para la región central y 16µm para la zona lateral.



Zona	Grano experimental		Grano simulado		Error (%)	Diferencia (ASTM)
	μm	ASTM	μm	ASTM		
1	71	4.5	63.2	5.0	11.1	0.5
2	11	10	11.7	10	0	0
3	63	5.0	63.4	5.0	0	0
4	20.8	8.0	16.5	9.0	12.5	1.0

Figura 7.25 Simulación JMAK del tamaño de grano promedio en la condición de forja M2 a 1020 y 1000 °C.

Durante la deformación, el modelo JMAK desarrollado muestra un incremento en la fracción recristalizada como se observa en la **Figura 7.26**. Durante el enfriamiento esta fracción aumenta, obteniendo un valor mínimo en la zona de curvatura con deformación libre.

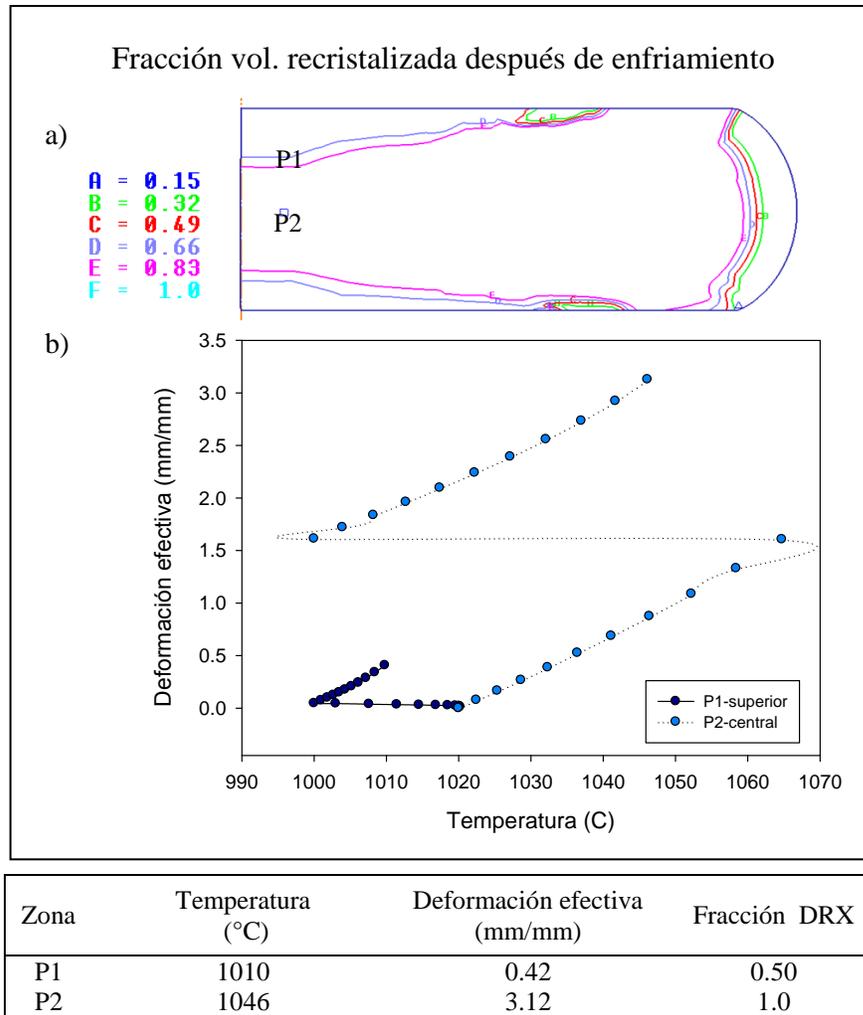


Figura 7.26 a) Simulación de la fracción volumétrica recristalizada y b) cambio de temperatura de la condición forjada M2 a 1020°C y 1000°C.

El modelo microestructural de la **Figura 7.27** registra los valores del tamaño de grano mediante la aplicación de autómatas celulares. Se evalúan las zonas superior e inferior, donde para el análisis puntual del tamaño de grano en la zona central se tiene un valor final de 9.3µm. El tamaño de grano promedio de la parte superior registra un valor de 70.5µm y una desviación estándar de 21.7.

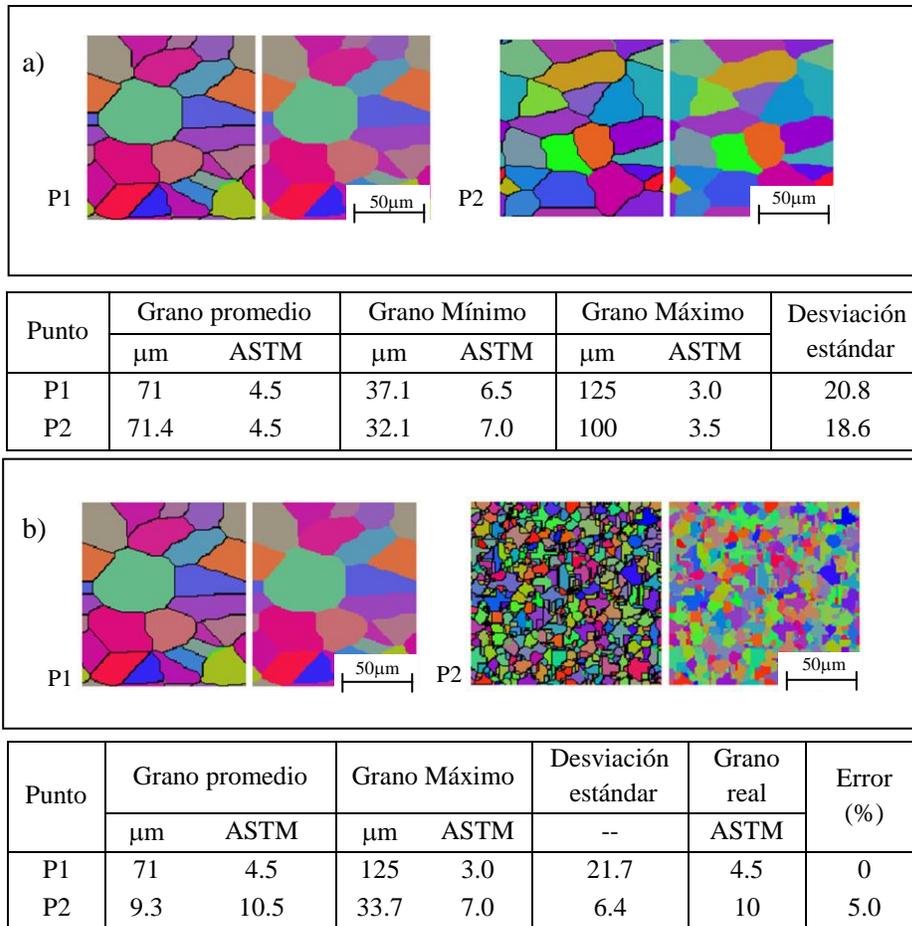


Figura 7.27 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja M2.

g) Condición M3

La **Figura 7.28** muestra las micrografías de la condición M3 deformada a dos tiempos con una temperatura de forja inicial a 1020°C y forja final a 980°C. Las micrografías de la zona superior e inferior tienen un tamaño aproximado a 60µm, mientras que la zona central registra una microestructura homogénea con un tamaño de grano promedio de 11µm.

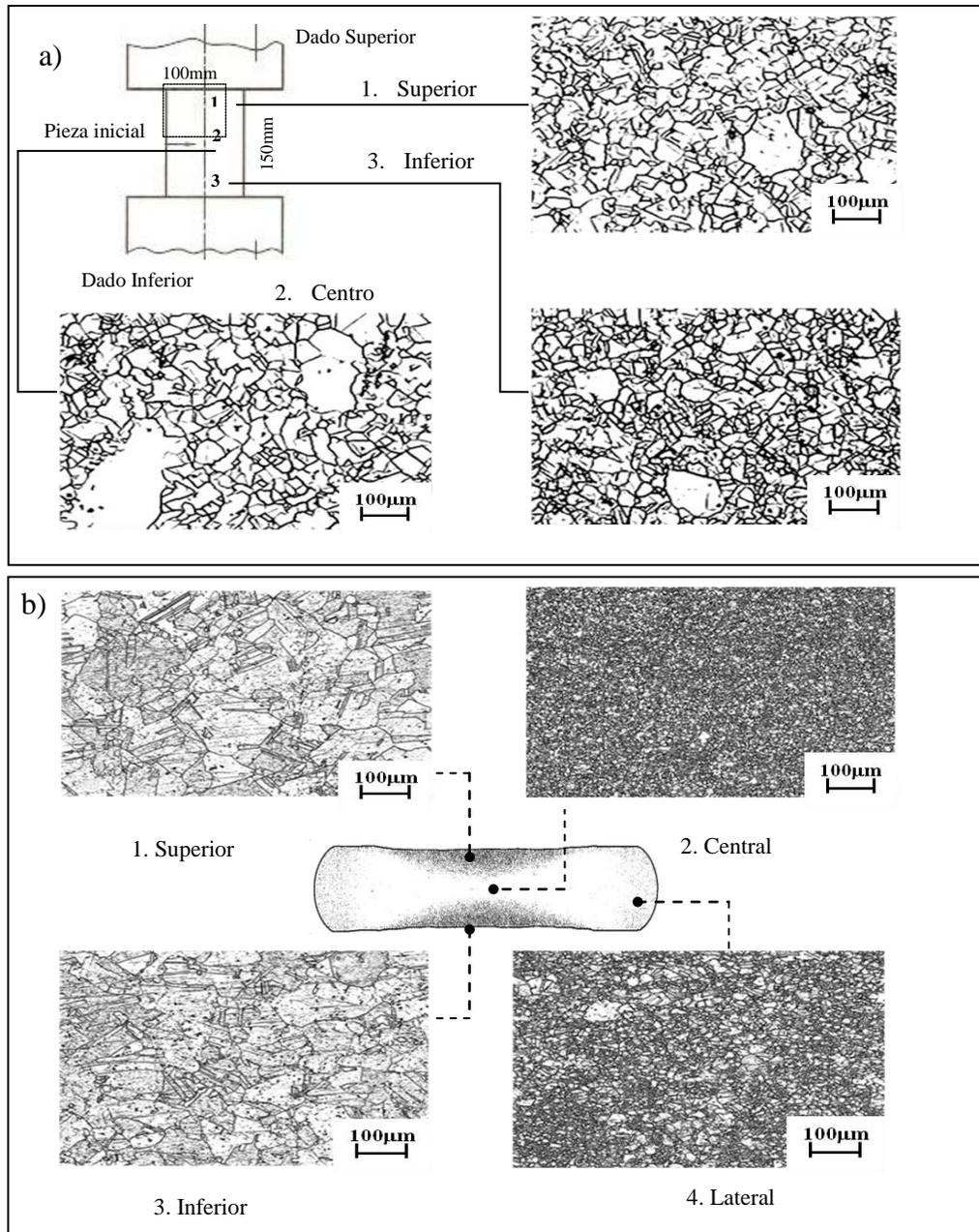


Figura 7.28 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja M3 con temperatura de forja inicial a 1020 °C y forja final a 980 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C₂H₆O-HNO₃).

La evolución de tamaño de grano de la **Figura 7.29** es el resultado de la aplicación del modelo JMAK a la condición de forja M3. La deformación a dos tiempos, con una temperatura final de 980 °C, presenta un tamaño de grano máximo

de 65 μm para la región superior y un tamaño de grano mínimo de 9 μm para la zona central de la pieza simulada.

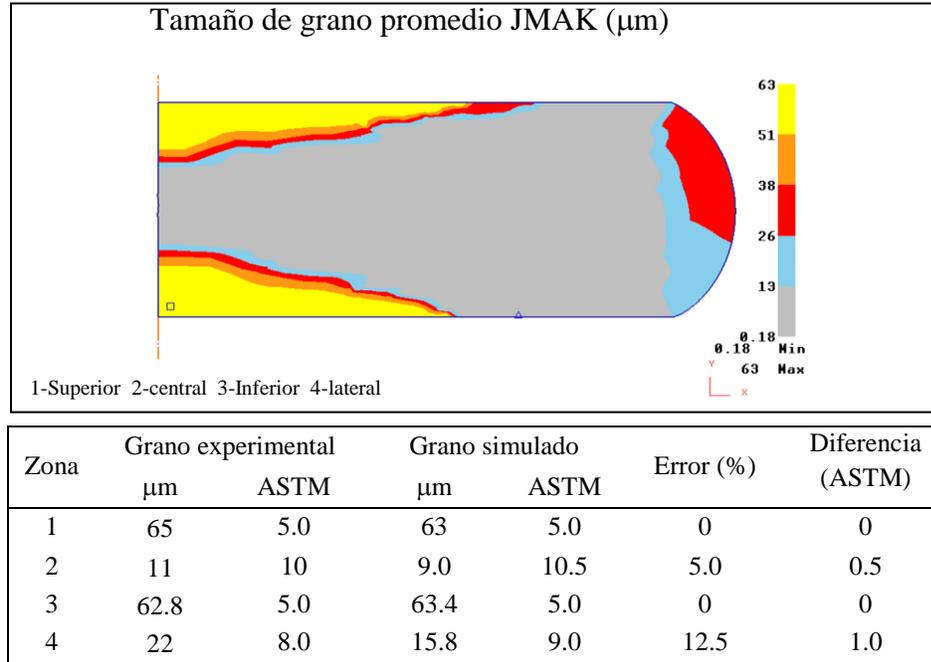


Figura 7.29 Simulación JMAK de tamaño de grano promedio de la forja M3 a 1020 $^{\circ}\text{C}$ y 980 $^{\circ}\text{C}$.

La fracción recrystalizada del modelo JMAK presenta un incremento como se observa en la **Figura 7.30**. El valor máximo de la fracción recrystalizada después del enfriamiento se ubica en la zona central, mientras que el valor mínimo se localiza en la zona superior y lateral, según se aprecia en la imagen b) de la Figura 7.30.

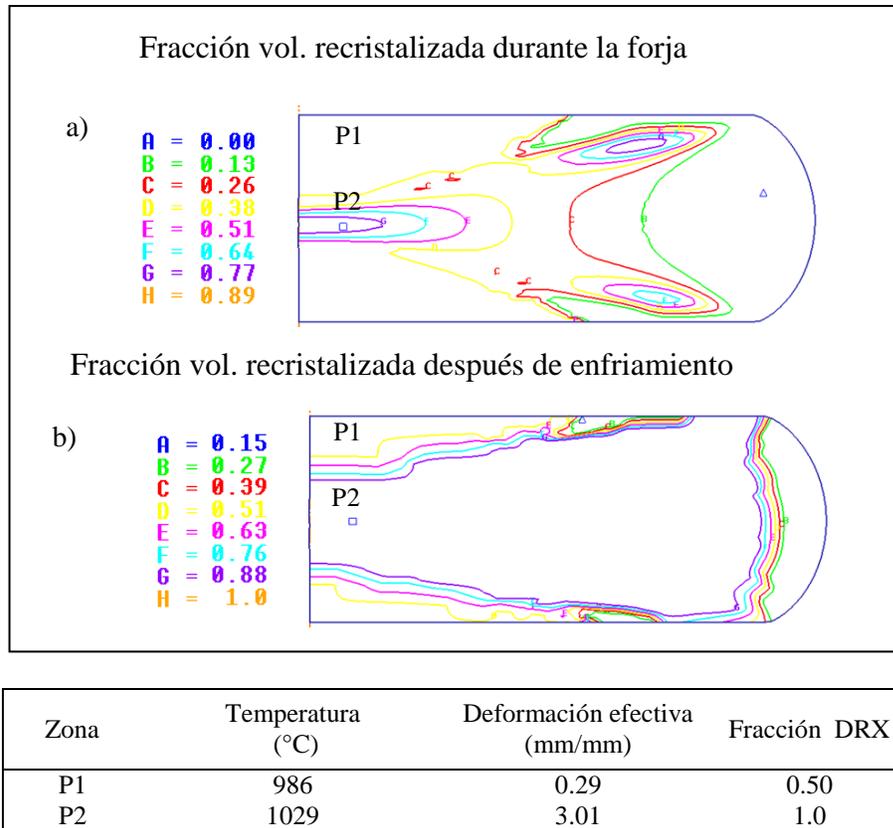


Figura 7.30 Simulación de la fracción volumétrica recrystalizada a) durante la deformación y b) enfriamiento de la condición de forja M3 a 1020 °C y 980 °C.

La aplicación del modelo discreto para el cálculo puntual del tamaño de grano se observa en la **Figura 7.31**. La zona central y zona superior poseen tamaños de grano máximos de 29µm y 80µm respectivamente. La desviación estándar es inferior a 10µm en ambas localidades, presentando un error mínimo menor al 10 por ciento.

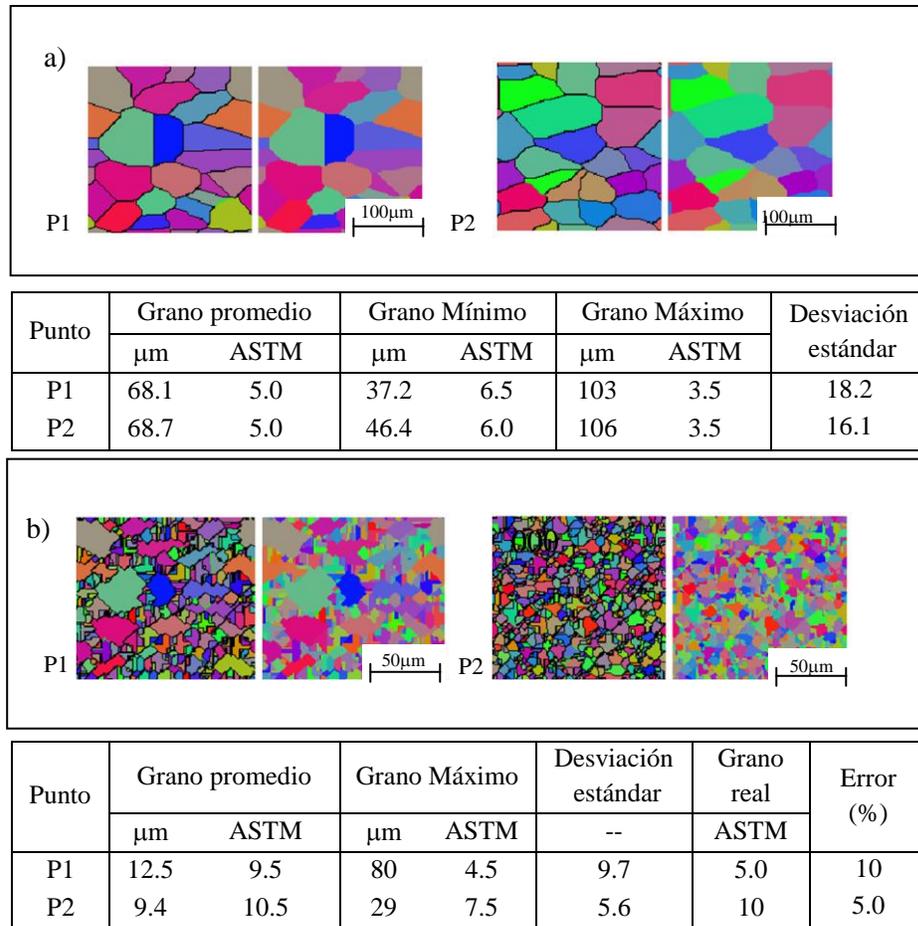


Figura 7.31 Simulación microestructural por autómatas celulares de las zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja M3.

h) Condición I2

Los resultados experimentales de la condición de forja I2 son presentados en la **Figura 7.32**. La deformación a dos tiempos, con una temperatura de forja inicial a 1000°C y forja final a 980°C, registra un tamaño de grano promedio de 32 para las zonas superior e inferior. La zona central y la región lateral exhiben mayor refinamiento, con un tamaño de grano promedio de 14µm en la zona lateral.

