



**UNIVERSIDAD DE CONCEPCIÓN
DIRECCIÓN DE POSTGRADO
FACULTAD DE INGENIERÍA
PROGRAMA DE DOCTORADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES**

**LAMINADO EN FRIO CON RODILLOS RUGOSOS: UN NUEVO PROCESO PARA
LA OBTENCION DE MICRO O NANO GRANOS SUPERFICIALES EN GRANDES
AREAS**

Tesis para optar al grado académico de Doctor en Ciencia e Ingeniería de Materiales

POR: YASMIN ALEJANDRA MARIL MILLÁN

Profesor Guía: Dr. Carlos G. Camurri P.

Departamento de Ingeniería de Materiales

Facultad de Ingeniería

Universidad de Concepción

Enero 2024

CONCEPCIÓN, CHILE

© 2024, YASMIN ALEJANDRA MARIL MILLÁN. Se autoriza la reproducción total o parcial, con fines académicos, por cualquier medio o procedimiento, incluyendo la cita bibliográfica del documento.

AGRADECIMIENTOS

Agradecimientos a ANID por el financiamiento otorgado en la realización de esta tesis de doctorado a través de la Beca Doctorado Nacional 21181981.

Al profesor Carlos Camurri, cuya guía, paciencia y disposición siempre presente fueron fundamentales en el desarrollo de esta tesis y a lo largo de mi trayecto académico en el Departamento de Ingeniería de Materiales (DIMAT)

A los profesores, personal técnico, compañeros y amigos del DIMAT que de alguna u otra forma me ayudaron durante el desarrollo de esta tesis.

A mi familia y amigos de toda la vida por su constante apoyo.

TABLA DE CONTENIDO

Resumen	1
Abstract.....	3
CAPITULO 1	5
INTRODUCCIÓN.....	5
1.1 Hipótesis	10
1.2 Objetivo general	10
1.3 Objetivos específicos	11
CAPITULO 2	12
MARCO TEORICO	12
2.1 Acero Inoxidable austenítico 316L.....	12
2.1.1 Composición y características del Acero Inoxidable.....	12
2.1.2 Estructura.....	14
2.1.2.1 Precipitación de Carburos y Nitruros en Aceros Inoxidables Austeníticos	16
2.1.2.2 La fase sigma σ	18
2.1.3 Procesamiento	19
2.1.3.1 Martensita inducida por deformación.....	20
2.2 Refinamiento de grano	21
2.2.1 Métodos para producir refinamiento homogéneo de grano en toda la masa.....	22
2.2.2 Refinamiento del grano superficial.....	25
2.3 Propiedades Mecánicas	27
2.3.1 Dureza y resistencia al desgaste	28
CAPITULO 3	30
MATERIALES Y METODOS	30
3.1. Experimental	30
3.1.1 Material.....	30
3.1.2 Laminación y tratamiento térmico	31
3.1.3 Caracterización morfológica y estructural	32
3.1.4 Resistencia al desgaste y caracterización por nanoindentación.....	34
3.2. Método de elementos finitos	34

3.2.1 Software Simufact.....	35
3.2.1.1 Aspectos básicos	35
3.2.1.2 Geometría del modelo.....	37
3.2.2 Software Ansys.....	40
CAPITULO 4	45
RESULTADOS	45
4.1 Experimental	45
4.1.1 Análisis microestructural	45
4.1.2. Resistencia al desgaste y análisis de nanodureza.....	59
4.2 Simulación mediante FEM	67
4.2.1 Simufact	67
4.2.1.1 Deformación plástica	67
4.2.1.2 Esfuerzos	75
4.2.1.3 Fuerza de laminación	78
4.2.2 Software ANSYS	81
4.2.2.1 Deformación plástica	81
4.2.2.2 Esfuerzos	83
4.3 Análisis de la Topografía Superficial tras el proceso de laminación	85
4.4 Conclusiones Generales	87
CAPITULO 5	89
RESULTADOS DE PRODUCCION CIENTIFICA.....	89
REFERENCIAS.....	92
ANEXOS	104
Anexo A.....	104
Interfaz software Simufact y Ansys.....	104
Anexo B	109
Resultados mediante elementos finitos utilizando Simufact de deformación plástica para el primer pase de laminación de todas las rugosidades.....	109
Anexo C	111
Publicaciones tesis doctoral.....	111
Anexo D.....	112
Fuerzas de laminación para todas las rugosidades, entre tiempo: 0.2 s-0.3 s (valores de estado estable)	112

Anexo E	113
Cálculo de la fuerza de laminación	113
Anexo E	117
Tutorial Software Simufact	117

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Diagrama de equilibrio hierro-cromo.	15
Figura 2. Diagrama de equilibrio hierro-níquel.....	16
Figura 3. Evolución microestructural del proceso de laminación y con posterior recocido.....	24
Figura 4. Superficie del rodillo a) experimental y b) simulada	38
Figura 5. Curva de flujo de esfuerzo del acero inoxidable a 20°C.....	39
Figura 6. Configuración geométrica del modelo FEM mediante Simufact, a) vista general, b) abertura rodillos, c) malla.....	40
Figura 7. Modelo bilineal curva esfuerzo-deformación del acero inoxidable, modelo Ansys.....	43
Figura 8. Configuración geométrica del modelo FEM mediante Ansys, a) vista general, b) abertura rodillos, c) malla.....	44
Figura 9. a) Microestructura original del acero inoxidable 316L antes de la laminación. b) aumento .	46
Figura 10. Imágenes de microscopía electrónica de barrido del acero inoxidable 316L antes de la laminación utilizando electrones a) retrodispersados, b) electrones secundarios	47
Figura 11. Microestructura de las muestras laminadas con rodillos convencionales y recocidas a: a) 300°C y b) 400°C por una hora.....	48
Figura 12. Micrografía muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 300°C, zona borde. Ataque químico agua regia. 500x.....	50
Figura 13. Microestructura de las muestras laminadas con rodillos rugosos y recocidas a 300°C por una hora. a) matriz y b) cercanías de la superficie	51
Figura 14. Microestructura de las muestras laminadas con rodillos rugosos y recocidas a 200°C por una hora. a) matriz y b) cercanías de la superficie	53
Figura 15. Imágenes SEM de una muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400 °C durante una hora. a)10.000x, b)25.000x.	54
Figura 16. Imagen SEM muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a) b) 300°C, c) 400°C, ambas por 1 hora.	56
Figura 17. a) Imagen EBSD muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400°C. b) fracción de área versus tamaño de grano	57
Figura 18. a) Imagen EBSD muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 200°C. b) fracción de área versus tamaño de grano	58
(c)	60
Figura 19. Perfiles de desgaste de las muestras recocidas a las 400°C y laminadas con rodillos a) convencionales b) rugosos c) comparacion entre ambos.....	60

Figura 20. a) Imágenes SEM del surco de mecanismo de muestras laminadas con rodillos convencionales b) con aumento	62
Figura 21. Imágenes SEM de los mecanismos de desgaste de muestras laminadas con rodillos rugosos, a) 300°C, b) 400°C.	62
Figura 22. Curva de dureza versus laminación convencional y con rugosidad 300°C	64
Figura 23. Curva de dureza laminación con rodillos rugoso versus temperatura de recocido.	65
Figura 24. Curva de nanodureza versus la distancia desde la superficie de la muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400°C durante 1 hora	66
Figura 25. Deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media, d) rugosidad alta.....	69
Figura 26. Imágenes con vista magnificada deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media, d) rugosidad alta	70
Figura 27. Deformación plástica efectiva del 3° pase modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad	73
Figura 28. Deformación plástica efectiva del 5° pase modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media	74
Figura 29. Esfuerzo en la dirección vertical del 1° pase de laminación del modelo utilizando: a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media, d) rugosidad alta	76
Figura 30. Esfuerzo en la dirección vertical del 4° pase de laminación del modelo utilizando: a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media	77
Figura 31. Esfuerzo en la dirección vertical del 6° pase de laminación del modelo utilizando: a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media	78
Figura 32. Fuerzas de laminación para el 1° pase de laminación todas las rugosidades.....	79
Figura 33. Fuerzas de laminación para todos los pases usando a) convencionales, b) rugosidad media	80
Figura 34. Deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando rodillos convencionales .	82
Figura 35. Deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando rodillos de media rugosidad	83
Figura 36. Esfuerzo en la dirección normal del 1° pase del modelo utilizando rodillos convencionales	84
Figura 37. Esfuerzo en la dirección normal del 1° pase del modelo utilizando rodillos de media rugosidad	84
Figura 38. a) Superficie de la muestra luego de 6 pases de laminación b) con aumento	86
Figura 39. a) Perfil de superficie de la muestra luego de 6 pases de laminación b) con aumento	86

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química nominal del acero inoxidable 316L.....	14
Tabla 2. Propiedades mecánicas del acero inoxidable 316L.....	20
Tabla 3. Rugosidad simulada en la superficie de los rodillos utilizada en ambos softwares, Simufact y Ansys.	38
Tabla 4. Dimensiones físicas (mm) de la pieza y los rodillos de laminación modelo utilizando el software Ansys.....	42
Tabla 5. Propiedades mecánicas de la pieza utilizadas en el modelo utilizando software Ansys.	43
Tabla 6. Pérdida de masa de piezas sometidas a ensayo de desgaste	61
Tabla 7. Deformación plástica efectiva de todos los modelos simulados utilizando Simufact	71

Resumen

Los procesos de deformación plástica severa en cercanías de la superficie, seguidos de recocidos a bajas temperaturas, han demostrado ser altamente efectivos para generar micro/nano granos en la capa superficial de los materiales.

En este contexto, en esta tesis se ha desarrollado y estudiado una técnica innovadora que simula y reemplaza uno de los procesos de deformación plástica superficial existentes, el arenado. El objetivo es lograr una red uniforme de zonas de alta deformación en la superficie del material, actuante como centros de nucleación durante el recocido posterior.

El método propuesto consiste en una laminación en frío utilizando rodillos rugosos, seguido de una recristalización a bajas temperaturas y, a diferencia del arenado convencional, ofrece la ventaja de ser un procesamiento continuo con una alta productividad.

Para el estudio de este proceso, se llevaron a cabo laminaciones en frío de placas de acero inoxidable austenítico utilizando rodillos rugosos, y posteriormente se realizaron recocidos a temperaturas comprendidas entre 200°C y 400°C durante una hora. Los análisis microestructurales mediante microscopía óptica y electrónica revelaron la presencia de nuevos granos superficiales pequeños, algunos de 200-300 nm, distribuidos de forma heterogénea, lo que aumenta la resistencia al desgaste del material.

Dado que la rugosidad impuesta por los rodillos desempeña un rol clave en

la determinación de las propiedades finales, específicamente en la deformación plástica y microestructura superficial, se realizó un estudio numérico del proceso propuesto mediante elementos finitos para comprender esa influencia y predecir su efecto en los nuevos granos superficiales obtenidos, y luego correlacionarlo con la evidencia experimental.

Esta simulación numérica reveló la presencia de una deformación plástica severa distribuida de forma heterogénea en toda la superficie, un resultado que se alinea con los resultados de los análisis microestructurales, donde se observó que la formación de nuevos granos también fue localizada de manera no homogénea. A pesar de esta heterogeneidad en la distribución de la microestructura, la presencia de granos más pequeños en la superficie condujo a mejoras significativas en las propiedades mecánicas. Se registró un aumento del 20% en la nano dureza superficial en comparación con el centro de la pieza y reducciones del 26% y 45 % en la profundidad del desgaste y la pérdida de masa respectivamente.

En resumen, este método innovador ofrece una alternativa prometedora para producir microestructuras y nanoestructuras que resultan en propiedades mecánicas superficiales mejoradas.

Abstract

Severe surface plastic deformation processes followed by low-temperature annealing have demonstrated remarkable effectiveness in generating micro/nano grains within the surface layer of materials. In this context, an innovative technique attempts to recreate the superficial deformation occurring in the sandblasting process to create a uniform network of high-strain zones on the material's surface. These high-strain zones act as nucleation centers during subsequent annealing. However, the proposed method has a significant advantage over sandblasting: it is a continuous process with high productivity.

It begins with cold rolling using rough rolls and is followed by recrystallization at low temperatures.

An austenitic stainless-steel sheet, previously normalized, was used as the raw material. The samples were cold rolled using rough rolls, and annealed at temperatures between 200°C and 400 °C for one hour. An optical and electronic microstructure analysis showed the presence of small, heterogeneously distributed surface grains of 200–300 nm in diameter. At the same time, the surface grain refinement resulting from the proposed process enhances the material's wear resistance.

Since the roughness imposed by the rolls plays a main role in determining the final properties, particularly plastic deformation and surface microstructure, a numerical study of the proposed process was undertaken using finite elements to comprehend this influence and predict its impact on

the newly formed surface grains. This prediction was then correlated with experimental evidence.

Finite element analysis revealed significant, inhomogeneous deformation and likely responsible for the uneven distribution of the recrystallized grains; this result is consistent with the microstructural analysis results, which demonstrated localized formation of new grains. Despite the heterogeneity in microstructure distribution, the presence of smaller grains on the surface led to significant improvements in mechanical properties. Surface nano hardness results showed a 20% increase with respect to the central zone of the material and wear tests of the treated samples showed 26% and 45% lower wear deep and mass loss, respectively.

In summary, this innovative method presents a promising alternative for producing microstructures and nanostructures that result in enhanced surface mechanical properties.

CAPITULO 1

INTRODUCCIÓN

A lo largo de la historia, la búsqueda constante de nuevos materiales con propiedades mejoradas ha sido el motor impulsor de la ciencia y la ingeniería de materiales. Desde de los comienzos de la civilización, la capacidad de descubrir, sintetizar y aplicar materiales innovadores ha sido fundamental para el progreso tecnológico y el desarrollo de la sociedad [1-3].