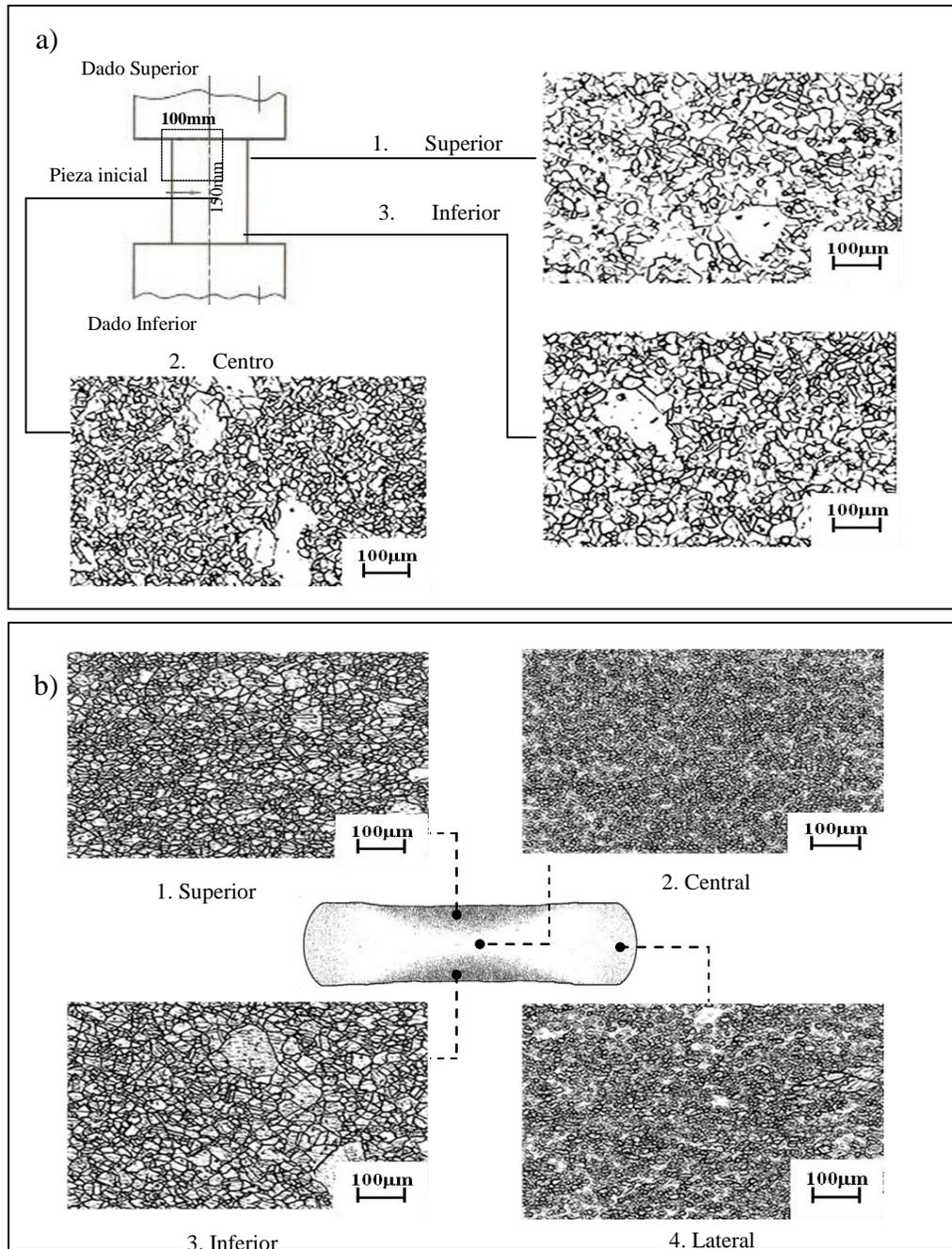


Figura 7.32 Caracterización microestructural a) antes y b) después de la forja I2 a 1000 y 980 °C (microscopía óptica a 100X, reactivo químico HCl-C₂H₆O-HNO₃).

La simulación JMAK del tamaño de grano en la condición de forja I2 se ilustra en la **Figura 7.34**. El tamaño de grano en las zonas en contacto con las herramientas de trabajo registró un valor promedio de 32 μm , a diferencia de la zona central con un mayor refinamiento de grano y un error absoluto inferior al 12 por ciento.

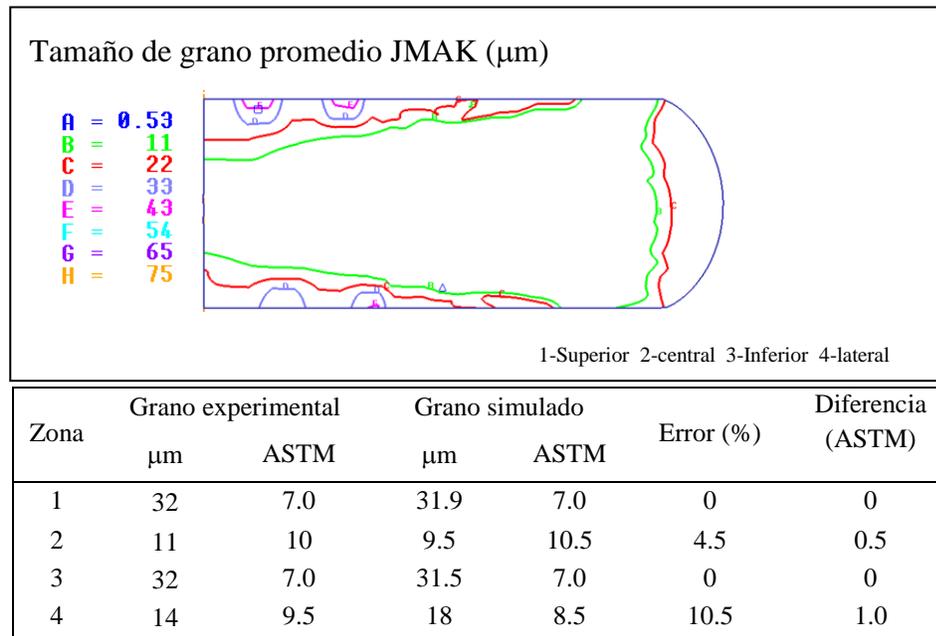


Figura 7.33 Tamaño de grano promedio en la condición I2 a la temperatura de forja final de 980°C.

El modelo JMAK para la fracción recristalizada presenta un incremento durante la simulación de enfriamiento como se observa en la **Figura 7.34**. El valor máximo de la fracción recristalizada durante la deformación y después del enfriamiento se ubica en la zona central. Los valores mínimos a y b de la Figura 7.36 b) se ubican en las regiones fronteras de la pieza forjada.

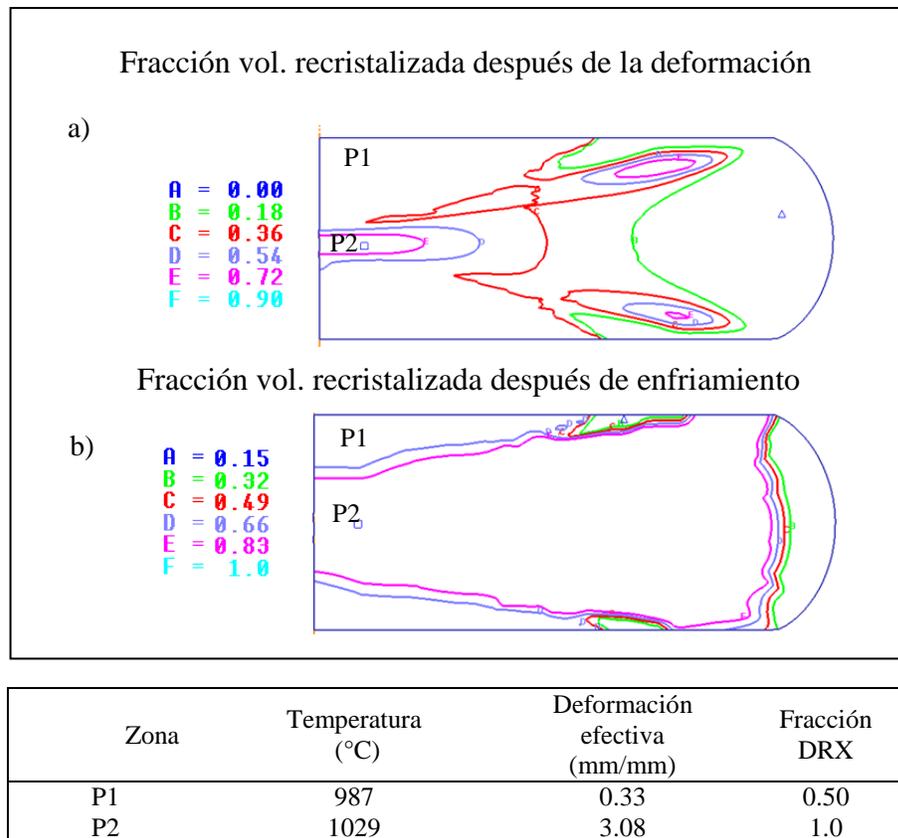


Figura 7.34 Simulación de la fracción volumétrica recrystalizada, a) durante la deformación y b) enfriamiento después de la forja I2 a 1000 °C y 980 °C.

El modelo discreto CA para el cálculo puntual del tamaño de grano se observa en la **Figura 7.35**. La zona central y región superior presentan tamaños de grano máximos de 20µm y 70µm respectivamente. El cambio de densidad de dislocaciones en la región central puede observarse en el inciso b) de la Figura 7.35. La desviación estándar es menor a 12 en ambas localidades, presentando un error de 14 por ciento para la zona superior.

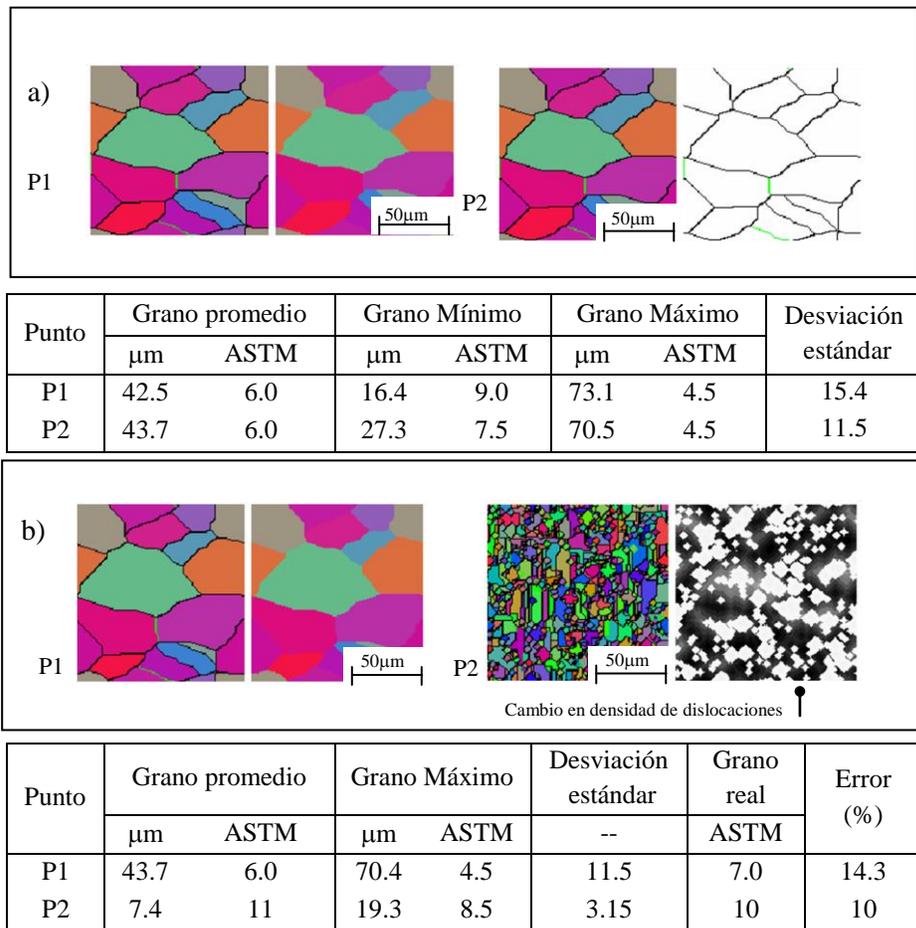


Figura 7.35 Simulación microestructural por autómatas celulares de zonas superior e inferior, a) antes y b) después de la forja I2 a 1000° C y 980° C.

Las **Tablas 7.2 y 7.3** muestran los resultados del tamaño de grano promedio de los modelos JMAK y CA para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.

Tabla 7.2 Resultados del tamaño de grano del modelo JMAK para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.

Forja	Grano experimental		Grano simulado		Error (%)	Diferencia (ASTM)
	μm	ASTM	μm	ASTM		
S1	19	8.5	20.9	8.5	0	0
M1	16	9.0	14.6	9.0	0	0
I1	11	10	11.2	10	0	0
I3	13	9.5	8.5	10.5	10.5	1.0
S2	15.9	9.0	15.8	9.0	0	0
M2	11	10	11.7	10	0	0
M3	11	10	9.0	10.5	5.0	0.5
I2	11	10	9.5	10.5	4.5	0.5

Tabla 7.3 Resultados del tamaño de grano del modelo CA para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.

Forja	Grano experimental		Grano simulado		Error (%)	Diferencia (ASTM)
	μm	ASTM	μm	ASTM		
S1	19	8.5	13.5	9.5	9.1	1.0
M1	16	9.0	10.5	10	11.1	1.0
I1	11	10	9.14	10.5	5.0	0.5
I3	13	9.5	5.2	12	26.3	2.5
S2	15.9	9.0	9.1	10.5	16.5	1.5
M2	11	10	9.3	10.5	5.0	0.5
M3	11	10	9.4	10.5	5.0	0.5
I2	11	10	5.4	11	10	1.0

7.2.3 Simulación en compresión isotérmica

En esta sección se ilustran los resultados de la simulación microestructural de las pruebas de compresión isotérmica realizadas en las aleaciones base níquel Inconel 718 e Incoloy 909. Describas previamente las características de las pruebas realizadas, sección 5.2.1 del capítulo 5, las condiciones de forja S1 y M1 efectuadas a 1050 °C y 1020 °C se ejemplifican en la **Figura 7.36**.

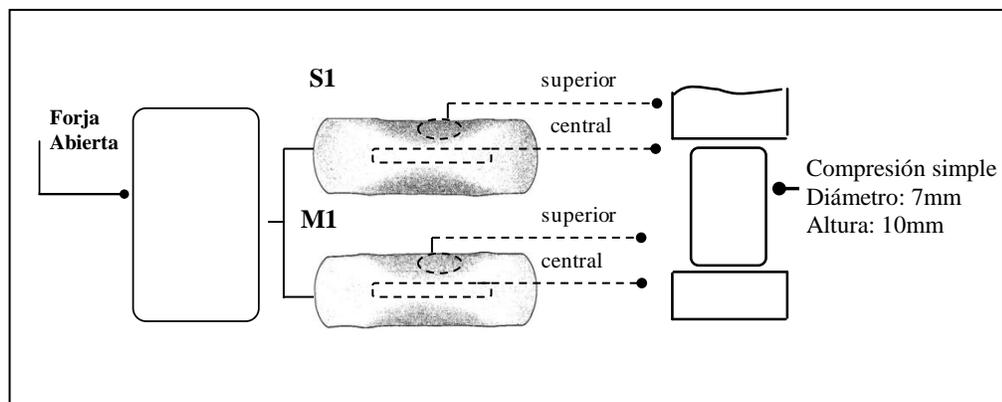


Figura 7.36 Ejemplificación de pruebas de compresión realizadas a 1020 °C.

La **Figura 7.37** muestra los resultados microestructurales de las pruebas de compresión realizadas a 1020 °C, para las zonas central y superior de la condición S1 forjada a 1050 °C. La región superior presenta recristalización parcial y una orientación preferencial de flujo, mientras que la región central observa un tamaño de grano promedio de 19µm e indicios de crecimiento anormal de grano.

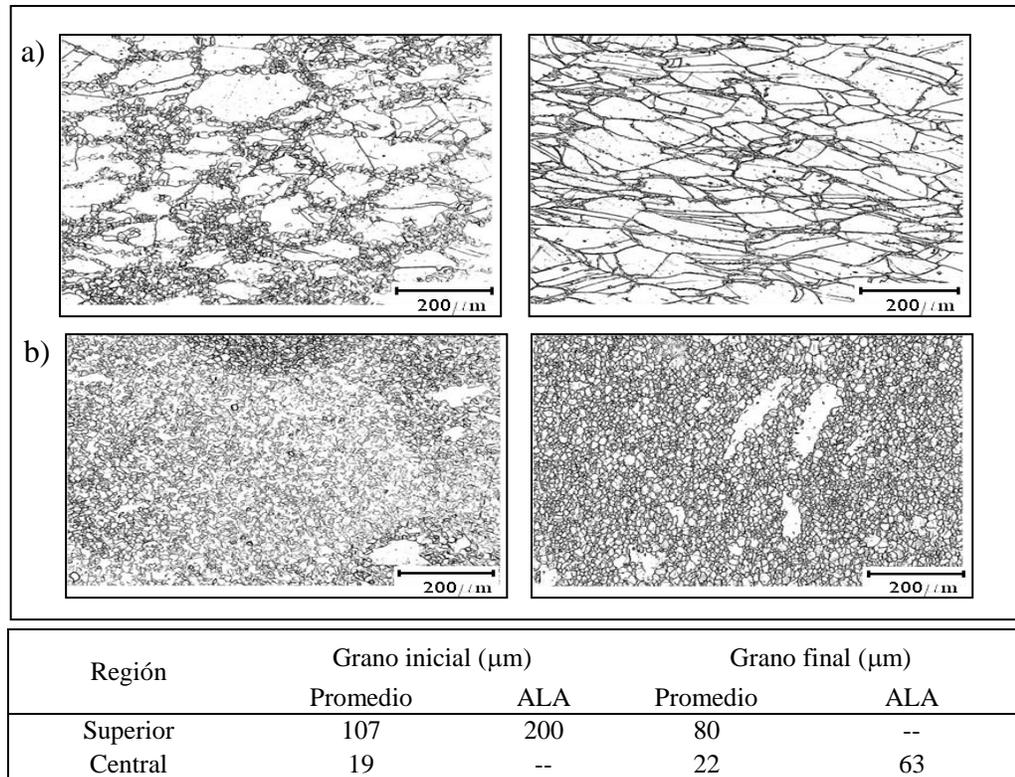


Figura 7.37 Micrografías de las pruebas de compresión realizadas a 1020°C , a) zona superior y b) zona central de la forja S1.

La **Figura 7.38** muestra los resultados del modelo CA para las zonas central y superior de las pruebas de compresión realizadas en la condición forjada a 1050°C . La región superior presenta un tamaño de grano máximo de $129\mu\text{m}$ mientras que la región central registra un tamaño de grano promedio de $22\mu\text{m}$.

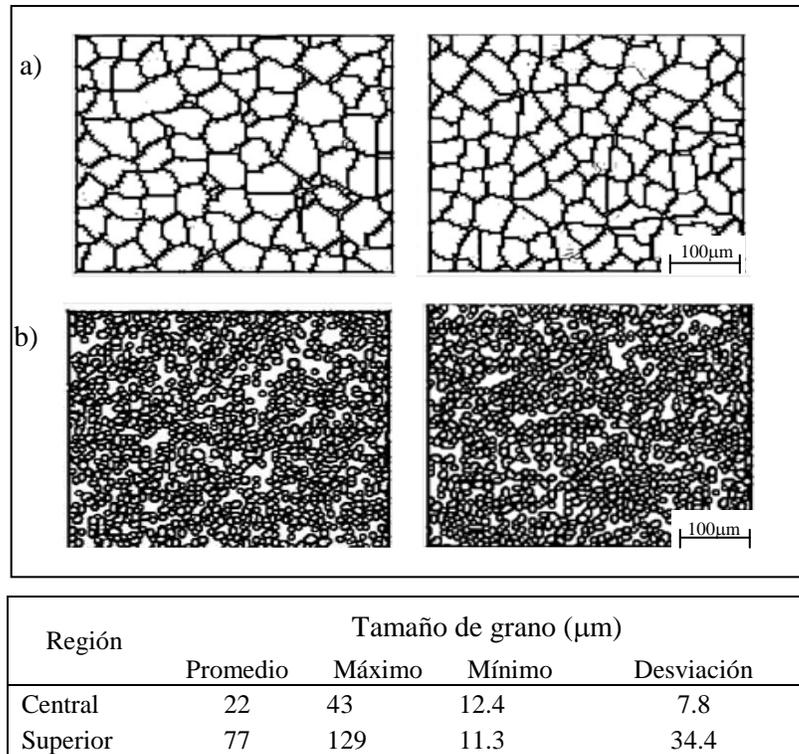


Figura 7.38 Simulación de tamaño de grano en pruebas de compresión realizadas a 1020°C , a) zona superior y b) central de la forja S1.

Los resultados microestructurales de las pruebas de compresión realizadas a 1020°C se observan en la **Figura 7.39**. Para la zona central y superior se observan dos características microestructurales distintas. La región superior presenta recristalización parcial con un tamaño de grano promedio de $80\mu\text{m}$, mientras la región central observa un tamaño de grano uniforme con un promedio de $16\mu\text{m}$.

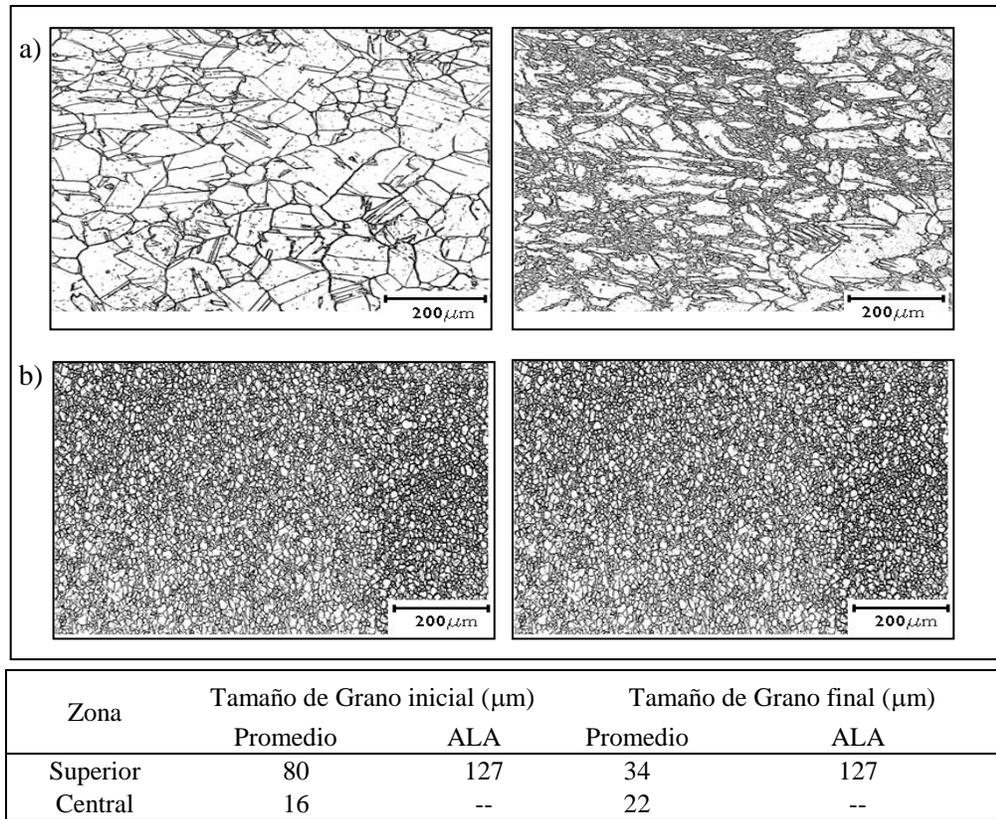


Figura 7.39 Micrografías de pruebas de compresión realizadas a 1020°C , a) zona superior y b) zona central de la forja M1.