En el contexto actual, a medida que evolucionan las demandas tanto tecnológicas como sociales a nivel global y de país, la necesidad de materiales con propiedades específicas se ha vuelto más apremiante que nunca [2,4-6]. La industria [7-9], la medicina [10-12], la energía [13-15] y diversas áreas clave [16-21] dependen en gran medida de materiales avanzados que cumplan con requisitos rigurosos y que a menudo van más allá de lo que los materiales tradicionales pueden ofrecer.

Este panorama presenta un desafío considerable para los investigadores en el área de materiales, quienes se esfuerzan de manera continua en la búsqueda de generación de todo tipo de nuevos y avanzados materiales con propiedades mecánicas excepcionales [22-24]. En particular, en el caso de metales y aleaciones, uno de los enfoques más prominentes es la mejora de su resistencia mecánica a través de la optimización de su microestructura [25-27].

Es ampliamente reconocido el hecho de que la resistencia mecánica y la resistencia al desgaste tienden a mejorar con la reducción del tamaño de grano [28-30]. Por esta razón, las investigaciones enfocadas en el refinamiento del tamaño de grano en metales tienen una historia de más de seis décadas [31]. Este refinamiento de grano se logra mediante distintas técnicas como el control de la solidificación [32,33] y/o mediante procesos en estado sólido, tales como la deformación plástica severa[34]. Estos métodos tienen la capacidad de refinar el grano fundamentalmente a escalas micro, generando granos equiaxiales que se extienden de forma homogénea en todo el volumen del material.

Se ha demostrado mediante extensas investigaciones que los metales y aleaciones con granos ultrafinos exhiben excelentes propiedades físicas y mecánicas en comparación con aquellos metales y aleaciones de tamaño de grano superior a micras [35-39].

Se ha corroborado que el refinamiento de grano puede conllevar en una mejora sustancial de una amplia gama de propiedades en las que se incluyen la resistencia a la corrosión [40-42], la resistencia al creep [43,44], resistencia al picado [45], la resistencia a cavitación y la erosión por cavitación [46,47], entre otras [40,48].

El aumento de la resistencia mecánica derivado del refinamiento del grano suele ser gobernado por la ecuación de Hall-Petch. Dicha ecuación postula que a medida que el tamaño de grano disminuye, el límite elástico o esfuerzo de fluencia del material aumenta, lo que se traduce en una mayor capacidad de resistencia a la deformación plástica [49,50]. Sin embargo, este aumento significativo en las propiedades mecánicas a menudo se ve contrarrestado por una menor ductilidad, lo que puede conducir a fallas catastróficas en términos de fragilidad del componente.

Por otra parte, en numerosos casos, las fallas y las tensiones máximas ocurren en proximidad de las regiones superficiales, lo que propicia que muchas de las fallas en una pieza tengan origen en su superficie, incluyendo fenómenos como el desgaste, la fatiga y la corrosión. Por consiguiente, el tratamiento de la microestructura a nivel superficial puede desempeñar un papel crucial en el control de las fallas [51,52]. Ofreciendo la ventaja de procesar la superficie en lugar de toda la pieza. Es por esto por lo que, numerosos estudios se han centrado en la mejora de las propiedades superficiales de los materiales a través del refinamiento de los granos superficiales.

En las últimas décadas, múltiples técnicas de nanoestructuración de superficies han sido exitosamente desarrolladas [53-60]. Estas técnicas han logrado la formación de granos ultrafinos (ultrafine grains UFGs) y nanogranos (nanograins NGs) en la superficie de diversas clases de materiales metálicos, incluyendo acero [61,62], aluminio [63,64], cobre [65,66], níquel [53,67], titanio [57,68] y otras aleaciones [69-72]. De forma complementaria, se ha comprobado que las superficies nanocristalinas aportan mejoras sustanciales a los materiales metálicos convencionales, alargando la vida útil ante la fatiga debido a que la capa superficial impide el movimiento de dislocaciones y retrasa la formación de grietas [59,73]. Cabe mencionar que las contribuciones de esta técnica van mucho más allá, al influir positivamente en aspectos como la dureza, la resistencia a la corrosión y las propiedades tribológicas.

Entre los procesos más reproducibles para refinar los granos superficiales se encuentran el granallado severo [74,75], el granallado ultrasónico [66,76,77], el granallado de alta energía [78,79], la atrición mecánica superficial [80,81], el granallado de impacto ultrasónico [82,83] y otros [84,85]. Un denominador común en todos estos métodos de nanoestructuración superficial es la imposición de deformaciones plásticas severas a altas

velocidades, lo que da como resultado la formación de una capa nanoestructurada en la superficie y justo debajo de ella, al mismo tiempo que expone el material a tensiones residuales de compresión más profundas.

Además de las técnicas mencionadas de refinamiento de grano a nivel superficial, se han desarrollado otros métodos que implican la secuencia de deformación-recristalización con el fin de lograr una capa superficial con tamaño de grano ultrafino [86]. Aunque el arenado es el foco principal, también existen otras técnicas que emplean esta secuencia [26,87,88]. En esta técnica, las probetas son arenadas y luego recocidas a bajas temperaturas. La capa superficial impactada está altamente deformada plásticamente y, como resultado, presenta una alta densidad de dislocaciones. Tras el proceso de recocido, se obtiene una estructura con nanogranos en la superficie. Un ejemplo es el estudio realizado por Wang et al.[89], quienes demostraron la generación de una capa superficial nanocristalina en acero inoxidable AISI 304 mediante arenado con granos de sílice de 0,21-0,30 mm, seguido de un recocido a 350 °C durante 1 hora. Este proceso produjo granos menores a 20 nm, mejorando considerablemente la resistencia a la corrosión y las propiedades mecánicas del acero.

A pesar de las ventajas que ofrece esta técnica, ninguna de las metodologías mencionadas anteriormente resulta compatible con los procesos industriales, ya que, sus velocidades de operación son considerablemente bajas. Esta limitación principal dificulta su aplicación en superficies más extensas y plantea desafíos significativos para la ampliación del tamaño de las piezas, incluyendo la longitud y el área de la sección transversal.

Para superar estos desafíos y abordar las limitaciones que enfrentan los

métodos convencionales de nanoestructuración superficial en términos de aplicabilidad industrial, hace unos años atrás, se planteó una solución experimental e innovadora en el Departamento de Ingeniería de Materiales de la Universidad de Concepción [90]. Esta propuesta involucra un proceso de laminado en frío de numerosas pasadas con bajas reducciones utilizando rodillos rugosos y posteriormente, un recocido a baja temperatura. Esta secuencia de operaciones simula las deformaciones superficiales que se obtienen mediante técnicas como el arenado, y pretende generar una densa y compleja maraña de deformaciones superficiales, actuando como “infinitos” centros de nucleación durante el subsiguiente recocido a baja temperatura. Con este enfoque, se busca potenciar las características superficiales, refinando el tamaño sólo a nivel superficial del material sin comprometer las propiedades internas. Es importante destacar que esta propuesta difiere significativamente del convencional proceso de laminación en frío-recocido, donde se logra una recristalización uniforme no nanométrica en toda la masa o volumen del material.

El resultado preliminar que se obtuvo fue promisorio, en el sentido que se obtuvieron granos superficiales pequeños, de tamaños micro e incluso nanométrico. Sin embargo, para lograrlo se necesitaba una gran cantidad de pasadas, al menos 10, lo que imposibilitaba su aplicación industrial.

Sobre la base de esos promisorios resultados preliminares es que se desarrolla la presente tesis, en la cual, se adopta un enfoque más profundo y metódico en la exploración del proceso propuesto de refinamiento de grano superficial en superficies metálicas, en este caso un acero inoxidable 316 L. El método propuesto consiste en una laminación en frío con rodillos rugosos con un máximo de 6 pasadas con baja reducción, seguida de un recocido por una hora a bajas temperaturas, entre 200 y 400°C, de modo de poder hacerlo factible desde el punto de vista industrial. Para lo anterior se combina enfoques experimentales con herramientas de simulación

avanzadas mediante elementos finitos. Esta convergencia de metodologías busca proporcionar una comprensión integral de los procesos involucrados y permitir su control más preciso, optimizando el número de pases, la microestructura superficial y su correlación con variables del proceso como rugosidad de los rodillos y el campo de deformaciones superficiales.

1.1 Hipótesis

- Mediante la laminación en frío con baja reducción utilizando rodillos rugosos es posible generar “infinitos” centros de nucleación, promoviendo la formación de micro o nano granos superficiales durante el posterior recocido a baja temperatura, manteniéndose intactas las propiedades hacia el interior del material.
- Es posible definir parámetros operacionales claves del proceso, tales como número de pases y rugosidad de los rodillos desde el punto de vista experimental y refrendarlos, retroalimentarlos y optimizarlos sobre la base de la simulación numérica del proceso.

1.2 Objetivo general

Desarrollar un nuevo proceso rápido, de alta productividad y aplicable a grandes superficies que mejore las propiedades de materiales metálicos a través de la generación de una capa superficial de micro/nano granos mediante laminación en frío con rodillos rugosos seguida de un recocido a bajas temperaturas.

1.3 Objetivos específicos

- Generar nanoestructuras superficiales en materiales metálicos mediante laminación en frío con rodillos rugosos y un posterior tratamiento térmico.
- Investigar el comportamiento mecánico de las piezas, mediante la caracterización de las superficies de las piezas.
- Simular el proceso mediante elementos finitos, con el fin de estudiar sus características mecánicas asociadas y correlacionarlo con la evidencia experimental.

CAPITULO 2

MARCO TEORICO

En este capítulo, se abordan las características de los aceros inoxidables austeníticos y se exploran conceptos relacionados con el proceso propuesto, con un enfoque especial en el refinamiento de grano y las propiedades mecánicas asociadas.

2.1 Acero Inoxidable austenítico 316L

El acero inoxidable 316 L es uno de los materiales más utilizado en el campo de las ingenierías debido a su excelente resistencia a la corrosión, fuerte resistencia a la oxidación y buena conformabilidad, sin duda este inoxidable constituye una importante clase dentro de la familia de los aceros y aleaciones [91-93].

2.1.1 Composición y características del Acero Inoxidable

El acero inoxidable es una aleación basada en hierro que presenta un significativo contenido de cromo y níquel. Se distinguen tres categorías principales de aceros inoxidables: austeníticos, ferríticos y martensíticos, cada una caracterizada por su microestructura única.

Los aceros inoxidable austeníticos se caracterizan por tener austenita (hierro en fase gamma) como fase primaria, y su composición incluye cromo y níquel, ocasionalmente acompañados de manganeso y nitrógeno. Dentro de la serie 300, los aceros inoxidable de tipos 301 a 304, 316 y 347 son algunos ejemplos más reconocidos en el ámbito de la ingeniería debido a sus excepcionales propiedades. Estos tipos de acero son ampliamente utilizados gracias a su tenacidad, durabilidad, soldabilidad, resistencia a la corrosión y eficiencia en los procesos de fabricación. Su elección se sustenta en su capacidad para cumplir con los rigurosos requisitos de aplicaciones, consolidándolos como materiales de preferencia en el ámbito ingenieril como aplicaciones biomédicas hasta el petroquímico y entornos de alta temperatura.[94].

La composición química de los aceros inoxidable austeníticos del tipo 316L, se rige por las normas internacionales ASTM A240 o ASTM A276. En la Tabla 1 se presenta la composición química nominal de este acero en base a la norma ASTM A240, la cual, especifica los requisitos químicos y mecánicos para placas, láminas y bandas de acero inoxidable. Esta aleación se compone principalmente de hierro, cromo (16-18%), níquel (10-14%), molibdeno (2-3%), y cantidades limitadas de carbono ($\leq 0.03\%$), entre otros elementos. Los aceros austeníticos pueden endurecerse por deformación, pero no por tratamiento térmico.

Tabla 1. Composición química nominal del acero inoxidable 316L

Elemento	Porcentaje en peso
C máx.	0.03
Cr	16.00-18.00
Ni	10.00-14.00
Mn máx.	2.00
Si máx.	1.00
P máx.	0.045
S máx.	0.03
Mo	2.00-3.00
Fe	Balance

2.1.2 Estructura

Como se observa en la Tabla 1, el acero inoxidable 316L contiene entre un 16%-18% de cromo. El cromo está presente en este tipo de aleaciones con el propósito principal de generar una capa superficial protectora de Cr_2O_3 , comúnmente conocida como película pasiva. Esta película desempeña un papel crucial al proporcionar una notable resistencia a la corrosión. La Figura 1 [95] presenta el diagrama de equilibrio hierro-cromo [96].

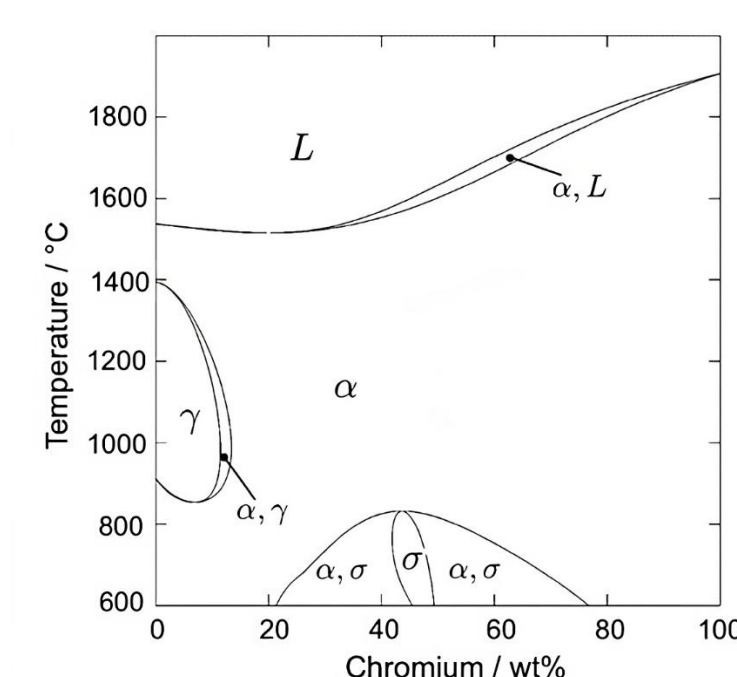


Figura 1. Diagrama de equilibrio hierro-cromo.