La **Figura 7.40** muestra los resultados del modelo de autómatas celulares para las zonas central y superior de las pruebas de compresión a 1020°C . La región superior presenta un tamaño de grano máximo de $137\mu\text{m}$ mientras que la región central registra un tamaño de grano promedio de $25\mu\text{m}$.

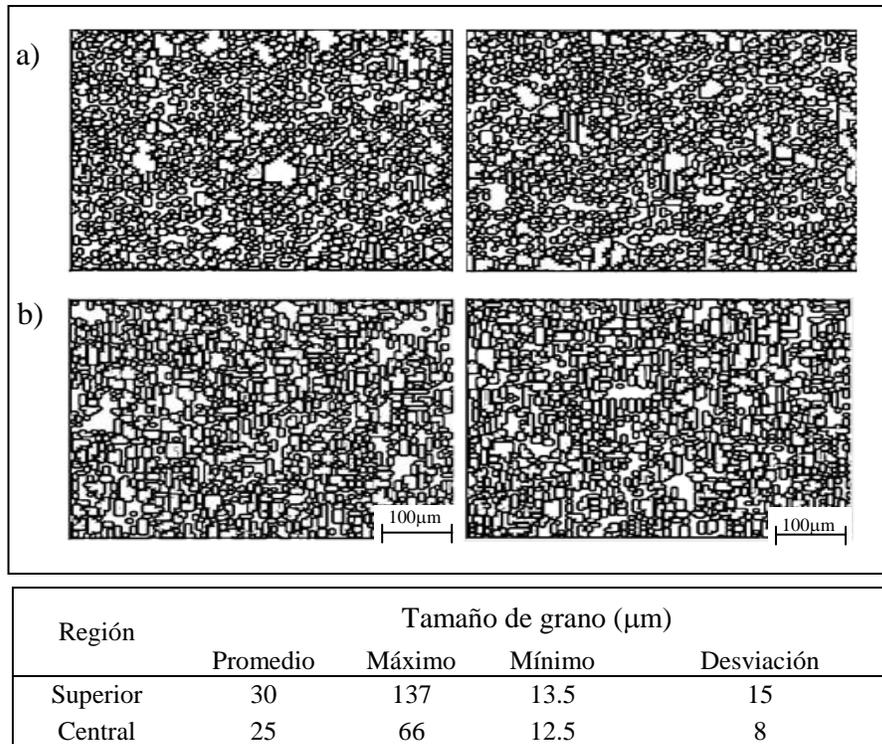


Figura 7.40 Simulación de tamaño de grano de pruebas de compresión realizadas a 1020°C , a) zona central y b) superior de la forja M1.

Los resultados de la evolución de tamaño de grano se listan en la **Tabla 7.2**. El error del tamaño de grano simulado respecto a su valor experimental es inferior al 12 por ciento para las condiciones con microestructura inicial S1y M1. El valor máximo del tamaño de grano promedio, en ambas condiciones, se ubica en la zona superior con un valor de $87\mu\text{m}$ y una desviación de 11 por ciento.

Tabla 7.4 Resultados del tamaño de grano promedio experimental y simulado en especímenes bajo compresión axial a 1020 °C.

P	Tamaño de grano experimental				Tamaño de grano Simulado				Error %
	Prom. μm	ASTM	ALA μm	ASTM	Prom. μm	ASTM	Máx. μm	ASTM	
S1-1	80	4.5	127	3	87	4	173	2	11
S1-2	22	8	63	5	21.8	8	43	6	0
M1-1	34	7	127	3	29.5	7	137	3	0
M1-2	22	8	--	--	25	7.5	66	5	6.25

P: prueba de compresión

Las características microestructurales de la **Figura 7.41** son el resultado de las pruebas de compresión del material Incoloy 909 deformado a 900 °C. La instrumentación de las pruebas se discutió previamente en la sección 5.2.1 del capítulo 5. Los resultados microestructurales de los especímenes deformados a 900 °C y 1060 °C fueron seleccionados para la validación del modelo por autómatas celulares.

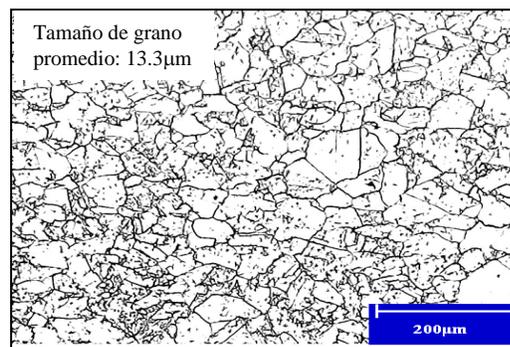


Figura 7.41 Microestructura del material Incoloy 909 deformado en compresión axial a 900 °C, modificado de la referencia [4] del capítulo 5.

La **Figura 7.42** muestra los resultados del modelo CA para las pruebas de compresión realizadas en la condición forjada a 900 °C. El tamaño de grano promedio registra un valor de 10.3 μm , un valor máximo de tamaño de grano de 23.4 μm y una desviación estándar de 12.5.

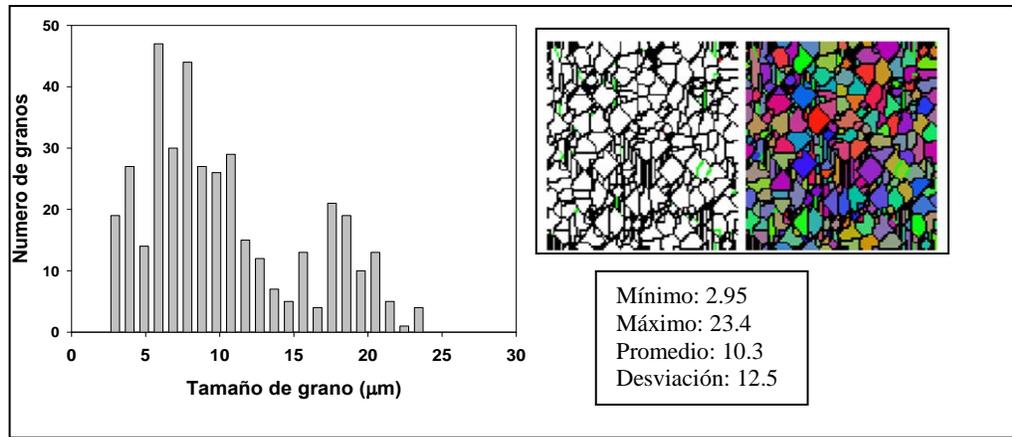


Figura 7.42 Simulación por CA del Incoloy 909 bajo compresión axial a 900 °C.

La simulación del comportamiento de flujo del Inconel 909 a 900°C se observa en la **Figura 7.43**. Los puntos de análisis 3 y 4 situados en la región central presentan una deformación efectiva de 0.78mm/mm y un valor de esfuerzo ligeramente menor a los puntos 1 y 2 del grafico de esfuerzo en función del tiempo.

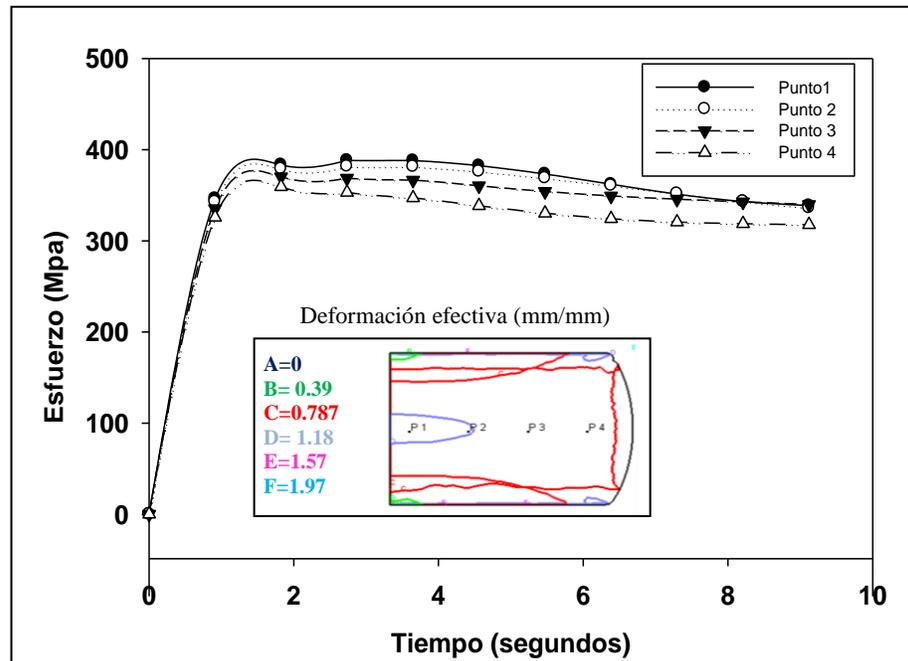


Figura 7.43 a) Simulación de la deformación y b) esfuerzo efectivo del Incoloy 909 bajo compresión axial a 900 °C.

La **Figura 7.44** muestra el resultado de la caracterización microestructural en las pruebas de compresión del Incoloy 909 deformado a 1060°C. El tamaño de grano promedio al final de la deformación tiene un valor de 22.5µm.

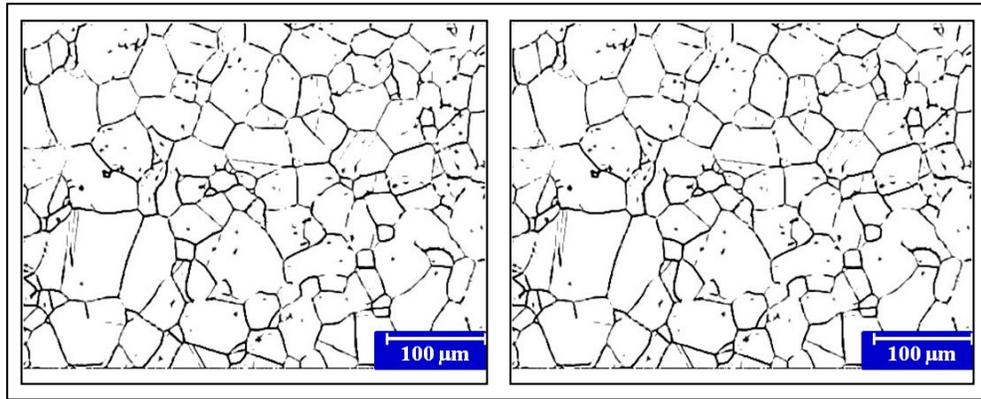


Figura 7.44 Micrografía del Incoloy 909 compresión axial a 1060°C, modificado de la referencia [4] del capítulo 5.

La **Figura 7.45** muestra los resultados del modelo de autómatas celulares para las pruebas de compresión realizadas en la condición forjada a 1060 °C. El tamaño de grano promedio registra un valor de 19.01µm, un valor máximo de tamaño de grano de 78.6µm y una desviación estándar de 18.07.

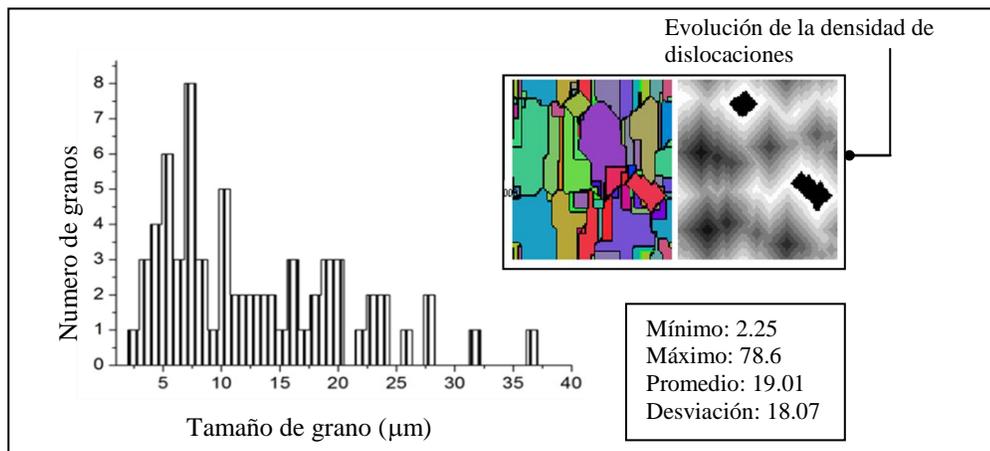


Figura 7.45 Simulación por CA del Incoloy 909 bajo compresión axial a 1060 °C.

La **Figura 7.46** muestra los resultados de la simulación del comportamiento de flujo del Inconel 909 a 1060°C. Los puntos de análisis 2 y 3 situados en la región central indican una deformación efectiva de 0.90mm/mm, con un valor de flujo inferior al conseguido en el punto 1 del grafico de esfuerzo en función del tiempo.

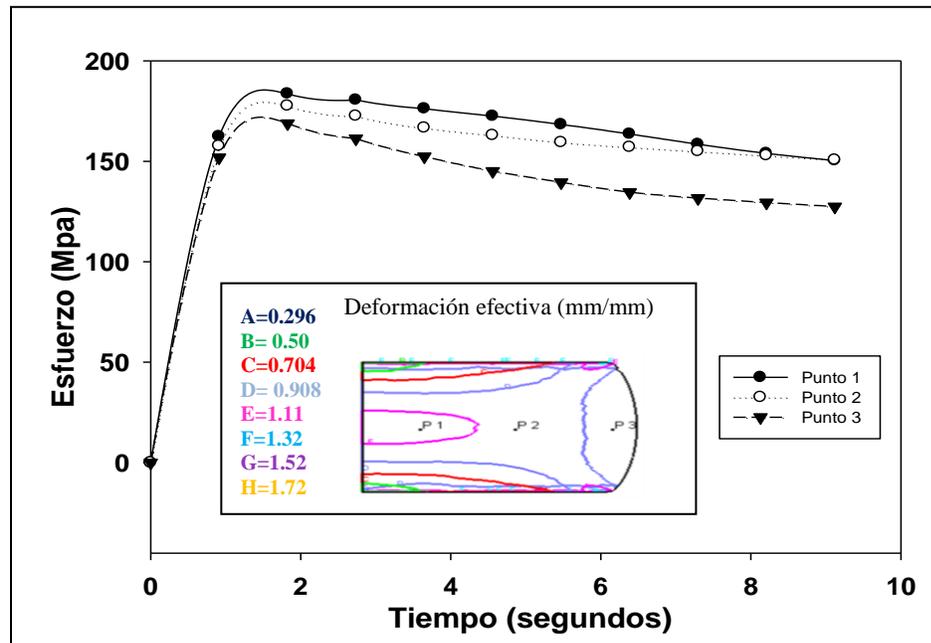


Figura 7.46 Simulación de la deformación efectiva y flujo del Incoloy 909 bajo compresión axial a 1060°C.

Los resultados globales de la evolución de tamaño de grano se listan en la **Tabla 7.3**. La desviación del tamaño de grano simulado respecto a su valor experimental es inferior al 12.5 por ciento. El tamaño de grano máximo se registra a 1060°C con un valor de 19.8µm.

Tabla 7.5 Evolución de tamaño de grano en especímenes bajo compresión axial a 900 y 1060°C

Condición	Temperatura (°C)	Experimental (μm)		Simulado (μm)		Desviación (%)
		Promedio	ALA	Promedio	Máximo	
1	900	13.3	--	10	--	5.0
2	1060	22.5	--	19.8	--	12.0

7.3 Simulación del rolado

En esta sección se presentan los resultados numéricos del proceso de rolado del Inconel 718, este proceso es desarrollado en un tiempo de operación total de 160 segundos y una temperatura inicial de 1000°C, de acuerdo a la información experimental listada en la Tabla 5.8.

El resultado del análisis FE para la determinación de la deformación efectiva al finalizar el rolado se ilustra en la **Figura 7.47**. Se distinguen dos ubicaciones según la zona de análisis. La zona superior (P1) presenta un mayor incremento en la deformación efectiva, alcanzando un valor máximo aproximado a 1.4 mm/mm. Respectivamente, el punto de análisis ubicado en la sección central de la geometría (P2) muestra un incremento menos pronunciado en la deformación efectiva con un valor de 0.6 mm/mm al termino de la operación de rolado.

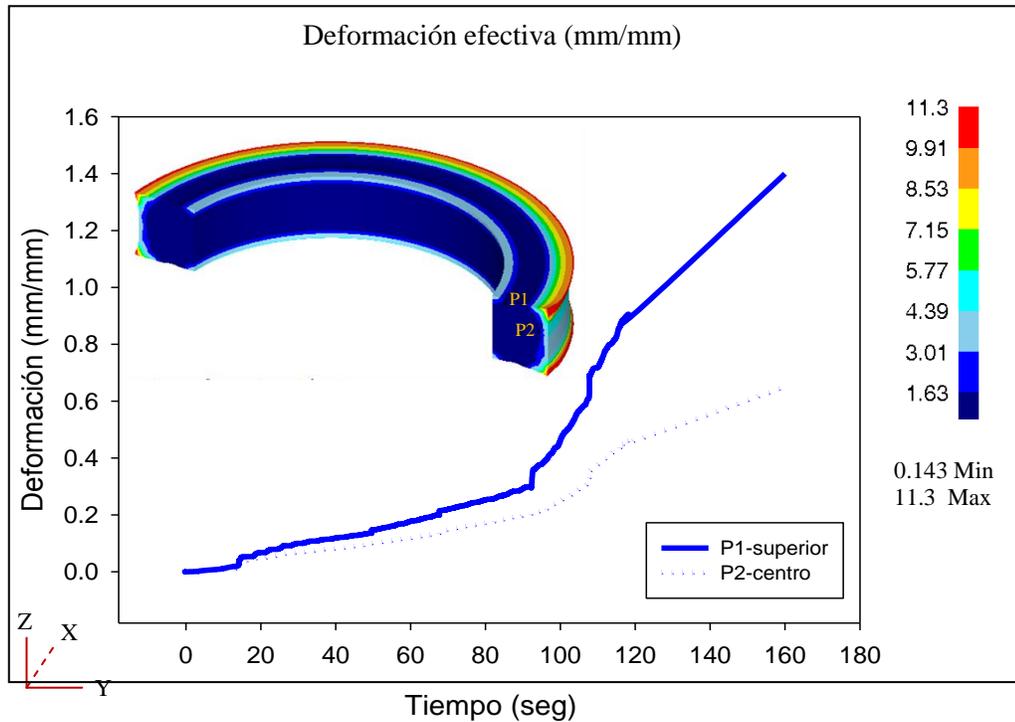


Figura 7.47 Resultados FE de la deformación efectiva en el rolado del Inconel 718 a 1000°C.

La **Figura 7.48** muestra el resultado del cálculo numérico para la determinación del esfuerzo efectivo. Las regiones de anillo cercanas a la zona de contacto con el rodillo de trabajo presentan un mayor esfuerzo efectivo, como se observa en el punto de análisis 1 de la geometría deformada. El punto de análisis ubicado en la zona central presenta un esfuerzo efectivo de 295Mpa al final del rolado.

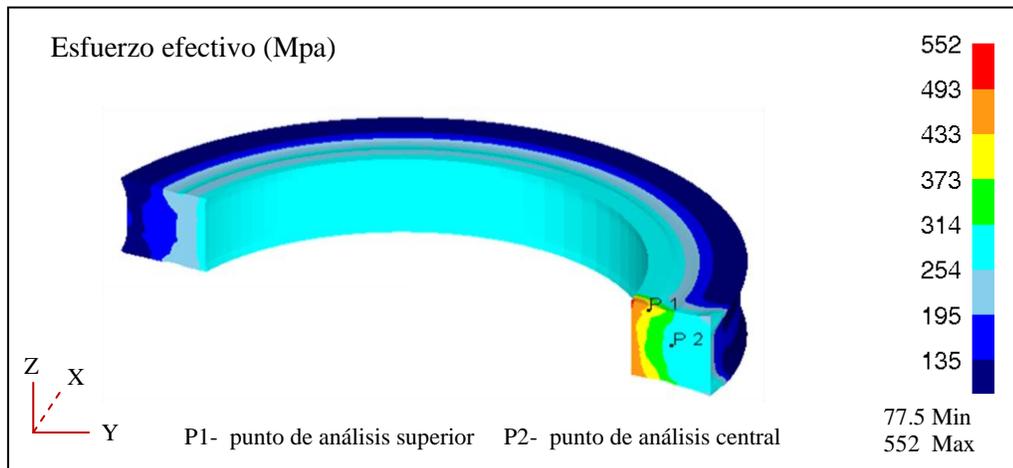


Figura 7.48 Simulación del esfuerzo efectivo en el rolado del Inconel 718.