Al observar la Figura 1, podría parecer que un contenido de cromo tan elevado convertiría completamente la aleación en ferrita. Sin embargo, este efecto se contrarresta principalmente gracias al níquel [97]. La Figura 2 muestra un diagrama de equilibrio del sistema binario Fe-Ni que ilustra este comportamiento, y contrasta notablemente con el del cromo. A medida que aumenta la concentración de níquel, el rango de formación de austenita se expande. De manera lógica, el níquel se considera un estabilizador de la austenita. Similar al níquel, el manganeso y el nitrógeno también amplían la región donde puede formarse la austenita.

La adición de nitrógeno como elemento de aleación en aceros inoxidable no solo eleva su resistencia mecánica, sino que también contribuye a mejorar su resistencia a la corrosión. De manera similar, las inclusiones de molibdeno ejercen un efecto beneficioso, fortaleciendo la capacidad de los aceros inoxidable para resistir la corrosión por picaduras.

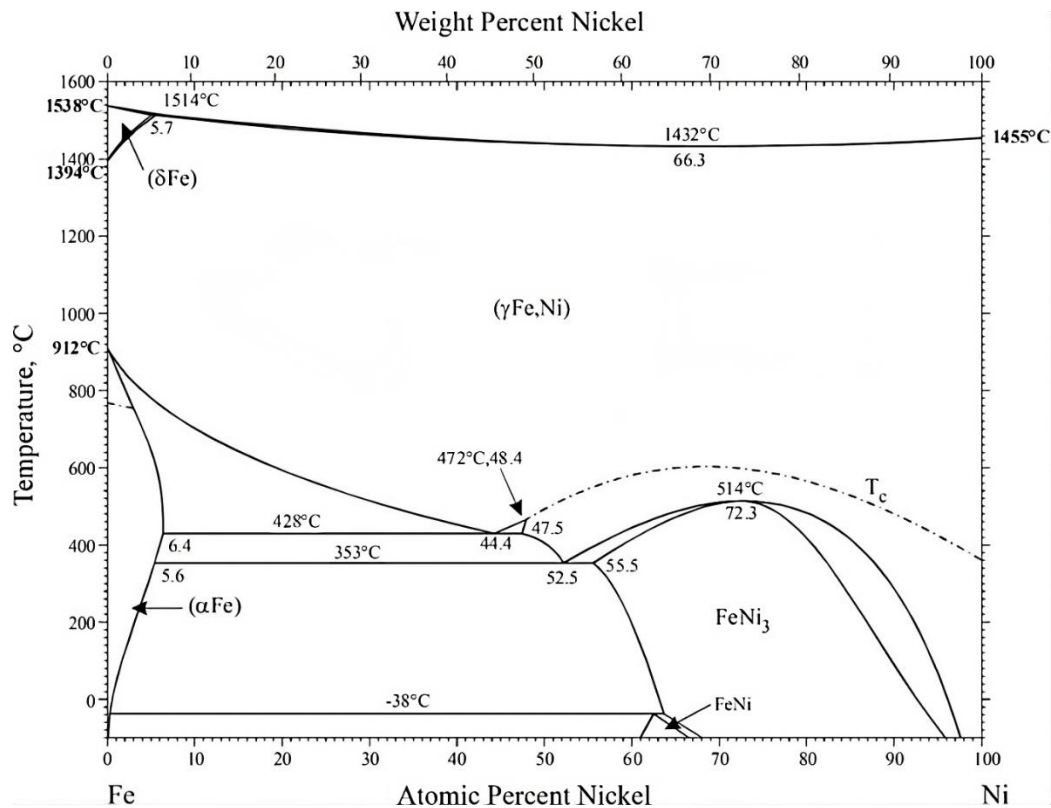


Figura 2. Diagrama de equilibrio hierro-níquel

2.1.2.1 Precipitación de Carburos y Nitruros en Aceros Inoxidables Austeníticos

La precipitación de carburos y nitruros en aceros inoxidables austeníticos constituye un fenómeno de suma importancia que puede incidir considerablemente en las propiedades de estos materiales.

Los aceros inoxidables austeníticos, que pueden albergar hasta un 0,15% de carbono, este último actuando más como una impureza que como un elemento de aleación, presentan desafíos particulares. Aunque el carbono contribuye al incremento del límite elástico y estabiliza la austenita, su presencia puede generar complicaciones si no se mantiene en solución

sólida.

Cuando el carbono se aparta de la solución sólida, tiende a combinarse con el cromo formando $M_{23}C_6$, donde M consiste principalmente en cromo, aunque también puede ser hierro. En condiciones específicas de tiempo y elevada temperatura, los carburos tienden a formarse preferentemente a lo largo de los límites de grano, dejando áreas circundantes con bajos niveles de cromo. Estas zonas con deficiencia de cromo son susceptibles a la corrosión, lo que puede resultar en fallos macroscópicos del material, especialmente en aplicaciones como implantes médicos.

Por esta razón, en el caso del acero inoxidable 316L, se requiere limitar cuidadosamente el contenido de carbono en la aleación a niveles bajos, de ahí la especificación L (low carbon), con el propósito de prevenir la formación de carburos de cromo. La aparición de estos carburos puede desencadenar un fenómeno conocido como sensibilización.

La sensibilización puede ocurrir durante el enfriamiento lento después de la soldadura si no se controlan adecuadamente el tiempo y las tasas de enfriamiento. La cinética de este proceso varía, siendo las aleaciones con un 0,08% de carbono sensibles en cuestión de minutos, mientras que aquellas con menos del 0,03% requieren mucho más tiempo para sensibilizarse. El aumento de níquel y molibdeno, así como el trabajo en frío, aceleran la precipitación, mientras que el nitrógeno y el manganeso la retardan.

Algunas aleaciones están diseñadas para evitar la precipitación de carburos de cromo mediante la formación preferente de carburos de titanio o niobio. En aplicaciones de alta temperatura, esta estrategia puede ser más adecuada para los austeníticos, mientras que es el método convencional en los aceros inoxidables ferríticos, donde la reducción práctica de los niveles

de carbono es difícil.

A temperaturas similares a la de la reacción de precipitación de carburos entre 600 y 1000 °C, pueden precipitar otras fases intermetálicas, principalmente la fase sigma, en tiempos más extensos en aleaciones altamente aleadas con más del 18% de equivalentes de cromo y bajos niveles de carbono disuelto. Estas fases son de mayor importancia en las calidades ferríticas, donde su formación es aproximadamente 100 veces más rápida.

2.1.2.2 La fase sigma σ

Debido a su significativa influencia, la fase sigma ha sido estudiada por mucho tiempo por un gran número de autores. La precipitación de la fase σ , ocurre de forma común en diversas series de aceros inoxidable y constituye una de las principales causas del deterioro de sus propiedades, incluyendo las mecánicas, la resistencia a la corrosión y la facilidad de soldadura.