La simulación numérica del cambio de temperatura durante el rolado se observa en la **Figura 7.49**. El punto de análisis situado en la parte central, presenta un mayor decremento en la temperatura, con un valor mínimo de 890 °C. Respectivamente, el punto de análisis ubicado en la sección superior de la geometría muestra un decremento de temperatura menos pronunciado, con un temperatura de 963 °C al finalizar la operación de rolado.

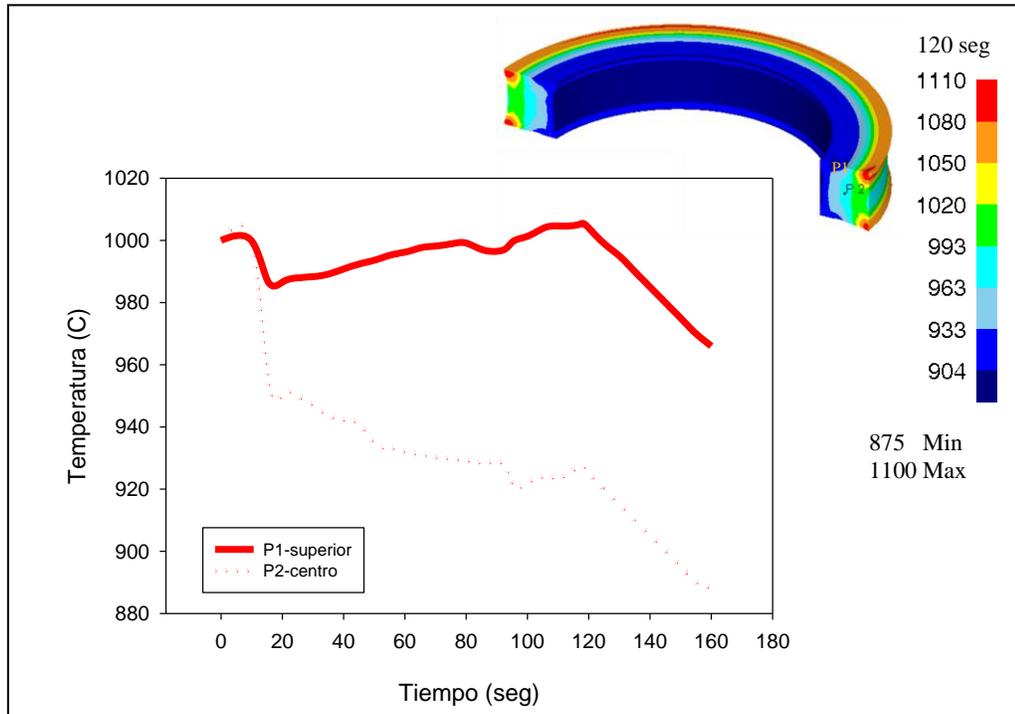


Figura 7.49 Simulación FE del cambio de temperatura en el rolado del Inconel 718 a 1000 ° C.

La **Figura 7.50** muestra los resultados experimentales y numéricos del cambio de temperatura durante el intervalo de deformación de la geometría rolada. La temperatura en la zona central y superior al final del proceso es próxima a 890°C y 960°C respectivamente.

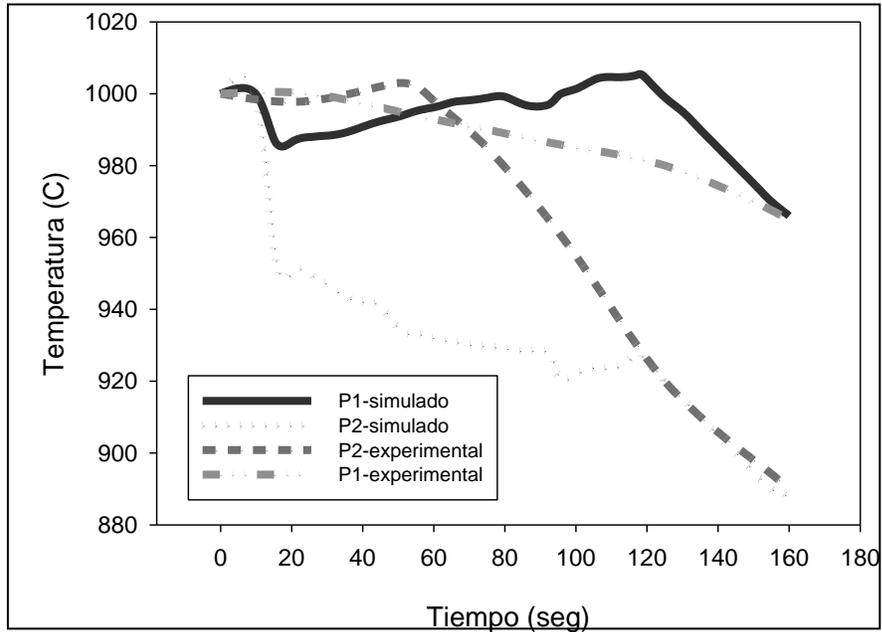


Figura 7.50 Resultados numéricos y experimentales del cambio de temperatura durante el rolado del Inconel 718 a 1000 °C.

La aplicación del modelo JMAK para el cálculo del tamaño de grano promedio (descrito en el en la Tabla 4.1 del capítulo 4) se presenta en la **Figura 7.51**. Los resultados numéricos de las principales variables de procesamiento se listan en la primera parte de la Figura 7.52. La segunda parte se enfoca en presentar los resultados experimentales de la evolución microestructural después del rolado.

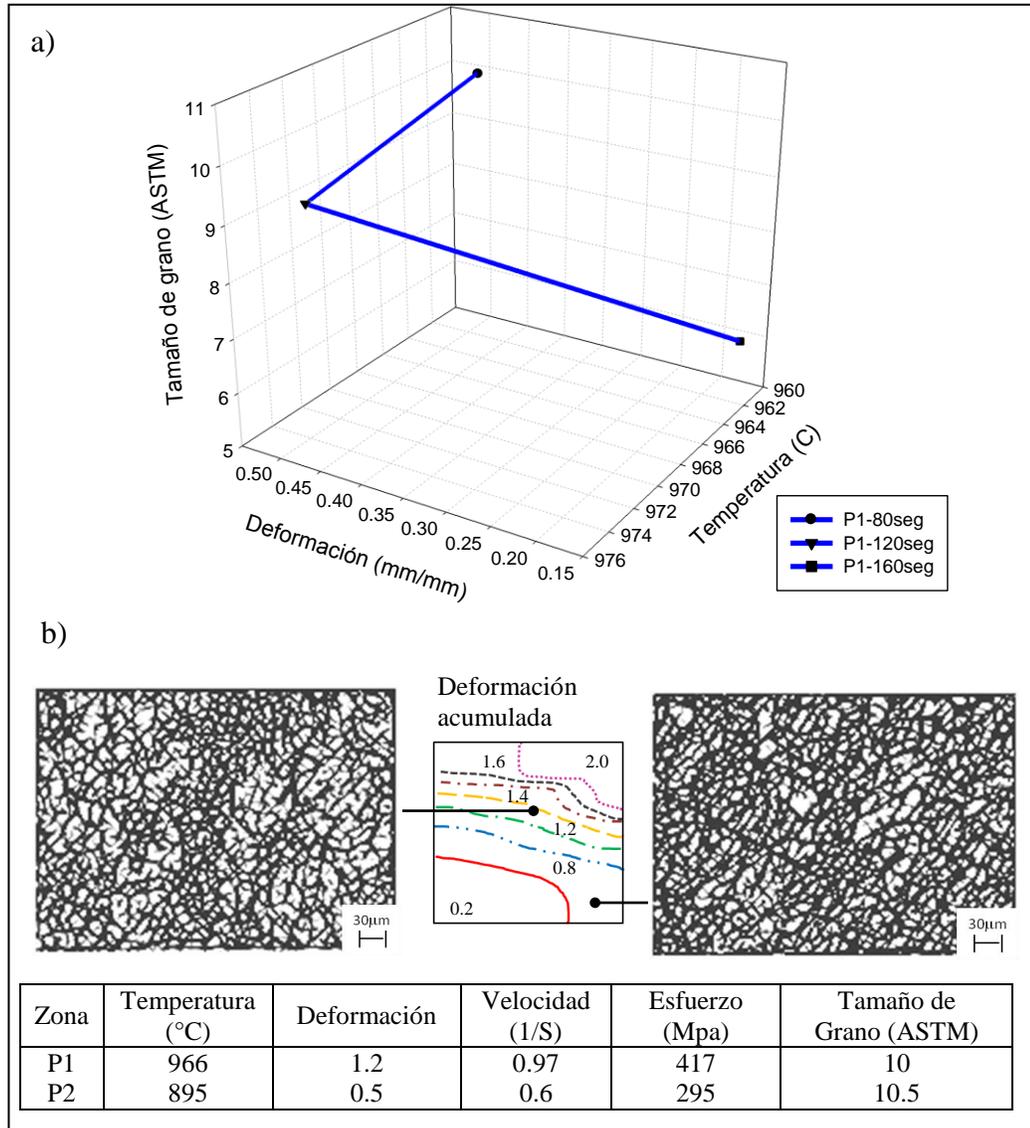


Figura 7.51 a) simulación numérica del tamaño de grano y b) resultados microestructurales después de rolado del Inconel 718 (modificado de referencia [6] del capítulo 5).

Discusión de resultados

8.1 Introducción

En las secciones previas se presentaron los resultados de la simulación numérica aplicada al proceso de forja y rolado de la aleación base níquel Inconel 718, incluyendo la verificación de un modelo microestructural en la aleación Incoloy 909. Sin embargo, es necesaria una discusión cabal de cada una de las condiciones de prueba y procesos desarrollados. El presente capítulo, en cumplimiento de dicho propósito, aborda los resultados experimentales y numéricos aplicados en modelos microestructurales JMAK y modelos discretos de células autómatas durante el formado termomecánico.

8.2 Simulación de forja en caliente

En el capítulo 1 se describió la importancia tecnológica de las aleaciones base níquel. Los fundamentos metalúrgicos inherentes en estas aleaciones, abordados en el capítulo 2, definen los factores influyentes de su comportamiento mecánico. Las operaciones de trabajo en caliente de las aleaciones base níquel involucran procesos de recuperación (descritos en el capítulo 3) que permiten el desarrollo de grandes deformaciones sin presentar un endurecimiento por deformación considerable.

Los principales puntos a abordar en este apartado se enfocan en discutir el rol de la evolución microestructural como condición crítica para el entendimiento de las relaciones entre materiales, procesos y propiedades mecánicas.

8.2.1 Forja abierta a un paso de deformación

Los resultados de la caracterización microestructural de las condiciones S1 y M1, forjadas a las temperaturas de 1050°C y 1020°C, se exhiben en la Figura 7.1 y Figura 7.7. Se distinguen cuatro zonas con una evolución microestructural particular: una zona central ampliamente deformada; una zona lateral con deformación y transferencia de calor con las fronteras; una zona superior e inferior con flujo estacionario y alta transferencia de calor con las herramientas de trabajo.

La región central en las condiciones de forja inicial a 1050°C y 1020°C presenta recristalización dinámica completa. Este fenómeno de recuperación, como se describió en el capítulo 2, consiste en la nucleación y crecimiento de nuevos granos durante la deformación, siendo necesaria para su formación una densidad de dislocaciones crítica a través de la interfaz entre el núcleo y el material que lo rodea [1]. Las regiones superior e inferior de las forjas S1 y M1 presentan crecimiento de grano con recristalización parcial. Sin embargo, debido al insuficiente flujo durante la deformación y la alta transferencia térmica con las herramientas, estas zonas no presentan refinamiento de grano significativo [2]. La región lateral, zona de deformación libre, muestra una evolución microestructural con un tamaño de grano ligeramente superior al presente en la región central, este comportamiento se debe en principio al patrón de deformación y cambio de temperatura observado durante la forja.

Desde la perspectiva de control de tamaño de grano, la temperatura de forja ideal en el Inconel 718 es de 982°C a 1010°C [2]. Sin embargo, en la práctica se

aplica un amplio rango de temperaturas y secuencias de deformación durante la forja de la aleación 718.

Los resultados del modelo JMAK para el tamaño de grano promedio en las condiciones S1 y M1 se ilustran en las Figuras 7.2 y 7.8 respectivamente. En ambas condiciones se observa un comportamiento microestructural de acuerdo al observado en las metalografías de las Figuras 7.1 y 7.7. Existe un buen ajuste de los valores obtenidos en la región central, presentando un error absoluto inferior al 10% y una diferencia de tamaño de grano ASTM inferior a 0.5. Sin embargo, la mayor divergencia en tamaño de grano se presenta en las regiones donde existe flujo estacionario, particularmente en la condición de forja S1 desarrollada por arriba de δ solvus (Figura 2.1), bajo esta condición se desarrolla un crecimiento acelerado de grano debido a la carencia de partículas precipitantes participes en el efecto de restricción del crecimiento de grano.

La **Figura 8.1** muestra la comparativa de los resultados numéricos y experimentales en las forjas S1 y M1 deformadas a 1050°C y 1020°C respectivamente.

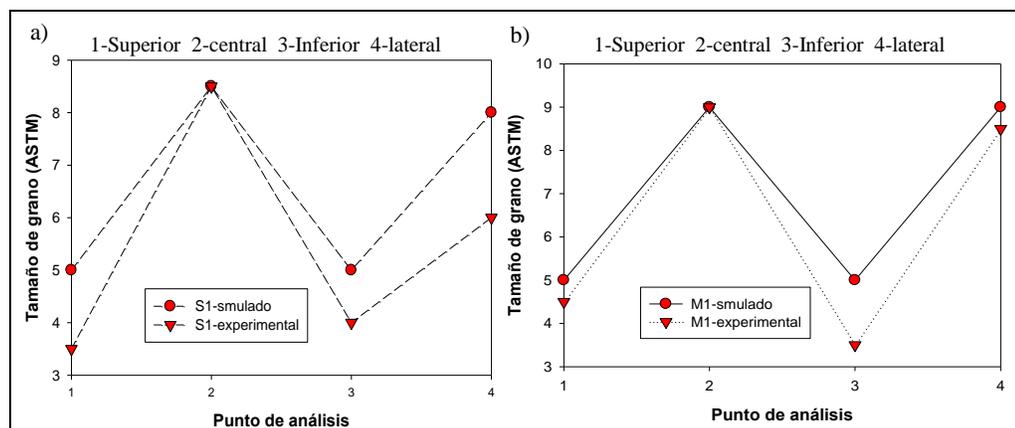


Figura 8.1 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) S1 y b) M1, para regiones de análisis superior, central, inferior y lateral.

La divergencia de resultados numéricos y experimentales, surge en principio debido al crecimiento acelerado del tamaño de grano durante el calentamiento de los especímenes previo a su deformación. S. Costé [3] ha mostrado que el tiempo tiene una gran influencia en la evolución del tamaño de grano. La **Figura 8.2** indica que un tamaño de grano inicial de $30\mu\text{m}$ (ASTM 7) crecerá hasta alcanzar un valor de $100\mu\text{m}$ (ASTM 4) después de una estancia de 30 minutos a 1040°C , para la aleación 718 con un contenido típico de 5%Nb [4].

En estudios correspondientes al comportamiento en caliente del Inconel 718, N.K. Park [5] y colaboradores desarrollaron operaciones de forja en planta considerando una temperatura de forja inicial de 1040°C , partiendo de un material de prueba calentado por 2 horas para homogenizar la estructura. A consecuencia de esta elevada temperatura, surge un crecimiento acelerado de grano generándose microestructuras de forma de collar en la región central de las forjas evaluadas. En estudios previos como se presenta en la **Figura 8.2**, se reporta el cambio de tamaño de grano en función del tiempo, de este gráfico se desprende que bajo la condición de forja previamente mencionada, el tamaño de grano crecerá un valor aproximado a $200\mu\text{m}$ en 2 horas de calentamiento a 1040°C , este valor es reportado por N.K. Park [5] en la evaluación de las zonas deformadas similares a la región de análisis 1 presentada en esta investigación.

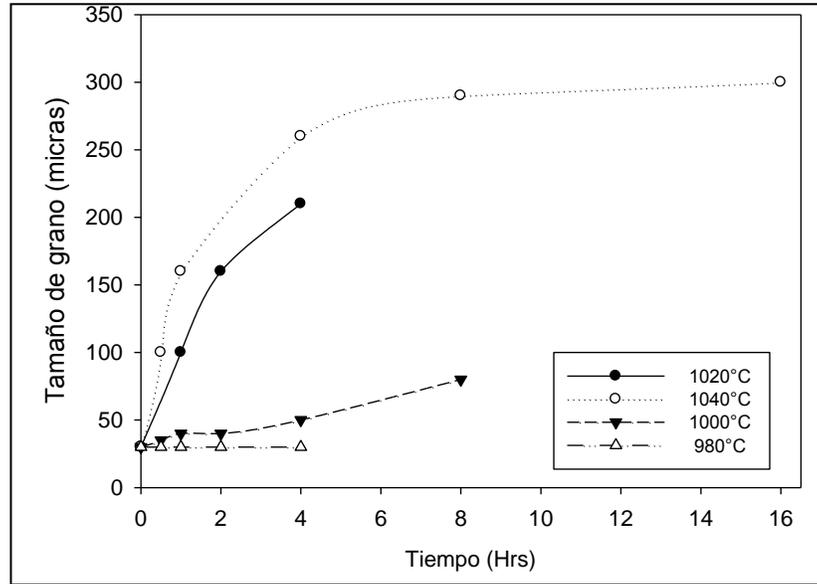
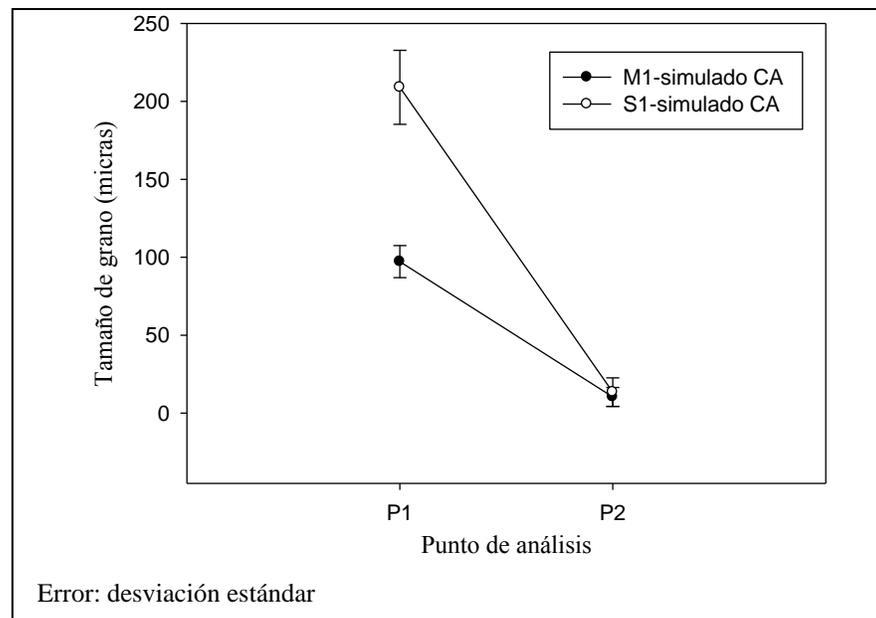


Figura 8.2 Crecimiento de grano en la forja de la aleación 718 a varias temperaturas, modificado de referencia [3].

La simulación de la fracción recrystalizada de la Figura 7.3 indica que las zonas de región lateral, con deformación libre, estarán influenciadas por la recrystalización metadinámica (descrita en la sección 2.3.3), generando granos recrystalizados con un mayor diámetro, acorde con los valores experimentales listados en las Figuras 7.2 y 7.8.

El cálculo numérico para el cambio de temperatura y deformación durante la forja S1 y M1 se presentan en las Figuras 7.4, 7.6 y 7.11. El punto de análisis central de las condiciones de forja presenta un incremento de temperatura a medida que aumenta la deformación, este fenómeno se debe en principio al calor adiabático generado durante la deformación [5,6]. La temperatura calculada para la zona central se aproxima a 1070°C en ambas condiciones. En este punto de análisis, las temperaturas experimentales de la Tabla 5.4 registran valores inferiores a la temperatura de operación inicial, este hecho surge posiblemente debido a la gran caída térmica durante el proceso de forja.

Los resultados del modelo CA, descrito en las secciones 4.4 y 6.11, se muestran en la Figura 7.5 y Figura 7.10. Las condiciones de forja a 1050°C y 1020°C al igual que el modelo JMAK muestran una divergencia en los resultados de la zona de análisis superior. La representación microestructural del modelo indica presencia de recristalización de collar en esta ubicación. La **Figura 8.3** muestra el tamaño de grano simulado y la desviación estándar de las condiciones S1 y M1. En la comparativa de la desviación de los resultados se considera el tamaño de grano máximo (recristalizado parcialmente) como valor de cálculo de la región superior, debido al carácter estadístico del modelo, la población con mayor tamaño de grano presenta mayor relevancia en el análisis de resultados.