La fase sigma, comúnmente definida como Fe-Cr, es un compuesto intermetálico que contiene aproximadamente un 30-50% de cromo, aunque también puede disolver cantidades significativas de níquel y otros elementos. Su formación se produce en el rango de temperaturas de 600°C a 1000 °C, dando lugar a un constituyente extremadamente duro y quebradizo.

La fase sigma es reconocida por sus efectos perjudiciales en las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable, manifestándose en un aumento de la dureza y una reducción de la tenacidad y ductilidad. Su formación proviene de la transformación de la ferrita δ en regiones con alta concentración de cromo. Esta transformación se explica por la naturaleza estabilizadora del cromo en la ferrita, lo que resulta en una mayor

concentración de cromo en la ferrita en comparación con la austenita. Además, la difusión del cromo es más eficiente en la ferrita que en la austenita [98].

Cabe destacar que la fase sigma también puede precipitarse a partir de la γ -austenita, especialmente en situaciones donde no se forma δ -ferrita en los aceros inoxidable, aunque este escenario es poco probable [98].

2.1.3 Procesamiento

El procesamiento también ejerce influencia sobre las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable. A diferencia de los métodos convencionales empleados para modificar las propiedades mecánicas de otras aleaciones basadas en hierro, como el envejecimiento durante el tratamiento térmico, estos no son aplicables directamente a los aceros inoxidable austeníticos. En su lugar, se recurre a mecanismos de fortalecimiento del material, siendo el más común el endurecimiento por deformación, también conocido como "trabajo en frío".

El endurecimiento por deformación implica la aplicación repetida de esfuerzos mecánicos a un material sin calentamiento previo. Este proceso induce la introducción de dislocaciones en respuesta a la tensión mecánica aplicada. Con el aumento de la cantidad de dislocaciones, su movimiento se ve obstaculizado, ya que interactúan en mayor medida dentro del material. A medida que el material continúa deformándose bajo la tensión mecánica, las dislocaciones aumentan en los granos de la aleación.

A medida que se incrementa la cantidad de trabajo en frío, se observa un aumento en los parámetros de resistencia, como el límite elástico y la resistencia a la rotura, así como en la dureza, al tiempo que la ductilidad tiende a disminuir. La Tabla 2 [94] presenta las propiedades aproximadas de

aceros inoxidables 316L producidos en diversas condiciones.

En el caso de procesos de deformación a altas temperaturas, típicas en la fabricación a gran escala de productos metálicos, o cuando el material se recalienta por encima de su temperatura de recristalización después de la deformación, las dislocaciones se eliminan mediante la formación de nuevos granos recristalizados.

Tabla 2. Propiedades mecánicas estándar del acero inoxidable 316L

Condición del material	Esfuerzo máximo (MPa)	Esfuerzo de fluencia (MPa)	%Elongación
Recocido.	550	240	55
30% Trabajo en frío	896	827	20
60% Trabajo en frío	1240	1000	12

2.1.3.1 Martensita inducida por deformación

Además del endurecimiento por deformación y el alargamiento de los granos, la deformación en frío puede conducir a la formación de martensita. Este fenómeno se encuentra intrínsecamente vinculado a la composición química, la temperatura de deformación y otros factores.

La transformación de austenita a martensita durante la deformación en frío, por ejemplo, la laminación, puede ser empleado para mejorar la resistencia de los aceros inoxidables austeníticos [99]. No obstante, este procedimiento puede acarrear la anisotropía de las propiedades mecánicas[100], afectar negativamente la resistencia a la corrosión [101] y alterar las propiedades magnéticas[102]

La formación de martensita durante la deformación es responsable de incrementar el endurecimiento por deformación. Fenómeno conocido como plasticidad inducida por transformación (TRIP). Este efecto es fundamental para determinar las propiedades mecánicas de los aceros inoxidables austeníticos metaestables[103].

Asimismo, dentro de los procesos de refinamiento del grano asociado con la deformación en frío y recocido, se encuentra la martensita inducida por deformación, seguida por su transformación inversa a austenita de grano fino durante el recocido. Este proceso, conocido como SIMRT (Transformation-Induced Microstructure Reversion and Transformation), puede clasificarse como un proceso termomecánico de martensita [104].

2.2 Refinamiento de grano

El tamaño de grano se puede considerar un factor microestructural crucial que influye en prácticamente todos los aspectos del comportamiento físico y mecánico de los metales policristalinos, así como en su respuesta química y bioquímica al entorno circundante. Por lo tanto, el control del tamaño de grano ha sido reconocido durante mucho tiempo como una estrategia fundamental para diseñar materiales con las propiedades específicas que se desean obtener [35,105-108].

Un material con grano fino es más duro y resistente que uno cuya estructura este compuesta de granos gruesos, puesto que el primero tiene un área total de límite de grano mayor para impedir el movimiento de las dislocaciones. En muchos materiales, el límite elástico exhibe una variación que se ajusta a la conocida ecuación de Hall-Petch [109]. Este fenómeno se atribuye al incremento en la resistencia del material como consecuencia de la

microestructura que bloquea el movimiento de las dislocaciones entre los límites de grano en materiales policristalinos. En otras palabras, la resistencia del material aumenta a medida que las dislocaciones se acumulan en la interfaz entre los granos [50,109].

La clasificación del tamaño de grano en materiales suele dividirse en tres categorías: nanocristalino (NC), materiales de grano ultrafino (UFG) y materiales de grano grueso. Diversas investigaciones han establecido de que los materiales nanocristalinos (NC) suelen tener un tamaño de grano inferior a 100 nm.[110].

Cuando el tamaño de grano disminuye a diámetros inferiores a 100 nm, en el rango nano cristalino, la acumulación de dislocaciones apenas se produce, lo que invalida la clásica ecuación de Hall-Petch como una descripción efectiva del flujo de plástico [109]. En consecuencia, nuevos mecanismos de fortalecimiento se han estudiado, donde se ha propuesto que los materiales exhiben una relación lineal de dicha ecuación (relación entre límite elástico/dureza y tamaño de grano) en este rango [50].

Cuando el tamaño de grano disminuye por debajo de los 10 nm, se manifiesta una relación inversa, comúnmente denominada relación Hall-Petch inversa. En este contexto, la resistencia de los materiales comienza a disminuir. No obstante, a esta escala, los mecanismos específicos relacionados con los límites de grano que son responsables de la disminución en la resistencia aún no se comprenden completamente [111,112].

2.2.1 Métodos para producir refinamiento homogéneo de grano en toda la masa

Dado que los aceros bajo estudio no experimentan transformaciones de fase

significativas durante el enfriamiento, las técnicas de deformación plástica severa (SPD) y los procesos de recristalización se implementan de manera habitual para lograr el refinamiento estructural y potenciar las propiedades mecánicas [113].

Las técnicas de SPD, como el prensado angular de canal igual [114], la torsión a alta presión [115], la forja multidireccional [116], laminación acumulativa [117], y la fricción por agitación [118], han demostrado ser exitosas en la obtención de un refinamiento extremo del grano en los aceros inoxidables austeníticos.

De acuerdo con lo visto en la sección anterior, dentro de los procesos de refinamiento del grano asociado con la deformación en frío y recocido, se encuentra la martensita inducida por deformación, seguida por su transformación inversa a austenita de grano fino durante el recocido [99].

Un ejemplo es el estudio realizado por Souza et al., quienes obtuvieron granos ultrafinos en un acero inoxidable AISI 201, el cual fue laminado hasta un 60% de reducción y luego recocido entre distintos intervalos entre 500°C-800°C. Durante el recocido se observaron los siguientes fenómenos que se ilustran en la figura: la reversión de martensita a austenita de tamaño de grano ultrafino, la recristalización homogénea en todo el volumen de la austenita a tamaño micrométrico y el crecimiento de los granos recristalizados.[102]

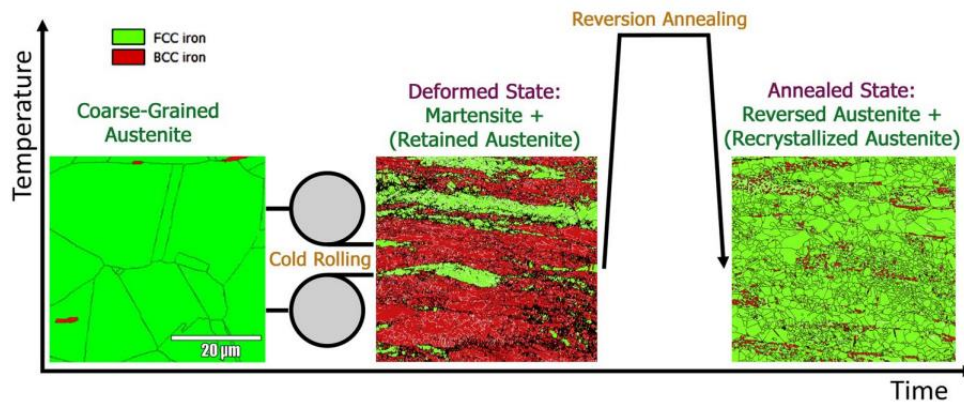


Figura 3. Evolución microestructural del proceso de laminación y con posterior recocido

Sin embargo, es importante destacar que, en metales con granos homogéneos de tamaño nanométrico, se observa una disminución significativa de la ductilidad, incluso en metales que son naturalmente dúctiles en su forma de grano grueso, como el cobre y el aluminio. Además, los granos de tamaño nanométrico son térmicamente inestables y tienden a engrosarse con mayor facilidad en comparación con los granos regulares de mayor tamaño. Por ejemplo, en el caso del cobre puro nanoestructurado, se ha observado engrosamiento del grano incluso a temperatura ambiente [119].

Estas limitaciones en la estabilidad mecánica y térmica representan desafíos significativos para los materiales nanoestructurados, lo que complica su procesamiento y sus aplicaciones tecnológicas.

Es por esta razón que, en las últimas décadas, la investigación sobre el refinamiento de grano se ha centrado especialmente en las regiones superficiales de los materiales. Esto se debe, en parte, al hecho de que, en la mayoría de las situaciones, los daños o los esfuerzos máximos tienden a manifestarse predominantemente en estas áreas. Como respuesta a esta

observación, se ha desarrollado un enfoque específico que se concentra en la formación de capas de grano fino o ultrafino exclusivamente en la superficie de los materiales.

2.2.2 Refinamiento del grano superficial

Mediante el refinamiento del grano superficial, se busca mantener una estructura de grano grueso en el interior de la pieza, creando así una disposición heterogénea en términos de tamaño de grano a lo largo del espesor del material. Esta estrategia no solo apunta a mejorar las propiedades mecánicas y de resistencia en las capas superficiales, sino que también reconoce la importancia de mantener ciertas características estructurales en el núcleo del material. En consecuencia, se forma una estructura compuesta que optimiza tanto la resistencia superficial como las propiedades internas, contribuyendo así a un rendimiento mejorado y más equilibrado del material en su conjunto.

Para lograr un refinamiento de tamaño de grano a nivel superficial en aleaciones o metales, existen un gran número de técnicas que han sido desarrolladas y bien establecidas.

Dentro de los métodos más utilizados para estos propósitos se encuentran los procesos de deformación plástica severa en cercanías de la superficie o por sus siglas en inglés, near surface severe plastic deformation (NS-SPD). Algunos ejemplos de esta técnica incluyen el granallado severo [74,75], el granallado ultrasónico [66,76,77], el granallado de alta energía [78,79], la atrición mecánica superficial [80,81], el granallado de impacto ultrasónico [82,83] y otros [84,85].

En todas estas técnicas mencionadas, la capa superficial superior experimenta una deformación plástica severa a altas velocidades de deformación. Cuando se utilizan altas velocidades de deformación, además de generar la deformación de los granos, puede ser propicio para la formación de maclas o formación de martensita [120].

Sobre la base de los conocimientos del proceso de recristalización, algunos investigadores han optado por seguir la secuencia deformación severa en las cercanías de la superficie seguido de un recocido de recristalización.

Esta secuencia, además de ser exitosa en la generación de esta capa superficial nanoestructurada, también hace posible un aumento en el porcentaje de elongación de las piezas que se someten al recocido luego de la deformación superficial. Además, abre las puertas, a un posible control del tamaño de grano final a través de los clásicos conocimientos de recristalización haciendo uso del control de tiempo-temperatura del tratamiento térmico.

Dentro de los procesos más investigados que hacen uso de esta secuencia se encuentran el arenado y la atrición mecánica superficial, entre otros.

A pesar de los numerosos esfuerzos dedicados a la investigación de las estructuras de estos procesos en los aceros inoxidable 316L, aún persisten discrepancias en cuanto al mecanismo de refinamiento de grano. Gubicza et al. [115] han informado que, durante el proceso de deformación severa por prensado a alta presión, se produce una transformación de fases de la austenita a la martensita, y que el recocido posterior a esta deformación extrema podría dar lugar a la formación de granos de austenita más pequeños. Por otra parte, Liu et al. [121] llegaron a la conclusión de que el mecanismo de refinamiento del grano inducido por el granallado mediante pulsos ultrasónicos podría estar relacionado con una elevada densidad de

dislocaciones y la formación de pequeñas bandas de corte.

Agrawal et al. [122] han proporcionado avances detallados sobre la formación de nanogranos en las superficies de acero inoxidable 316L a altas velocidades de deformación de $7.7 \times 10^4 \text{s}^{-1}$. Las observaciones microestructurales de las capas superficiales tratadas con la técnica de tratamiento superficial indicaron que los procesos de refinamiento del grano en estos aceros inoxidables involucraban la formación de maclas de deformación incluso a bajos porcentajes de deformación.

Se puede concluir que existen mecanismos de deformación plástica de microestructuras muy diferentes, fenómenos que no ocurren en sus contrapartes homogéneas.