Forja	Zona	Experimental (ASTM)	Simulado (ASTM)	Error (%)	Diferencia (ASTM)
S1	1	3.5	3.5	0	0
	2	8.5	9.5	11.7	1.0
M1	1	3.5	5.0	42.8	1.5
	2	8.5	8.5	0	0

Figura 8.3 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja S1 y M1.

Los modelos JMAK y CA aplicados a las condiciones de forja S1 y M1 indican una mejor aproximación para la condición de forja M1 desarrollada a 1020°C, debido a la proximidad de la temperatura inicial con la región de solubilidad de la fase δ es probable que el crecimiento de grano no sea excesivo en esta condición. Considerando la dependencia de δ solvus en el contenido de Nb, esta transición puede encontrarse en el rango de 1005-1015°C [7].

Las condiciones de forja I1 e I3 desarrolladas a menor temperatura de forja presentan resultados similares a las condiciones S1 y M1, distinguiéndose las zonas características de evolución microestructural anteriormente mencionadas.

Las Figuras 7.12 y 7.17 muestran los resultados de la caracterización microestructural en las condiciones I1 e I3 forjadas a 1000°C y 980°C respectivamente. Se observa la presencia de crecimiento anormal de grano en la zona central de la forja a 980°C. El crecimiento anormal de grano, como se indicó en el capítulo 2, es el resultado de la migración de interfaces con velocidades locales muy altas [8]. Aunque se distinguen diversos factores que favorecen el surgimiento de este fenómeno, existen pocas investigaciones relacionadas a la presencia de recristalización secundaria en el Inconel 718 [9,10].

Los resultados numéricos JMAK para la determinación del tamaño de grano promedio en las condiciones I1 e I3 se ilustran en las Figuras 7.14 y 7.18 respectivamente. Las forjas desarrolladas a 1000°C y 980°C presentan mayor refinamiento de grano, este efecto surge debido a la mayor proporción de la fase δ actuando como agente regulador del crecimiento de grano (ver capítulo 2). Durante el trabajo en caliente de la aleación 718 este efecto ayuda al control microestructural.

El comparativo de los resultados numéricos JMAK y su correspondiente valor experimental se ilustra en la **Figura 8.4**. Para las condiciones de forja desarrolladas a 1050°C y 1020°C se observa mayor refinamiento de grano,

comparado con las condiciones forjadas a mayor temperatura de la Figura 8.3, hecho originado por las características microestructurales descritas previamente.

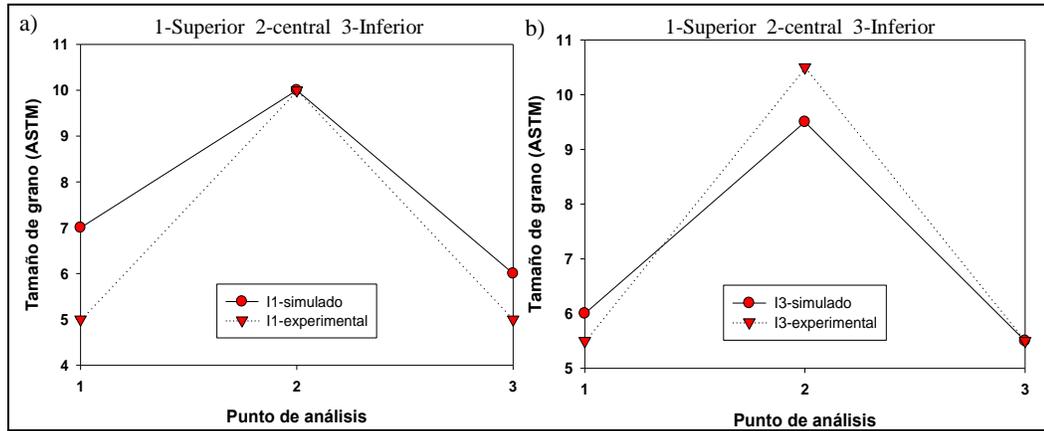


Figura 8.4 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) I1 e b) I3, para regiones de análisis superior, central, inferior.

Los resultados del modelo CA para las condiciones de forja a 1000°C y 980°C, se muestran en la Figura 7.16 y Figura 7.20. La representación microestructural del modelo no muestra presencia de recristalización parcial en la zona superior. Debido a la influencia de la densidad de dislocaciones en la ubicación de sitios de nucleación, la presencia de posibles núcleos, será inhibida debido a las bajas temperaturas y deformaciones registradas en estas localidades. La **Figura 8.5** muestra el tamaño de grano simulado contra el valor encontrado experimentalmente. Se observa una desviación significativa en la en la zona 1 de la condición de forja I1, este cambio se derivada de la baja deformación registrada y al carácter probabilístico del modelo.

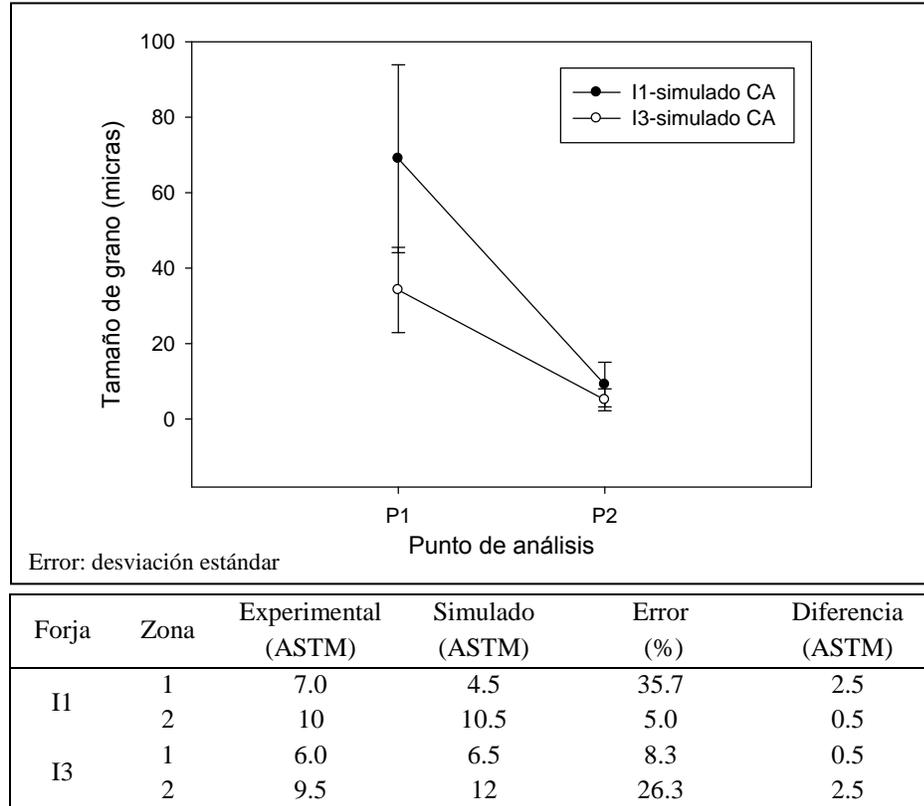


Figura 8.5 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja I1 y I3.

En las Figuras 7.15 y 7.19 se presentan los resultados de la simulación de la fracción recristalizada y el cambio de temperatura en la región superior y central de las condiciones I1 e I3. En ambas condiciones la zona central presenta un estado completamente recristalizado, con un incremento de temperatura de 60°C durante la deformación, este incremento de temperatura es similar al registrado en instrumentación experimental de las Tablas 5.2 y 5.2 del capítulo 5.

El cálculo numérico de la fracción recristalizada de la **Figura 8.6** presenta las condiciones de forja S1 y M1 (Figuras 7.3 y 7.9) desarrolladas a una temperatura superior a delta solvus, además de las condiciones I1 y I3 (Figuras 7.15 y 7.19) efectuadas a una temperatura de forja inicial inferior a 1010°C. El cambio de deformación efectiva se considera en la zona central de los especímenes forjados.

La fracción recrystalizada de la **Figura 8.6** indica el inicio de recrystalización para una deformación efectiva mayor de 0.7, logrando una fracción completamente recrystalizada para un valor inferior a 1.5 en la condición forja a 1050°C. Esta zona de análisis estará influenciada por la recrystalización concurrente durante la deformación. Sin embargo, como se ilustra en la **Figura 8.7**, en el transcurso de la operación de forja se presentarán diferentes fenómenos de recrystalización en virtud de la energía almacenada durante la deformación (capítulo 2).

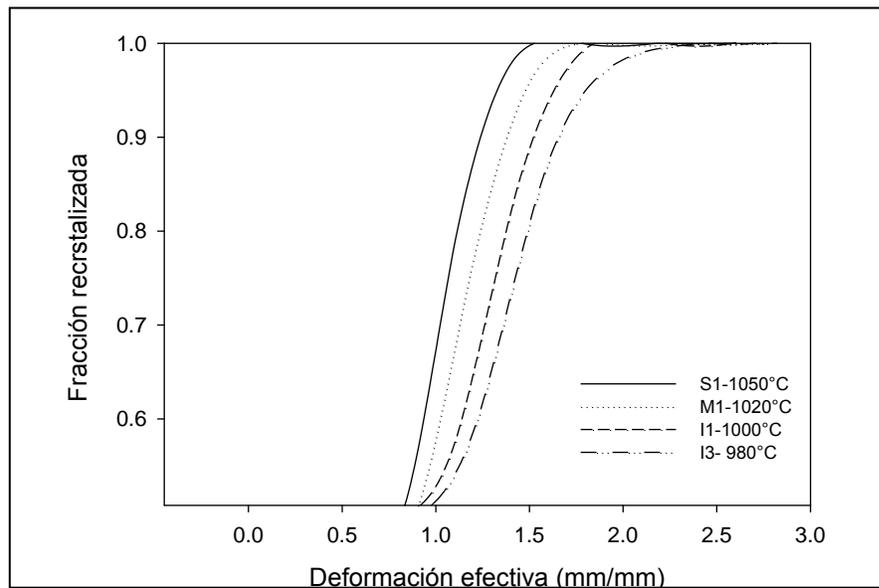


Figura 8.6 Cálculo de la fracción recrystalizada en función de la deformación efectiva para las condiciones de forja a un solo paso.

La **Figura 8.7** ilustra el cálculo JMAK de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja S1, I3, I1 y M1. El cambio de deformación efectiva en el gráfico se considera analizando la pieza forjada de manera vertical, iniciando en el punto más externo correspondiente a la altura final de 41mm (Figura 5.1) hasta la región central de la pieza.

El gráfico permite comparar los cambios microestructurales surgidos en las operaciones de forja desde 1050°C hasta 980°C. Por una parte se distingue la evolución metadinámica, siendo ésta ligeramente más pronunciada para la condición

I3 desarrollada a 980°C, presentando una ligera influencia en la región central de deformación. En cambio, el cálculo de la fracción dinámica para la condición S1, desarrollada a la mayor temperatura de forja, muestra una mayor evolución presentando una fracción completamente recrystalizada para una deformación efectiva cercana a 1.8.

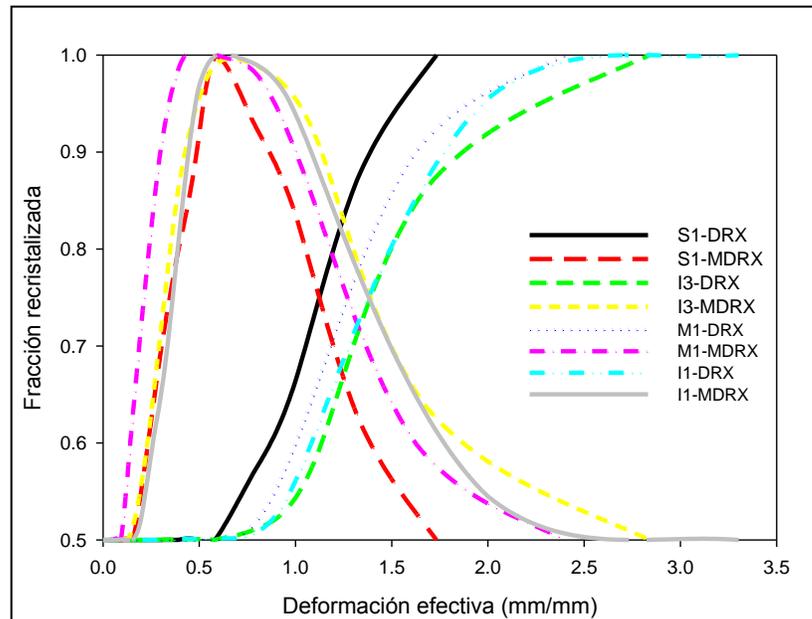


Figura 8.7 Cálculo de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja I3 y S1.

La simulación de la fracción recrystalizada indica que la región próxima a las bandas de deformación estará influenciada por la recrystalización metadinámica. La fracción recrystalizada MDRX de las condiciones forjadas exhibe un valor máximo para la deformación efectiva cercana a 0.6. La forja I3 presenta un valor máximo MDRX de 0.98 en la región localizada con deformación efectiva de 0.57. En los estudios realizados por P. Paramo, relacionados a la caracterización de la forja del Inconel 718, se muestra que estas regiones generan diversas distribuciones de grano, presentando un mayor crecimiento respecto a la condición de deformación central [11].

8.2.2 Forja abierta a dos pasos de deformación

Las Figuras 7.21 y 7.25 muestran los resultados de la caracterización microestructural de las condiciones S2 y M2, forjadas a dos pasos de deformación (Tabla 7.1), con una temperatura de forja final de 1020°C y 1000°C respectivamente. Al igual que las condiciones desarrolladas a una sola reducción, es posible observar una estructura completamente recristalizada en la zona central. Al comparar la condición S2 desarrollada en su segundo paso a 1020°C, con la forja M1, deformada a 1020°C en un solo paso, ambas condiciones presentan un tamaño de grano ASTM 9 en la región central. Esta similitud se presenta igualmente para la condición M2 y forja I1 con temperatura de forja de 1000°C, con un tamaño de grano central ASTM 10.

La **Figura 8.8** presenta los resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK aplicado a las forjas S2 y M2. En esta figura se observa una buena relación de los resultados experimentales y modelados, presentando la máxima desviación en la región 4 localizada en la periferia de la zona con flujo libre.

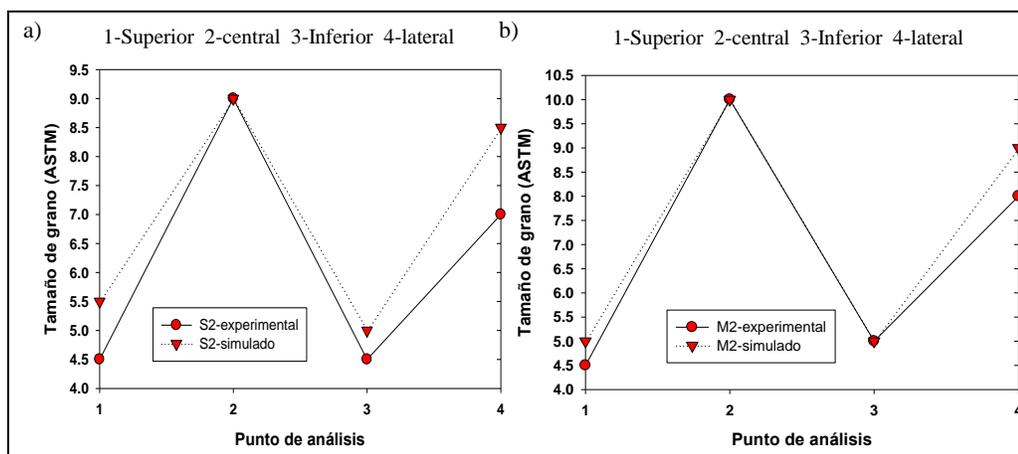
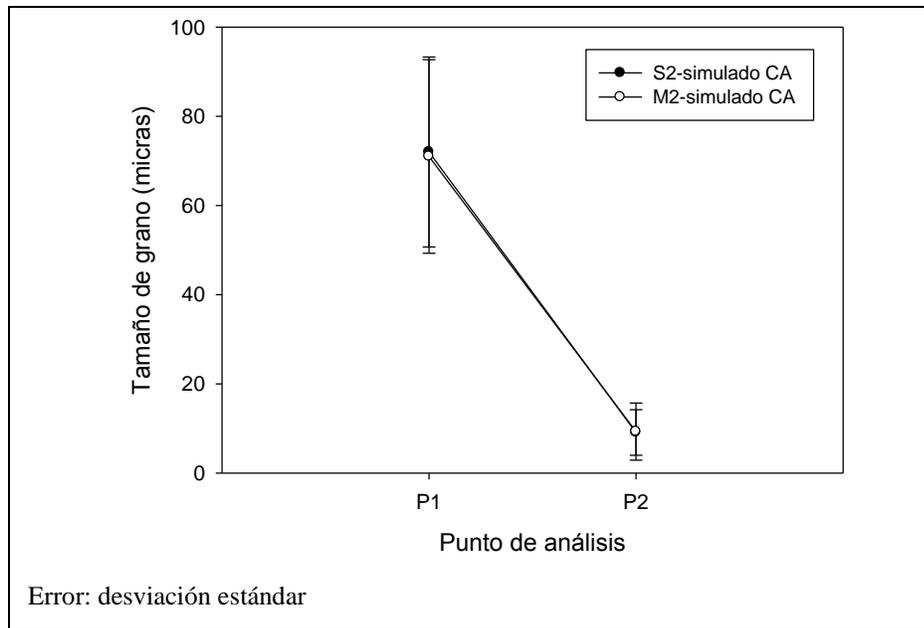


Figura 8.8 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) S2 y b) M2, para regiones de análisis superior, central, inferior y lateral.

Existen diversos estudios relacionados a la forja del Inconel 718 [12-28]. Dentro de estos estudios solamente algunos investigadores abordan el efecto de la operación de forja en varios pasos. Por ejemplo, Brooks [29] propone que una temperatura de forja baja (940°C), desarrollada a una mayor cantidad de pasos puede generar granos significativamente finos. Por otro lado, Park [5,30] en su investigación considera el efecto de la forja a dos pasos (en operaciones en planta y laboratorio) a temperaturas por arriba e inferiores a δ solvus.

Los resultados del modelo CA, ilustrados en las Figuras 7.24 y 7.28, se reúnen en la **Figura 8.9**. En ambas condiciones se resalta la escasa evolución microestructural en la zona superior (P1), como se explico previamente, este efecto surge debido a la disminución de temperatura y la insuficiente deformación local. En la condición de forja S2 se observa un tamaño de grano con gran refinamiento, comparado a la forja M1 desarrollada a 1020°C. Para la condición M2 y forja I1 se obtiene un tamaño de grano fino ASTM 10.5, presentando un error inferior al 6%.



Forja	Zona	Experimental (ASTM)	Simulado (ASTM)	Error (%)	Diferencia (ASTM)
S2	1	4.5	4.5	0	0
	2	9.0	10.5	16.6	1.5
M2	1	4.5	4.5	0	0
	2	10	10.5	5.0	0.5

Figura 8.9 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja S2 y M2.

La **Figura 8.10** ilustra el cálculo del cambio de la fracción recrystalizada en las forjas S2 y M2 (Figuras 7.23 y 7.27). Como se discutió previamente, este cambio es considerado desde la altura final de la pieza forjada hasta la región central. El cálculo del cambio microestructural muestra gran dependencia con la zona de análisis. Comparado con las condiciones de forja a un solo paso, las forjas en dos ciclos muestran una mayor influencia de la recrystalización metadinámica debido al tiempo disponible entre ciclos de deformación. Se distingue un máximo en la fracción metadinámica para la deformación efectiva cercana a 0.5, este valor disminuye hasta alcanzar un valor inferior a 0.2 en la región central de la pieza.

La fracción recrystalizada de manera dinámica muestra una disminución para valores de deformación efectiva de 0.5 a 1.25, alcanzando un valor máximo en la

zona central. El cambio de la fracción dinámica surge en virtud de la evolución previa en la fracción recrystalizada durante el primer paso de forja. Para una deformación efectiva superior a 1.5 se observa un efecto opuesto en los fenómenos de recrystalización, presentando un aumento en la fracción dinámica, mientras la fracción metadinámica disminuye a medida que se aproxima a la región central. Los valores de tamaño de grano en esta localidad, al ser influenciados principalmente por la recrystalización dinámica, desarrollarán un mayor refinamiento en el segundo paso de forja.

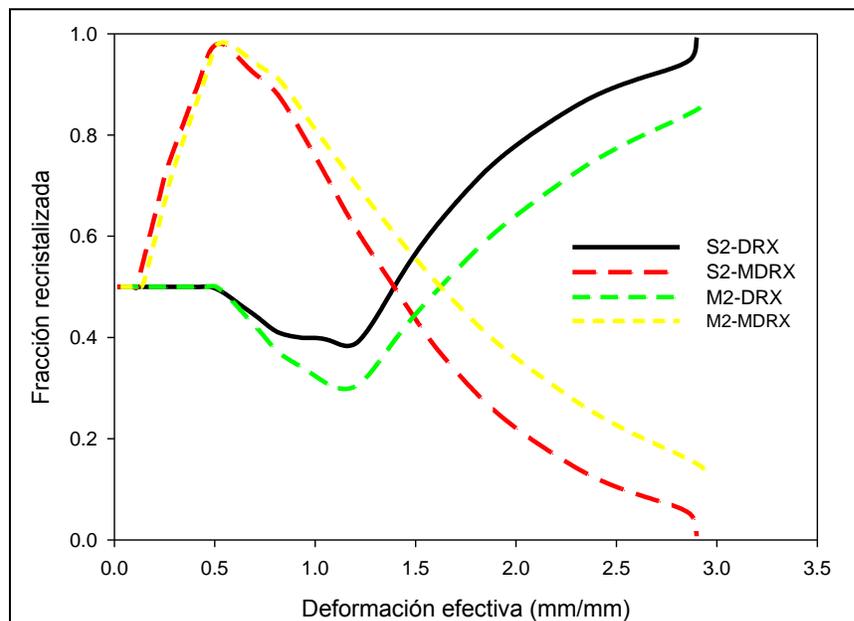


Figura 8.10 Cálculo de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja S2 y M2.

Las Figuras 7.29 y 7.33 muestran los resultados de la caracterización microestructural de las condiciones forjadas a dos pasos I2 y M3, ambas desarrolladas a la temperatura de forja final de 980°C. Según se observa en las figuras, el tamaño de grano recrystalizado tiene una gran dependencia en la temperatura de forja y velocidad de deformación [31]. Como se describió en el capítulo 4, el término que define la dependencia entre la temperatura y la razón de deformación se conoce como parámetro Zener-Hollomon.

La **Figura 8.11** reúne los resultados numéricos del modelo JMAK aplicados a las condiciones de forja I2 y M3. En estas condiciones de forja, ilustradas Figuras 7.30 y 7.34, se presenta un patrón de flujo similar al desarrollado experimentalmente. Existe un buen ajuste de los resultados numéricos, presentando la mayor diferencia de grano en la zona de análisis lateral en virtud de la sensibilidad del cambio de deformación en esta región.

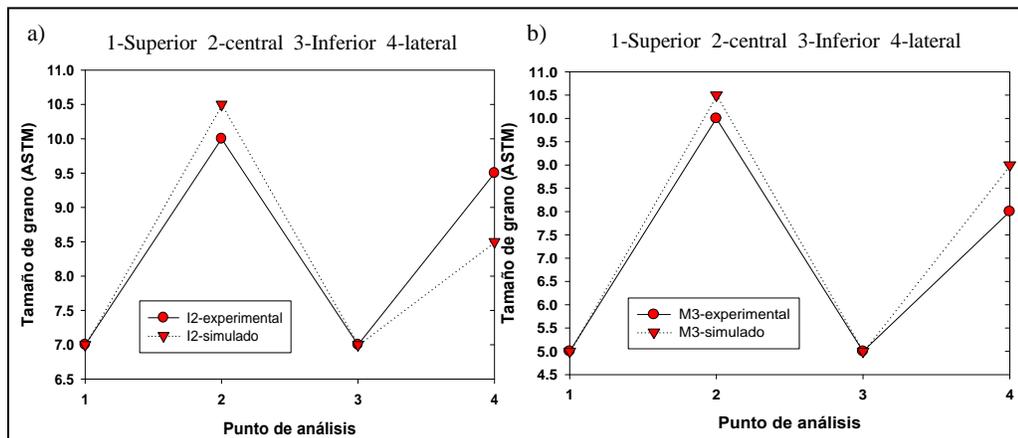


Figura 8.11 Resultados experimentales y numéricos del modelo JMAK en las condiciones de forja a) I2 y b) M3, para regiones de análisis superior, central, inferior y lateral.

La **Figura 8.12** registra los resultados de la simulación microestructural del modelo de autómatas celulares y su desviación estándar para las condiciones I2 y M3, descritas en las Figuras 7.32 y 7.36. En ambas condiciones de forja los resultados simulados en la zona central son mayores a los determinados experimentalmente, presentando el mayor refinamiento en la condición de forja I2 desarrollada a la temperatura de 1000°C y 980°C.

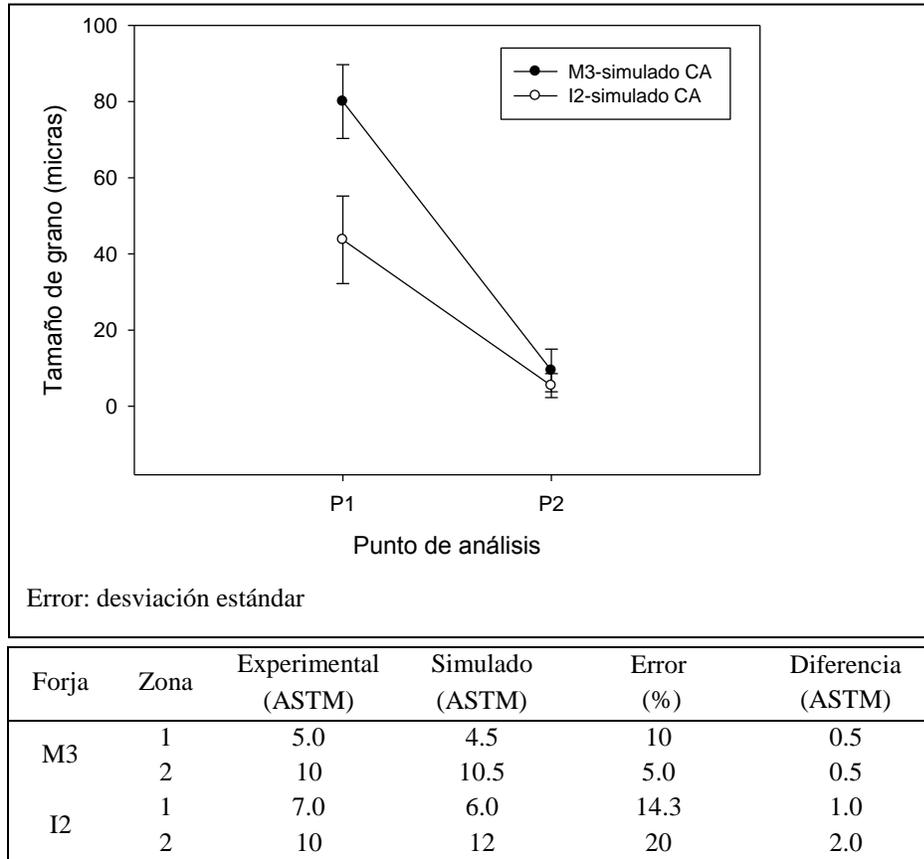


Figura 8.12 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones de forja I2 y M3.

La **Figura 8.13** muestra los resultados del cálculo de la fracción recristalizada en la región central de las condiciones I2 y M3. Las Figuras 7.31 y 7.35 presentan estos resultados de manera individual, observándose presencia de recristalización metadinámica y estática en las zonas de deformación libre. El comportamiento de la fracción recristalizada es similar al observado en la Figura 8.10, presentando valores máximos de recristalización metadinámica para una deformación efectiva próxima a 0.6. La velocidad de recristalización metadinámica deberá ser mayor que la velocidad de recristalización estática debido a que no existe un periodo de tiempo incipiente para la nucleación de nuevos granos recristalizados [32]. Una fracción de recristalización estática inferior a 0.2 se presenta en las zonas de deformación lateral (apéndice D).

De acuerdo a la Figura 8.13, la recrystalización metadinámica ocurre en el rango donde la recuperación dinámica y la recrystalización dinámica no presentan una contribución significativa. La recrystalización metadinámica depende ampliamente en el tamaño de grano inicial, además del grado de deformación. Es probable que este fenómeno esté relacionado estrechamente con la densidad de dislocaciones sin recuperar, acumulada en los granos refinados y su densidad se vea incrementada con la deformación, llevando al aumento de la recrystalización metadinámica.

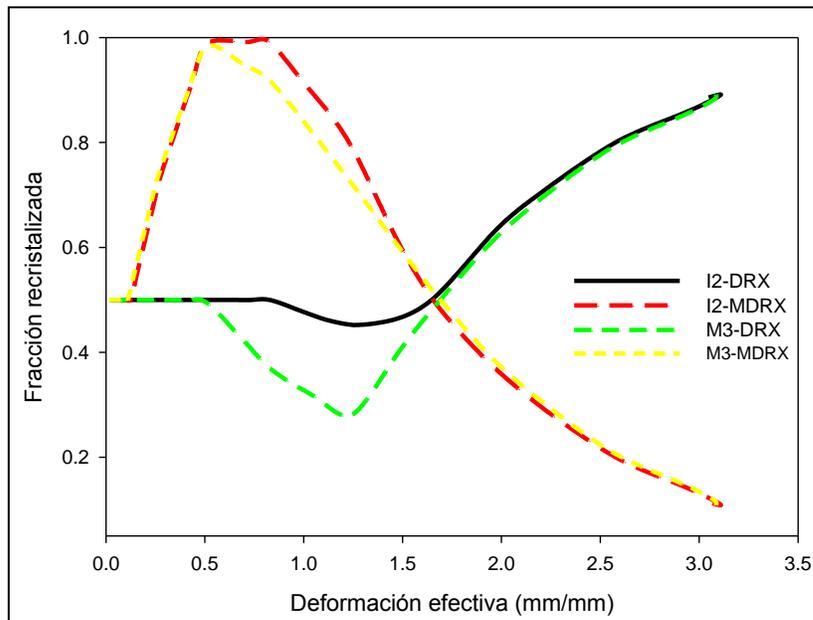


Figura 8.13 Cálculo de la fracción recrystalizada dinámica y metadinámica para las condiciones de forja I2 y M3.

Las Tablas 7.2 y 7.3 muestran los resultados de la simulación numérica JMAK y CA de las condiciones forjadas en el rango de temperatura de 980-1050°C. La **Figura 8.14** resume el tamaño de grano experimental y simulado de la región central de las condiciones de forja. Bajo el rango de temperaturas experimental se distinguen dos subdominios en la evolución microestructural, en el dominio a temperaturas inferiores a 1020°C (I2-I3), el control del tamaño de grano se debe en principio al bloqueo de las partículas de precipitación, llevando al desarrollo de un tamaño de grano fino [33]. En cambio, a temperaturas superiores a 1020°C (S1-S2) el

crecimiento de grano observa una mayor proporción tanto para las condiciones a uno y dos pasos de deformación.

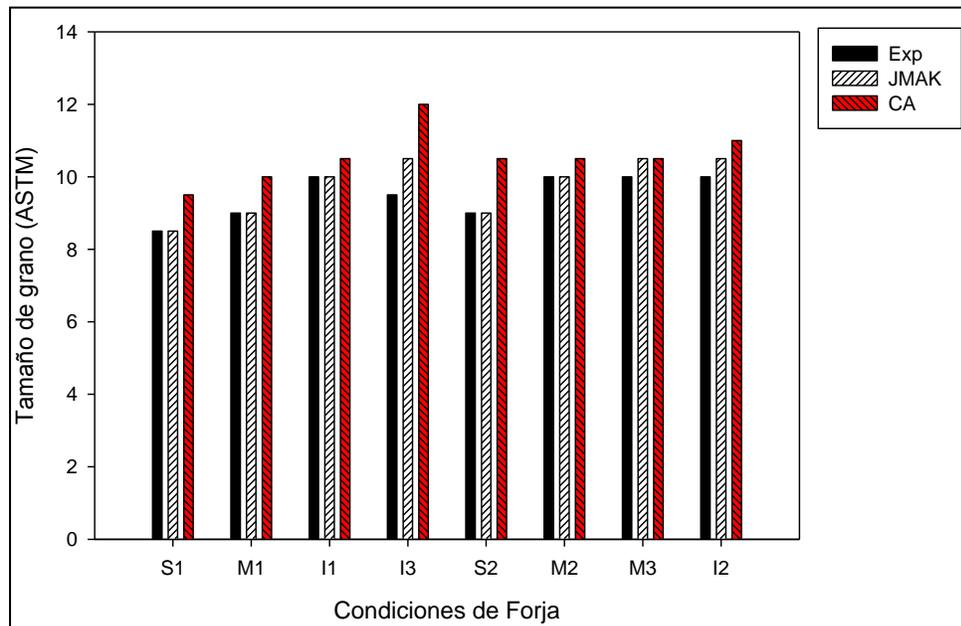


Figura 8.14 Simulación del tamaño de grano del modelo JMAK para las condiciones de forja deformadas en la región central en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.

Existe una aproximación razonable en el modelo CA, mostrando un incremento de tamaño de grano al aumentar la temperatura de deformación. La mayor divergencia se presenta en la condición I3 desarrollada a la temperatura inicial de 980°C. Esta desviación es posible esté relacionada con la mayor disponibilidad de energía almacenada, en términos de densidad de dislocaciones, generada durante el primer paso de deformación y a la mayor participación de la deformación por endurecimiento. La reducción de la desviación de los resultados numéricos podrá ser evaluada a través de la aplicación de nuevas reglas en el criterio de nucleación de los nuevos granos sin deformación.

Los resultados correspondientes al tamaño de grano con recristalización dinámica del modelo JMAK muestran un buen ajuste con la información

experimental, presentando desviaciones inferiores al 10% para las condiciones deformadas a dos pasos.

La **Figura 8.15** muestra el tamaño de grano experimental y simulado de la región superior de las condiciones de forja. En esta localidad se observa una mayor divergencia para las condiciones desarrolladas a un solo paso de deformación (S1, M1, I1 e I3), presentando gran dependencia con el tamaño de grano inicial en los modelos utilizados. Las condiciones deformadas a dos pasos muestran un mayor refinamiento, particularmente en las condiciones I2 y M3 desarrolladas a las temperaturas de 1000°C y 980°C. Este refinamiento al ser dependiente del tiempo, es indicativo de la necesidad estadística de esperar a que el evento de nucleación ocurra y permita que esas nuevas regiones con núcleos activos crezcan [34]. La región superior presenta recristalización parcial y una gran dependencia con la velocidad y grado de deformación, estas variables en conjunto con la temperatura son participes en la generación de sitios de nucleación.

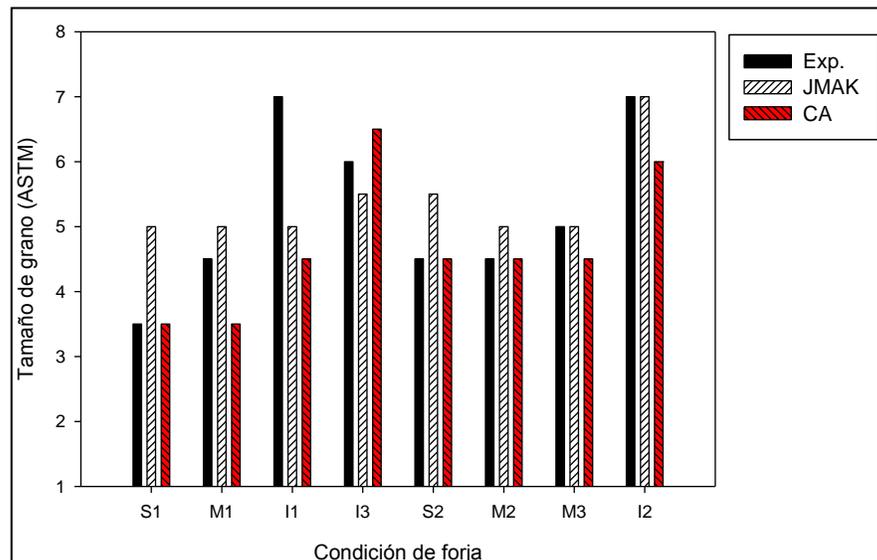


Figura 8.15 Simulación del tamaño de grano del modelo CA para las condiciones de forja deformadas en la región superior en el intervalo de temperaturas de 980-1050°C.

8.2.3 Simulación en compresión isotérmica

El análisis numérico y experimental del Inconel 718 comprende la evaluación de probetas obtenidas de la forja S1 y M1 desarrolladas a 1020°C y 980°C. Para la condición de prueba proveniente de la forja S1 se seleccionaron las zonas central y superior de las piezas forjadas, como se distingue en las Figuras 7.37 y 7.38.

En base a los resultados experimentales de la Figura 7.38, obtenidos mediante pruebas de compresión de laboratorio (sección 5.2.1), es posible distinguir en la zona de análisis superior la evolución microestructural de granos deformados preferencialmente con valor promedio ASTM 4.5. Respectivamente, la región central presenta indicios de recristalización anormal con un tamaño de grano promedio ASTM 8.

Los resultados numéricos mediante CA de la Figura 7.39 indican un tamaño promedio ASTM 8 tanto para la condición central así como para la región superior. El criterio de nucleación utilizado en el modelo CA, como se mencionó anteriormente, considera una cierta cantidad de núcleos activos al inicio de la deformación que crecerán en base a las reglas de transformación seleccionadas y su interacción con las células próximas.

La evolución microestructural de la prueba M1 bajo compresión isotérmica se muestra en la Figura 7.40. Existe evidencia de refinamiento de grano en la zona superior, presentando zonas parcialmente recristalizadas de manera uniforme. El tamaño de grano promedio (después de compresión) en esta zona tiene un valor aproximado a ASTM 7. Comparado con el tamaño de grano obtenido en la forja proveniente de la condición S1, se observa un mayor refinamiento microestructural, posiblemente debido a la presencia de un mayor número de sitios activos de nucleación favorecidos por la condición de forja S1 previamente desarrollada.

La zona central muestra un tamaño de grano promedio ASTM 8 similar al obtenido en la prueba compresión desarrollada de la forja S1. El resultado conjunto del modelo CA (Figuras 7.39 y 7.41) para las pruebas de compresión a 1020°C se ilustra en la **Figura 8.16**. Existe una gran dispersión de valores en las muestras sujetas a compresión provenientes de parte superior de la forja S1, donde la desviación de los datos con respecto a la media es de 34.4. Esta desviación sugiere que solamente parte de la microestructura sufre transformación durante la deformación, presentándose granos sin recrystalizar al final de la compresión. Aunque solamente existe una diferencia de grano con valor de 1 (ASTM) entre el máximo simulado y su respectivo tamaño de grano experimental ALA, existe un error promedio de 11 por ciento. Se obtuvo un buen ajuste de resultados en el modelo CA de las condiciones provenientes de la forja M1, con un error inferior al 8 por ciento y una desviación de 8 en la zona central de la pieza deformada [35].

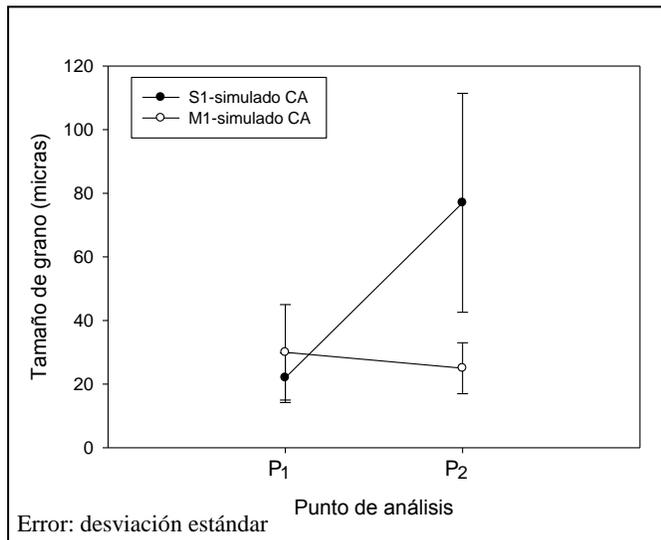


Figura 8.16 Resultados del cálculo del tamaño de grano mediante el modelo CA para las condiciones deformadas isotérmicamente a 1020°C.

En términos generales, la evaluación de las pruebas de compresión isotérmica permite la distinción de una limitada recrystalización ocurriendo alrededor de los límites de grano primario generados durante el primer paso de forja. Las microestructuras de grano grueso, particularmente la condición M1, generan

microestructuras de collar durante el segundo paso de forja. La recrystalización dinámica está limitada con el incremento de tamaño de grano. A medida que el número de sitios de nucleación necesarios para la formación de nuevos granos es escaso, la velocidad DRX decrecerá con el incremento del tamaño de grano inicial [36,37].

La aleación base níquel Incoloy 909 fue utilizada en la validación e implementación del modelo de autómatas celulares, los resultados mecánicos y numéricos se muestran en las Figuras 7.42-7.47. La composición química nominal de la aleación 909 (Tabla 2.1) presenta cantidades considerables de Fe y Co, además de la adición de Nb y Si. El gran contenido de cobalto en la aleación 909 favorece la formación de la fase de transición ϵ'' y la fase de equilibrio ϵ . Estas fases, aunque con morfología semejante a la fase delta de la aleación 718, presentan una cristalografía distinta [38]. Así mismo, durante el trabajo en caliente y recocido, la fase Laves se utiliza como agente controlador del tamaño de grano.

La aleación 909, al igual que la aleación 718, obtiene su reforzamiento por precipitación, siendo su principal refuerzo la fase gama prima γ' [39]. Para la validación del modelo CA se seleccionaron temperaturas de deformación a 900°C y 1060°C, los especímenes deformados a 1100°C no fueron considerados debido a que no presentaban un cambio significativo en la evolución microestructural comparado con los especímenes a 1060°C. Los resultados experimentales de los especímenes deformados a 900°C se muestran en la Figura 7.42, es posible observar un refinamiento de grano con valor promedio de 13 μm , en cambio, los resultados de las pruebas desarrolladas a 1060°C muestran un tamaño de grano promedio al final de la deformación de 22.5 μm .

La simulación del comportamiento mecánico a 900°C, Figura 7.44, muestra un esfuerzo máximo entre 370 y 400Mpa, con una deformación efectiva aproximada de 1mm/mm. El esfuerzo calculado a 1060°C presenta una disminución comparado

con la condición previa, registrando valores en la región central cercanos a 170Mpa, de acuerdo a la Figura 7.47.

Los resultados del modelo CA para las condiciones a 900°C y 1060°C se presentan en la Figura 7.43 y Figura 7.46 respectivamente. Los resultados generales se listan en la Tabla 7.5. El error del tamaño de grano simulado respecto a su valor experimental es inferior al 12.5 por ciento en ambas condiciones, presentando un mejor ajuste para la condición desarrollada a menor temperatura [40]. El hecho de obtener un mayor refinamiento en la condición desarrollada a 900°C, es posible corresponda a la mayor proporción de fases precipitantes, mientras que a 1060°C será afectado principalmente por la fase Laves durante la deformación [39].

Estudios de forja previos han encontrado relación entre la evolución del tamaño de grano y las condiciones de deformación, por ejemplo, C. Martínez [41] realizó pruebas de forja del Incoloy 909 a 1060°C, consiguiendo una microestructura con tamaño de grano promedio 8 ASTM. Las condiciones de deformación tienen un papel determinante en el cambio microestructural, pero el refinamiento de grano también estará influenciado por la proporción de fases precipitantes, en este sentido, el contenido de silicio (promotor de las fases laves y ϵ) tendrá un papel importante en la evolución microestructural.

8.3 Simulación del rolado

En esta sección se discuten los resultados del modelo detallado en los capítulos 6 y 7, basado en la plataforma DeformTM dedicada al rolado de anillos en caliente. En esta sección se discute la implementación de un modelo microestructural y su relación con las principales variables inherentes al rolado del Inconel 718.

Las Figuras 7.48 a la 7.51 muestran la evolución de las principales variables de procesamiento en el rolado de anillos, distinguiéndose los puntos de análisis en la región superior (P1) y la región central (P2). Durante el rolado, el centro del anillo se mantiene a elevada temperatura logrando incrementar su valor debido a la adición de energía durante la deformación. La evolución de temperatura es calculada en cada paso de la revolución, tomando en consideración el contacto existente entre los rodillos.

De acuerdo a la Figura 7.48, la distribución de deformación es menor en el centro la pieza, alcanzando un valor máximo en la región interior y exterior del anillo. La simulación FE indica la formación de bordes de contacto en la parte superior e inferior del anillo, este efecto es producto del contacto localizado de los rodillos axiales. Las esquinas inicialmente a temperaturas bajas, alcanzan temperaturas mayores a la región central, Figura 7.50. En materiales altamente aleados, es factible la presencia de fracturas en regiones de contacto localizado debido a la concentración de deformación, especialmente si el material es rolado a bajas temperaturas [42].

La simulación del esfuerzo efectivo registra un valor aproximado de 400Mpa, mientras la zona central presenta un esfuerzo efectivo de 295Mpa al final del rolado. La velocidad de deformación por su parte, muestra una alta distribución en el borde superior de la geometría rolada.

Los resultados experimentales y numéricos de la Figura 7.51 muestran el cambio de temperatura durante el intervalo de deformación. La temperatura en la zona central y superior al final del proceso es próxima a 890°C y 960°C respectivamente, mostrando una buena aproximación con su referente experimental. Además de la temperatura, parámetros como la velocidad de rolado y las condiciones de enfriamiento tienen influencia en el cambio de microestructura del rolado de anillos [43].

El modelo JMAK implementado para el cálculo del tamaño de grano promedio (Figura 7.52) muestra un tamaño final de 9.5 ASTM en la sección central del anillo. En esta región la deformación efectiva es cercana a 0.5, presentando una velocidad de deformación es 0.5 s^{-1} y una temperatura de 961°C al final del rolado. Los resultados numéricos concuerdan con la evaluación experimental realizada después del rolado [44].

La simulación por elementos finitos permite realizar un seguimiento de la temperatura y la deformación durante el proceso de rolado, en base a esta información es posible aplicar modelos para determinar la evolución microestructural durante el procesamiento termomecánico. La **Figura 8.17** muestra los resultados del modelo JMAK en función del cambio de temperatura y deformación. Los resultados de este modelo indican que para una deformación efectiva de 0.5 (valor aproximado en la región central del anillo) existirá un refinamiento de grano mayor comparado con los valores a menor de deformación efectiva.

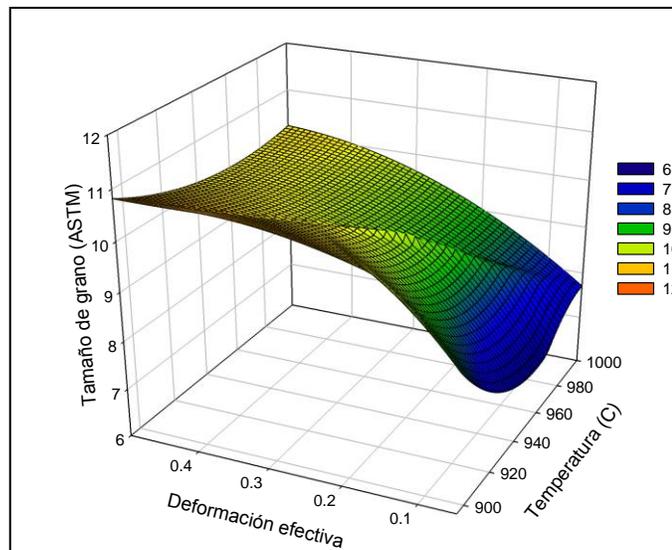


Figura 8.17 Resultados del cálculo del tamaño de grano JMAK para el proceso de rolado del Inconel 718.

Existen diversas metodologías para determinar el tamaño de grano en los procesos de forja. El modelo microestructural descrito en la referencia [5] considera el tamaño de grano inicial y la velocidad de deformación como un factor importante en la evolución del tamaño de grano. La **Figura 8.18** presenta los resultados de este modelo aplicado a la región central del anillo rodado. Se consideran 3 niveles de deformación y tres tamaños de grano inicial. En base a los resultados obtenidos, es posible distinguir la influencia del tamaño de grano inicial en la evolución microestructural, alcanzando un mayor refinamiento para aquellas condiciones con un tamaño de grano inicial menor. La aplicación de este modelo en las condiciones de forja previamente evaluadas arroja una desviación de tamaño de grano ASTM inferior a 1 en la región central (anexo C). En otros modelos [45], además de incluir la influencia del tamaño de grano inicial, se enfatiza en el crecimiento de grano durante el calentamiento y estancia usando modelos de crecimiento en función del tiempo. Utilizados en conjunto con modelos de recristalización dinámica, estos modelos proporcionan un mejor acercamiento de la evolución microestructural durante rodado en caliente.

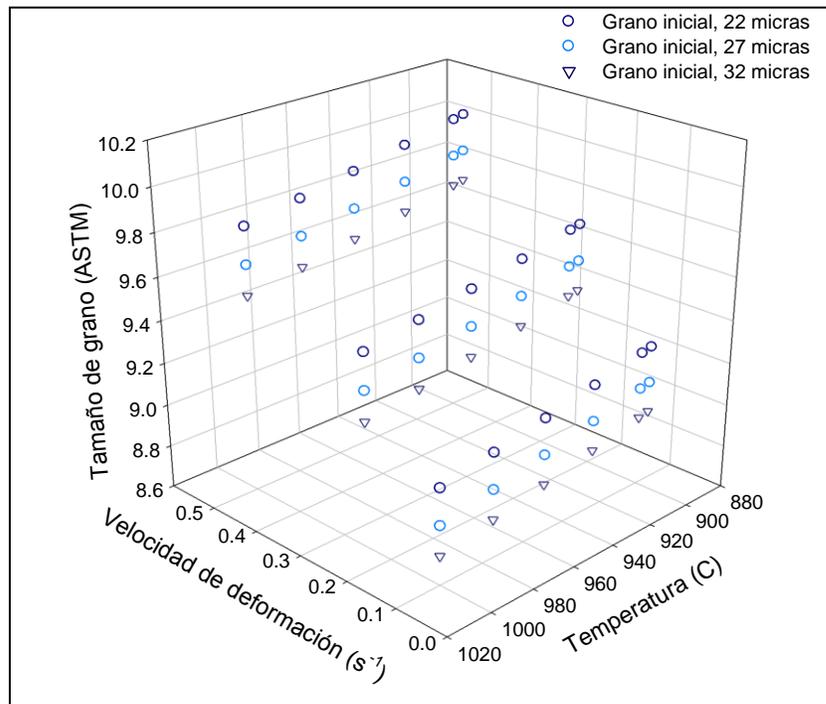


Figura 8.18 Resultados del cálculo del tamaño de grano promedio para el proceso de rolado del Inconel 718.

En general, la aplicabilidad y precisión de los modelos JMAK y CA será dependiente de las limitantes inherentes a cada modelo. Por un lado, los modelos fenomenológicos JMAK, ampliamente utilizados en el cálculo del tamaño de grano promedio, consideran que la energía almacenada en el material estará uniformemente distribuida y las fases recrystalizadas crecerán de manera isotrópica, considerando que eventos como la precipitación de fases secundarias no ocurrirán durante la recrystalización. Además de las limitantes mencionadas, los modelos JMAK no son sensibles a los diferentes cambios morfológicos de grano [34]. Considerando los aspectos anteriores, la disminución del error incurrido en el modelo JMAK implementado podrá evaluarse a través de la modificación de las cinéticas de recrystalización.

La gran notoriedad de los modelos CA se fundamenta en su capacidad de escalamiento y representación de las características topológicas del cambio

microestructural influenciada por la evolución de variables físicas. Sin embargo, estos modelos presentan algunas limitantes entre las que se distinguen; la capacidad de simular la evolución microestructural es sistemas de una sola fase, la ausencia de información experimental confiable para soportar un mayor desarrollo del modelo microestructural y la influencia en la heterogeneidad de la energía almacenada [46].

Además de las limitantes asociadas a cada modelo microestructural, la desviación de resultados puede incluir variables dependientes del análisis FE como son; mayores deformaciones que las consideradas en las ecuaciones, extrapolación de datos mecánicos fuera del rango de medición, menor temperatura de operación y baja proximidad en los coeficientes de transferencia de calor [47,48].

Las limitantes planteadas marcan las posibles áreas de oportunidad en el progreso de modelos más robustos que permitan un acercamiento estrecho de los fenómenos físicos surgidos durante los procesos de formado.

8.4 Referencias

1. Wang Y, et al., “Microstructure evolution during dynamic recrystallization of hot deformed superalloy 718”, *Materials Science and Engineering A* 486 (2008) 321–332.
2. Matthew J. Donachie, Stephen J. Donachie, “*Superalloys: A Technical Guide*”, ASM International, (2002).
3. S. Coste, Thèse “Détermination des Lois D’évolution Microstructurale de L’alliage 718 Lors du Matriçage,” ENSIACET, 118 rte de Narbonne, 31097 Toulouse France, (2003).
4. J.F. Uginet, J.J. Jackson, “*Alloy 718 Forging Development for Large Land-Based Gas Turbines*”, *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*, TMS (2005).
5. N.K. Park, et al., “*Hot forging of a nickel-base superalloy*”, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 111 (2001) 98-102.
6. N.K. Park, et al., “*Two step forging of Alloy 718*”, *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*, TMS (1997) 173-182.
7. Azadian et al., “*Delta phase precipitation in Inconel 718*”, *Materials Characterization* 53 (2004) 7–16.
8. John D. Verhoeven, “*Fundamentos de metalurgia física*”, Ed. Limusa (1987), Cap. 10, 347.
9. JF Uginet, B. Pieraggi, “*Study of Secondary Grain Growth on 718 Alloy*”, *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*, TMS (1997).
10. Robin Schwant, “*Extending the Size of Alloy 718 Rotating Components*”, *Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives*, TMS (2005).
11. Pedro J. Paramo, “*Caracterización microestructural y mecánica de una aleación INCONEL 718 con deformación termomecánica a diferentes condiciones*”, Tesis de Maestría, UANL, (2011).

12. Robert P. Guest, Sammy Tin, “*Modelling Microstructural Transformations of Nickel Base Superalloy In 718 During Hot Deformation*”, Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, TMS (1997).
13. Hwa-Teng Lee, “*Development of fine-grained structure and the mechanical properties of nickel-based Superalloy 718*”, Materials Science and Engineering A 555 (2012) 13– 20.
14. Joon Tae Yoo, “*Material characterization of Inconel 718 from free bulging test at high temperature*”, Journal of Mechanical Science and Technology, 26 (2012) 2101-2105.
15. J. Krawczyk, “*Strain Induced Recrystallization In Hot Forged Inconel 718 Alloy*”, Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 57 (2012).
16. Zhang, J.M., Gao, Z.Y., Zhuang, J.Y., Zhong, Z.Y., “*Mathematical modeling of the hot deformation behavior of superalloy IN 718*”, Metallurgical and Materials Transactions A. 30, (1999) 2701-2717.
17. Petit, P., Fesland, J P., “*Manufacturing of large In 706 and IN 718 Forging Parts*”, Superalloys 718, 625,706 and various derivatives. TMS, Warrendale, PA, (1997) 153-162.
18. Prasad, Y.V.R.K., Srinivasan, N., “*Microstructural control in hot working of IN-718 superalloy using processing map*”, Metallurgical and Materials Transactions: A. 25, (1994) 2275-2284.
19. A. Nowotnik , “*Mechanical properties of hot deformed Inconel 718 and X750*”, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 50 (2012).
20. Srinivasan, R., Ramnarayan, V., Deshpande, U., Jain, V., Weiss, I., “*Computer simulation of the forging of fine grain IN-718 alloy*”, Metallurgical and Materials Transactions A. 24, (1993) 2061-2069.
21. Young-Sang Na, “*Prediction of Microstructure Evolution during High Temperature Blade Forging of a Ni-Fe Based Superalloy, Alloy 718*”, Metals and Materials International, Vol. 9, No. 1 (2003) 15-19.
22. Jung Han Song, Hoon Huh, “*The Effect of Strain Rate on the Material Characteristics of Nickel-based Superalloy Inconel 718*”, Key Engineering Materials Vols. 340-341 (2007) 283-288.

23. N. Srinivasan and Y.V.R.K. Prasad, “*Microstructural Control in Hot Working of IN-718 Superalloy Using Processing Map*”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 25A, (1994) 2275-84.
24. Jong Taek Yeoma, “*Finite-element analysis of microstructure evolution in the cogging of an Alloy 718 ingot*”, Materials Science and Engineering A 449–451 (2007) 722–726.
25. Medeiros, S.C., Prasad, Y.V.R.K., Frazier, W.G., Srinivasan, R., “*Microstructural modeling of metadynamic recrystallization in hot working of IN 718 superalloy*”, Materials Science and Engineering A. 293, (2000) 198-207.
26. Dandre, C.A., Roberts, S.M., Evans, R.W., Reed, R.C., “*Microstructural evolution of Inconel 718 during ingot breakdown: process modeling and validation*”, Materials Science and Technology, 16 (2000) 14-25.
27. Young-Sang Na, Simulation of microstructures for Alloy 718 blade forging using 3D FEM simulator, Journal of Materials Processing Technology 141 (2003) 337–342
28. Andrea Agnoli, “*Understanding and Modeling of Grain Boundary Pinning in Inconel 718*”, Superalloys 2012: The 12th International Symposium on Superalloys (2012).
29. Brooks, J.W., “*Forging of superalloys. Materials and Design*”, 21, (2000) 297-303.
30. N.K. Park, “*Two Step Forging of Alloy 718*”, Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives, TMS (1997).
31. Roberts, W., Boden, H., and Ahlblom, B., “*Dynamic Recrystallization Kinetics*, ” Met. Sci., 13, (1979) 195.
32. Martin C. Mataya, “*Simulating microstructural evolution during the hot working of alloy 718*”, JOM Volume 51, Number 1 (1999), 18-26.
33. Jaeger et al., “*Inconel 718 Single and Multipass Modelling of Hot Forging*”, Superalloys 2012 International Symposium, TMS (2012) 663-673.
34. Alexander R. Bandar, et al., “*Microstructure Modeling of the Superalloy Ingot Breakdown Process*”, TMS (2007) 1-10.

35. Luis Reyes Osorio et al., “*Microstructural Analysis of Near Delta Solvus Thermo mechanical Compression of Inconel 718 Superalloy*”, MS&T 2012 CD: Proceedings from the Materials Science & Technology Conference, Pittsburgh PA (2012).
36. W. Roberts, H. Boden and B. Ahlblom, “*Dynamic Recrystallization Kinetics*”, Met. Science, Vol 13 (1979) 195- 205.
37. M. J. Luton and C. M. Sellars, “*Dynamic recrystallization in Nickel and Nickel-Iron Alloys during High-Temperature Deformation*”, Acta Met., Vol 17, (1969) 1033.
38. Heck K., Smith D., Smith J., Wells D., Holderby M., “*The physical metallurgy of a silicon-containing low expansion superalloy*”, The Metallurgical Society Superalloys, (1988) 151-160.
39. Kusabiraki K., Amada E., Oka T., “*Precipitation and Growth of γ' Phase in an Fe-38-Ni-13Co-4.7Nb Superalloy*”, ISIJ International, Vol. 36, No. 2, (1996) 208-214.
40. Luis Reyes Osorio et al., “*Microstructural Modeling of Fe-Ni-Co Alloy during Hot Compression*”, MS&T 2012 CD: Proceedings from the Materials Science & Technology Conference, Pittsburgh, PA (2012).
41. Carlos A. Martínez Soto, “*Efectos Microestructurales en los Procesos de Deformado en Caliente y Tratamiento Térmico en la Aleación de Inconel 909*”, Tesis de Maestría, UANL, (2008).
42. A. Kluge, et al., “Control of Strain and Temperature Distribution in the Ring Rolling Process”, J. Mater. Process. Technol. 45 (1994) 137-141.
43. S.G. Xu, Q.X. Cao, “*Numerical simulation of the microstructure in the ring rolling of hot steel*”, Journal of Materials Processing Technology, 43 (1994) 221-235.
44. J. Huez. J-L. Noyes and J. Coupu, “*Three-Dimensional Finite-Element Simulation of Hot Ring Rolling*”, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, TMS, (2001).
45. Jong-Taek Yeom, Eun-Jeoung Jung, “*FE Simulation of Microstructure Evolution During Ring Rolling Process of Inconel Alloy 783*”, 7th International symposium on superalloy 718 and Derivatives TMS (2010).

46. Ho Won Lee, Yong-Taek Im, “*Cellular Automata Modeling of Grain Coarsening and Refinement during the Dynamic Recrystallization of Pure Copper*”, *Materials Transactions*, Vol. 51, No. 9 (2010) 1614-1620.
47. Yang He, et al., “*Review on cellular automata simulations of microstructure evolution during metal forming process: Grain coarsening, recrystallization and phase transformation*”, *Science China, Technological Sciences* Vol.54 N8 (2011): 2107–2118.
48. D. Huang, W.T. Wu, D. Lambert, and S.L. Semiatin, “*Computer simulation of microstructure evolution during hot forging of Waspaloy and nickel alloy 718*”, *Microstructure Modeling and Prediction during Thermomechanical Processing*, Proceedings, Eds. R. Srinivasan, S.L. Semiatin, A. Beaudoin, S. Fox and Z. Jin, TMS, (2001)137-46.

Conclusiones y recomendaciones

9.1 Conclusiones

Se deriva como principal aporte de esta investigación la implementación de modelos numéricos JMAK y modelos discretos CA para el control del tamaño de grano asociado al trabajo mecánico a alta temperatura de la aleación Inconel 718. Los modelos microestructurales utilizados fueron validados a través de pruebas experimentales en planta y en especímenes sometidos a compresión isotérmica.

Las conclusiones de esta investigación se puntualizan en los siguientes apartados:

- Se determinó el tamaño de grano para las secuencias de forja desarrolladas a temperaturas entre 980°C y 1050°C, en uno y dos pasos de deformación, permitiendo su comparativa con los modelos numéricos aplicados.
- Se identificaron diferentes zonas de comportamiento microestructural en las forjas evaluadas, estas regiones presentan coincidencia con los resultados experimentales obtenidos. Las zonas en contacto con las herramientas de operación muestran localidades con flujo estacionario y limitada deformación, en cambio, la región ubicada en el centro de los especímenes muestra una mayor cantidad de deformación. Esta última promueve una mayor fracción recristalizada dinámicamente lo que resulta en un tamaño de grano más pequeño, esta ubicación muestra un buen ajuste con los resultados

experimentales, presentando un cambio inferior a 1 en el tamaño de grano ASTM.

- Los resultados numéricos de la cinética de recristalización del modelo JMAK concuerdan con los resultados experimentales, presentando recristalización dinámica completa en la región central. El cálculo del modelo JMAK muestra un incremento en la fracción recristalizada para deformaciones próximas a 1.2.
- El modelo JMAK para las forjas realizadas a dos pasos presentó un error inferior al 13% para las forjas en el intervalo de 1020°C a 980°C, mostrando buen ajuste con los valores experimentales reportados. En estas secuencias de forja, la segunda deformación produce una recristalización dinámica secundaria llevando al refinamiento de grano. La fracción recristalizada y el tamaño de grano de las condiciones de forja presentan una gran dependencia en las condiciones de forja y su localización en la pieza deformada.
- El modelo discreto CA presenta un buen ajuste para las zonas deformadas dinámicamente a dos pasos, con un error inferior al 20%. El modelo presenta variación limitada de la densidad de dislocaciones en las zonas de flujo estacionario, este comportamiento indica la notable influencia de la deformación y temperatura en la evolución local de las células del modelo.
- La evaluación de las pruebas de compresión isotérmica permitió la distinción de una limitada recristalización ocurriendo alrededor de los límites de grano primario generados durante la operación de forja previa.
- Se obtuvo un buen ajuste de la simulación microestructural realizada para la validación del modelo CA de la aleación base níquel Incoloy 909. El error del tamaño de grano simulado respecto a su valor experimental fue inferior al 12.5%.

- Se simuló mediante FEM el cambio de temperatura y deformación durante el proceso de rolado del Inconel 718, los resultados de estas variables se integraron a un modelo JMAK para determinar la evolución del tamaño de grano durante el procesamiento termomecánico.
- El cálculo del tamaño de grano promedio en el rolado de anillos muestra una buena aproximación de las condiciones térmicas y mecánicas en la sección central del anillo después del rolado. Los resultados numéricos concuerdan con la evaluación experimental reportada en la literatura.

9.2 Recomendaciones

Se recomienda realizar más pruebas experimentales con el fin de obtener un tamaño de grano homogéneo en las piezas forjadas, este diseño experimental deberá considerar la variación de secuencias de deformación y temperaturas de forja, particularmente aquellas temperaturas inferiores a 1000°C.

Se recomienda considerar la evolución microestructural durante los traslados de las piezas hasta el inicio de la deformación. Asimismo, generar modelos que permitan evaluar la cinética de recristalización durante una exposición prolongada en hornos de calentamiento.

Se recomienda incluir en los modelos CA reglas de transformación más robustas que permitan una mejor predicción de los cambios microestructurales bajo condiciones de recristalización parcial. Este desarrollo podría lograrse a través de subrutinas implementadas en la plataforma de elementos finitos DeformTM.

9.3 Contribución científica y tecnológica

Los métodos de simulación microestructural son herramientas que han mostrado validez en operaciones de forja, estos pueden ser considerados para la predicción inmediata de procesos o productos, además de su posible uso como herramienta analítica virtual, en este último caso, cuando los modelos han sido puestos a prueba y muestran confiabilidad, pueden ser utilizados para explorar cambios en la calidad del producto bajo diferentes condiciones de frontera virtuales durante la producción. En este trabajo se realizó un estudio de la evolución microestructural de las aleaciones base níquel durante el procesado termomecánico a través de técnicas numéricas de elemento finito y el acoplamiento de modelos JMAK y modelos discretos CA.

La introducción de nuevos enfoques de modelación numérica en la industria busca una mayor comprensión de los fenómenos físicos con el objetivo de definir trayectorias viables de procesamiento, a través de la relación de variables físicas con parámetros de relevancia durante la forja como son; el tamaño inicial de grano, temperatura de operación y grado de deformación. La implementación de la metodología de simulación de este trabajo podrá ser reproducida, promoviendo su aplicación, de esta manera se podrá generar nuevo y mejor conocimiento en este campo. Desde la perspectiva tecnológica los modelos desarrollados ayudarán al diseño de nuevas rutas de proceso de las aleaciones base níquel, eliminando o reduciendo las técnicas tradicionales de prueba y error que representan altos costos y tiempos de procesamiento.

Anexos

9.1 Anexo A-Distribución de tamaño de grano inicial

Microestructura inicial condición S1		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	35	151
90	41	127
180	34	127
270	104	359
Promedio	54	

Microestructura inicial condición M1		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	63	359
90	48	151
180	41	151
270	53	213
Promedio	52	

Microestructura inicial condición I1		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	22	127
90	71	213
180	75	359
270	72	302
Promedio	60	--

Microestructura inicial condición I3		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	52	213
90	40	127
180	82	254
270	61	179
Promedio	58	--

Microestructura inicial condición S2		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	74	213
90	67	179
180	40	127
270	104	359
Promedio	71	--

Microestructura inicial condición M2		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	35	151
90	62	254
180	43	151
270	47	213
Promedio	48	--

Microestructura Inicial condición M3		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	77	254
90	47	--
180	103	302
270	51	--
Promedio	69	--

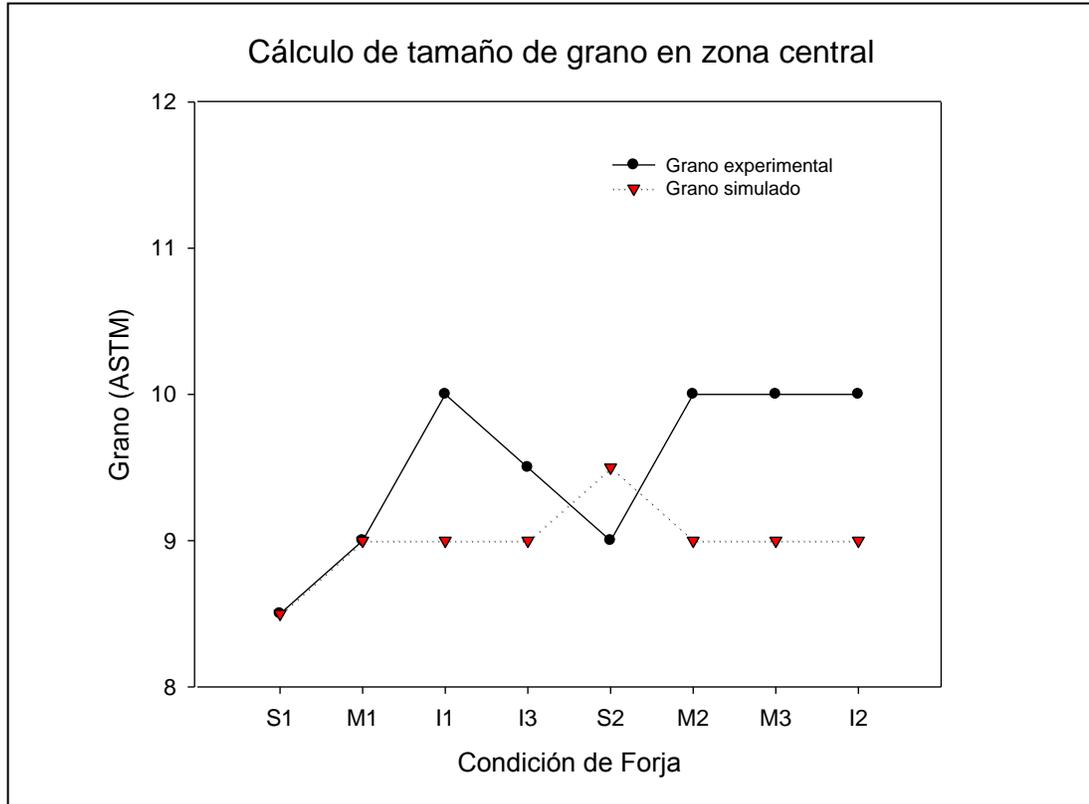
Microestructura inicial condición I2		
Ángulo	Zona central (μm)	
	Promedio	ALA
0	42	179
90	51	179
180	45	179
270	41	213
Promedio	45	--

9.2 Anexo B-Parámetros utilizados en el modelo CA

Vector de Burgers (b)	Vector que denota la magnitud y dirección de distorsión de la red asociada con una dislocación.
Radio atómico del Níquel (R)	0.1246
Longitud del borde del cubo a y el radio atómico	$a = 2R\sqrt{2}$
Parámetro de red del Inconel 718 (a)	0.36nm
Para estructuras FCC	$b = \frac{a}{2} [hkl]$
Plano y dirección de mayor empaquetamiento en un material con estructura FCC	(111) $\langle 110 \rangle$
Magnitud del vector de Burgers	$ b = \frac{a}{2} [(1)^2 + (1)^2 + (0)^2]$
Vector de Burgers (b)	$ b = 0.25nm$

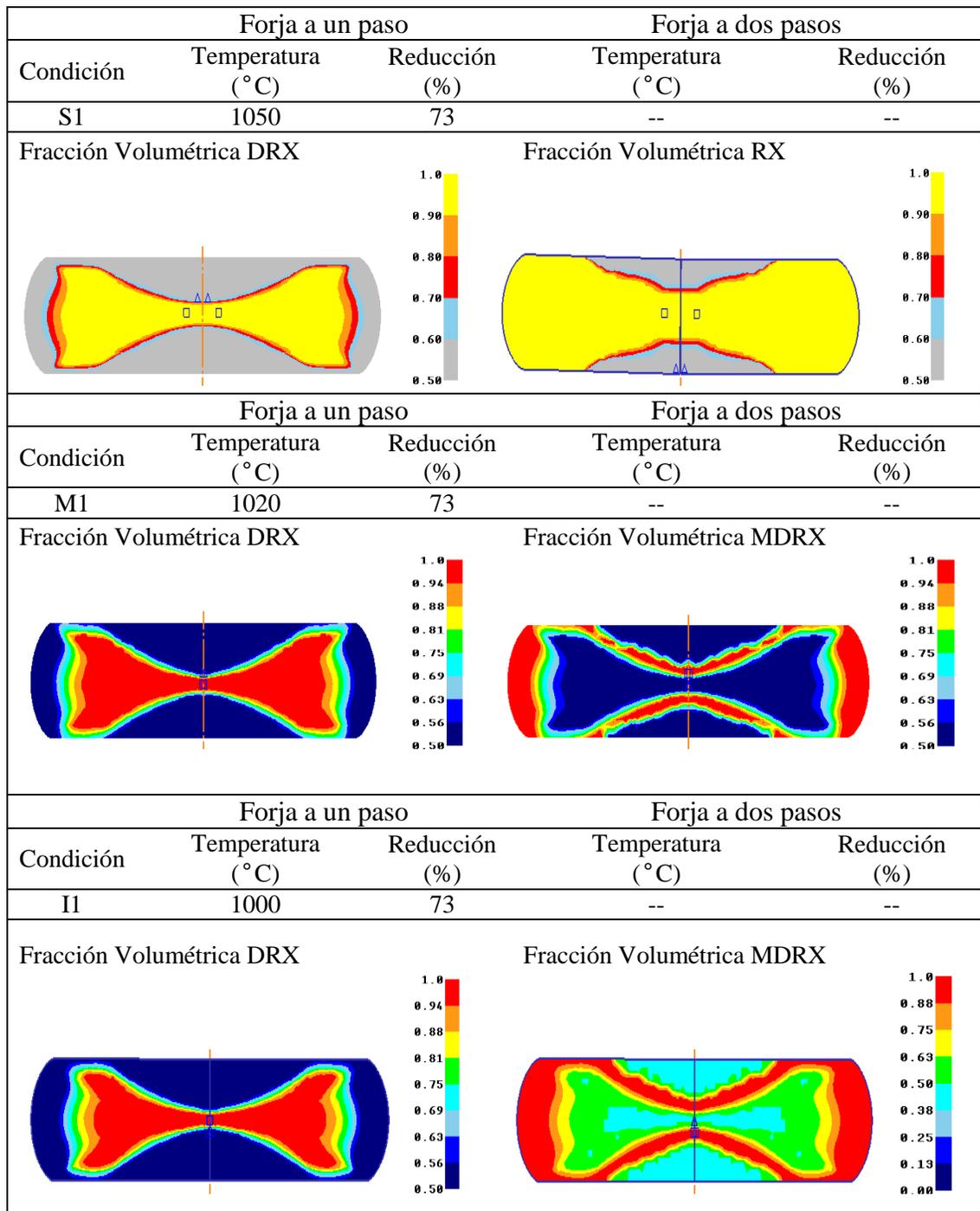
Coefficiente de endurecimiento	$h = h_0 \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_0} \right)^m \exp\left(\frac{mQ}{RT}\right)$	$m=0.132$ $Q=400,000KJ/mol; h_0=2978;$ $\epsilon_0=1; T=980^\circ C$
Coefficiente de recuperación	$r = r_0 \left(\frac{\epsilon}{\epsilon_0} \right)^{-m} \exp\left(\frac{-mQ}{RT}\right)$	$r_0=678; \epsilon_0=1; T=980^\circ C$ $\epsilon_0=1; T=980^\circ C$
Operaciones en función de la densidad de dislocaciones	$\sigma = M\alpha_i Gb\sqrt{\rho}$	M =factor de Taylor; α =constante; G = modulo de corte; b =vector de Burgers
	$2\sigma \frac{d\sigma}{d\epsilon} = r\sigma_\alpha^2 - r\sigma^2$	r =coeficiente de recuperación; σ_α = esfuerzo de saturación
	$2\sigma \frac{d\sigma}{d\epsilon} vs \sigma^2$	El coeficiente r es la pendiente y h es la intersección con la ordenada.
Relación entre el endurecimiento por deformación y el coeficiente de recuperación.		
Esfuerzo de saturación	$\sigma_\infty = M\alpha_i Gb \sqrt{\frac{h}{r}}$	$\alpha_i = 3.71; \sigma_\infty = 230Mpa M = 3.06$ $G = 60,000Mpa; b = 2.5 \times 10^{-10}m$

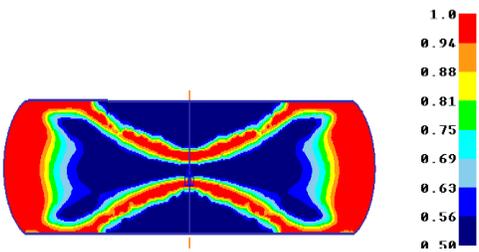
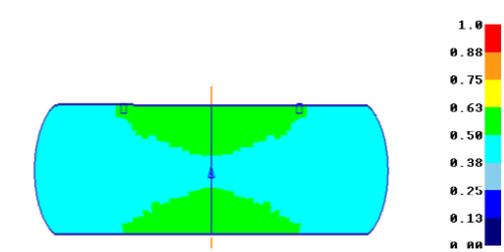
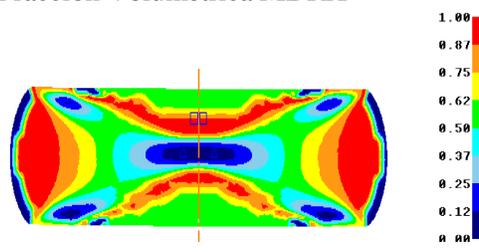
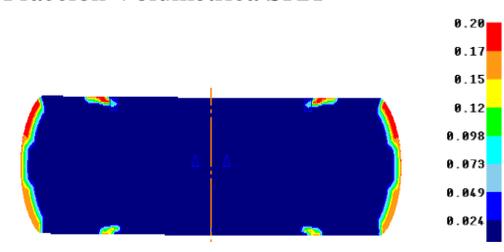
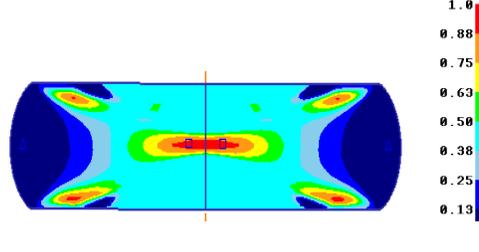
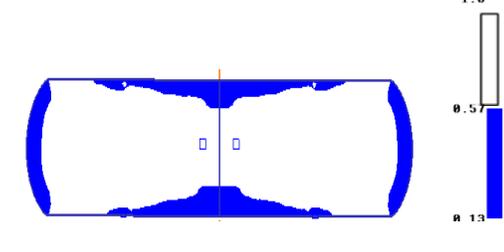
9.3 Anexo C-Cálculo de tamaño de grano en modelo empírico

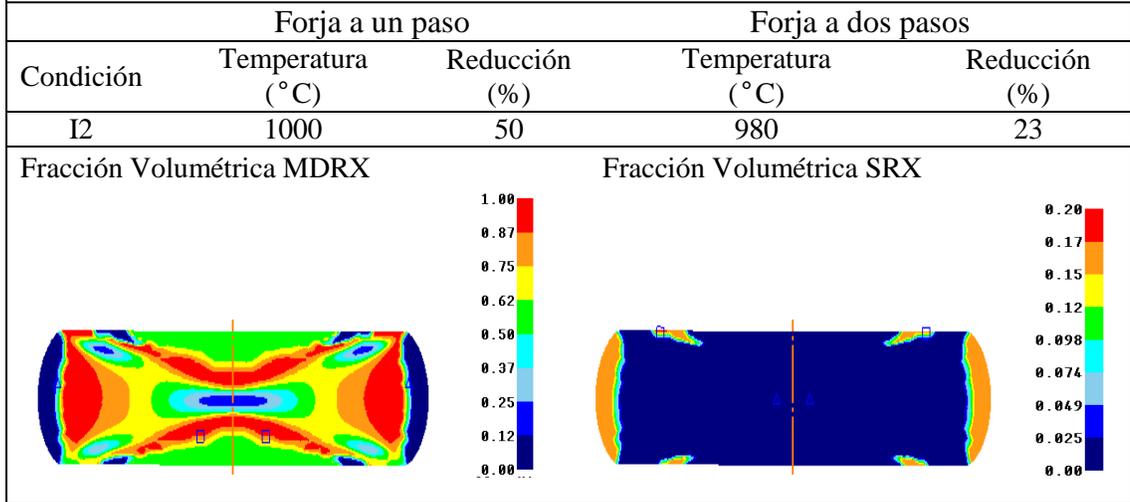
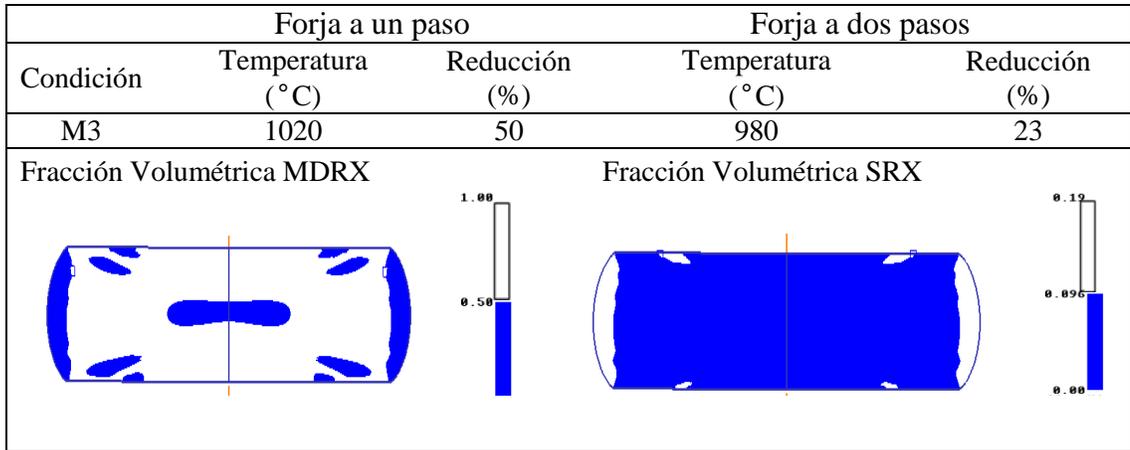


Forja	Zona [1-superior, 2-central]	Deformación efectiva (mm/mm)	Velocidad de Deformación (1/s)	Temperatura (°C)	Grano Exp. (µm)	Grano simulado (µm)
S1	1	0.32	0.11	1010	107	50
	2	3.28	0.25	1090	19	20.5
M1	1	0.13	0.11	976	75	22.9
	2	3.41	0.25	1073	16	16.7
I1	1	0.23	0.11	980	30.2	18
	2	3.39	0.25	1058	11	16.6
I3	1	0.11	0.11	940	45	15.7
	2	3.46	0.25	1042	13	14.5
S2	1	0.48	0.11	1031	74	16.6
	2	3.02	0.25	1061	16	14.6
M2	1	0.40	0.11	1009	71	16.3
	2	3.12	0.25	1046	11	14.5
M3	1	0.29	0.11	985	65	16.1
	2	3.07	0.25	1028	11	14.4
I2	1	0.33	0.11	987	32	16.1
	2	3.08	0.25	1029	11	14.4

9.4 Anexo D-Cálculo de la fracción volumétrica recrystalizada



Forja a un paso			Forja a dos pasos	
Condición	Temperatura (°C)	Reducción (%)	Temperatura (°C)	Reducción (%)
I3	980	73	--	--
Fracción Volumétrica MDRX		Fracción Volumétrica SRX		
				
Forja a un paso			Forja a dos pasos	
Condición	Temperatura (°C)	Reducción (%)	Temperatura (°C)	Reducción (%)
S2	1040	50	1020	23
Fracción Volumétrica MDRX		Fracción Volumétrica SRX		
				
Forja a un paso			Forja a dos pasos	
Condición	Temperatura (°C)	Reducción (%)	Temperatura (°C)	Reducción (%)
M2	1020	50	1000	23
Fracción Volumétrica DRX		Fracción Volumétrica RX		
				



Cambio de tamaño de grano promedio por elemento para forja a dos pasos

Elemento No. 112