Para finalizar, en lo que respecta a las técnicas para la nano estructuración de superficies, además de aquellas que utilizan deformación plástica, existen otras técnicas que merecen ser mencionadas. Algunas de estas técnicas incluyen la modificación de superficies mediante el uso de láser [123], procesos de carburización [124] y, entre otros.

2.3 Propiedades Mecánicas

Cuando un material con tamaño de grano homogéneo se deforma, la deformación plástica se produce simultáneamente en diferentes granos, lo que produce tensiones intergranulares entre granos adyacente que no se pueden deformar en conjunto. Sin embargo, cuando la estructura de grano se vuelve más fina en la superficie, la deformación comienza en los granos gruesos y los granos más pequeños se deforman solo cuando la carga aumenta. Es decir, la deformación plástica se propaga desde las regiones de grano grueso a los granos más finos progresivamente, hasta que alcanza

la capa nanoestructura. Las tensiones intergranulares entre los granos vecinos de diferentes tamaños se liberan de manera efectiva y se suprime la localización de estas tensiones, lo que permite que la capa nanoestructurada realice deformaciones plásticas al mismo tiempo que las otras partes de la muestra, esto conduce a una marcada mejora en las propiedades mecánicas del metal, lo que incluye no solo la resistencia al desgaste, sino también la dureza, la tenacidad y la resistencia a la fatiga, entre otras. Esta optimización en las propiedades mecánicas se debe al mayor número de límites de grano y a la reducción en la migración de dislocaciones en la microestructura.

2.3.1 Dureza y resistencia al desgaste

Los materiales metálicos nanoestructurados, con sus estructuras nano cristalinas y granos ultrafinos, exhiben propiedades mecánicas excepcionales, lo que los convierte en opciones altamente atractivas para una amplia gama de aplicaciones.

En lo que respecta a su resistencia al desgaste, la ley clásica de Archard, señala que la resistencia al desgaste de un material guarda una relación directa con la dureza de su superficie. Estudios han demostrado que la resistencia al desgaste de materiales con granos de tamaño nanométrico supera en gran medida a la de aquellos con granos más gruesos [125].

En particular, cuando la estructura de grano se afina superficialmente se produce una mejora significativa en las propiedades mecánicas del metal, tanto en lo que respecta a su superficie como al sólido en general, incluso si solo la capa superficial está nanoestructurada. Se ha observado un aumento sustancial en la resistencia al desgaste en varios metales y aleaciones que presentan capas superficiales nanoestructuradas [126],

debido al endurecimiento significativo de su superficie [127,128].

CAPITULO 3

MATERIALES Y METODOS

En este capítulo se brinda información detallada acerca de los materiales utilizados y las metodologías aplicadas en el presente estudio. Se incluye una descripción del proceso de preparación de las muestras, así como su posterior caracterización, que comprende la evaluación de sus propiedades y el análisis matemático correspondiente.

3.1. Experimental

3.1.1 Material

Considerando los resultados exitosos de investigaciones anteriores y la amplia documentación disponible sobre procesos de nano estructuración superficial en aceros inoxidable, se determinó que el AISI 316L sería la elección más adecuada como material base para este estudio de tesis. Las placas utilizadas tenían un espesor inicial de 5 mm, y la composición química nominal del material se encuentra regida por las normas ASTM A240 y ASME SA-240; los detalles de esta composición se presentan en la Tabla 1.

Para asegurar una estructura inicial uniforme y eliminar eventuales esfuerzos residuales las láminas, se sometieron previamente a un proceso de normalización a una temperatura de 900°C, temperatura reportada en estudios sobre arenado en aceros 316L, durante un período de 2 horas. Una vez completado el tratamiento térmico de normalización, se dio paso al corte de las placas en dimensiones específicas de 5 cm de ancho x 6 cm de largo, para facilitar su manipulación durante el proceso de laminación y posterior caracterización.

3.1.2 Laminación y tratamiento térmico

Después de cortar las piezas, estas fueron laminadas en frío, tanto con rodillos convencionales como con rugosos. Para el número total de pases, se decidió trabajar con el estándar para la laminación en frío de planchas de aceros de mínimo espesor, lo que equivale a un total de 6 pasadas, dando una reducción absoluta de 0,5 mm en cada una de ellas. Dado que se busca generar solo micros o nano granos en la superficie, sin afectación de la estructura y propiedades hacia el interior, se requiere utilizar deformaciones bajas, que induzcan la fuerza impulsora necesaria para la recristalización, y que se concentren en zonas superficiales. Valores de reducción relativa entre 10 y 20% cumplen con ese objetivo, lo que se consigue con una reducción absoluta de 0.5 mm al generar 10 y 20% de reducción relativa en el primer y sexto pase respectivamente. Esa baja reducción, además de asegurar solo deformación superficial, hace poco probable la presencia de martensita inducida por deformación en la superficie, y la descarta hacia el interior, libre de deformación.

El laminado se llevó a cabo utilizando un laminador reversible Joliot con una potencia de 7,5 kW, equipado con rodillos de 200 mm de ancho y 127 mm

de diámetro. Para lograr una superficie rugosa en los rodillos, se realizó un proceso de mecanizado en el cual se generaron pirámides de base rómbica en la superficie de estos. Estas pirámides tenían dimensiones de 2,08 mm de largo, 1,04 mm de ancho y 1,5 mm de alto.

Después de completar el proceso de laminación, las muestras fueron sometidas a un tratamiento de recocido de una hora en un horno de mufla tipo Batch a baja temperaturas de modo de generar micro o nanogranos: 200°C, 300°C y 400°C, similares a las reportadas en literatura para otros procesos de nano estructuración superficial de aceros.

3.1.3 Caracterización morfológica y estructural

Para realizar la caracterización morfológica y estructural de las muestras laminadas y recocidas, se llevaron a cabo los siguientes procedimientos.

En primer lugar, se sometieron las secciones transversales de las muestras a un proceso de desbaste mecánico utilizando papeles abrasivos de SiC hasta lograr un tamaño medio de rayado de 8 μm . Posteriormente, se aplicó un pulido fino con pasta de diamante y óxido de aluminio (0,05 μm). Seguidamente, las muestras se sumergieron en un baño ultrasónico con etanol para eliminar cualquier tipo de impureza, ya sea originada durante el lijado o el pulido. Finalmente, las muestras se secaron y almacenaron en un desecador para sus posteriores análisis.

Para revelar la microestructura del material, se empleó un ataque químico utilizando una mezcla de ácido nítrico y ácido clorhídrico en una proporción molar de 1:3, conocida como agua regia.

Las primeras observaciones en esta etapa se realizaron utilizando un

microscopio óptico Olympus GX51. Este microscopio se utilizó para estudiar la microestructura generada por la combinación de los procesos, centrándose especialmente en la superficie tratada.

Debido a la dificultad en la observación microscópica debido al desenfoque de la superficie tratada causado por los bordes irregulares que resultaron del proceso de lijado y pulido, se recurrió a un microscopio confocal de barrido láser Olympus LEXT. Este tipo de microscopio permite obtener imágenes de un solo plano confocal y se basa en la eliminación de la luz procedente de planos fuera de foco. De esta manera, es posible obtener resultados incluso cuando existen diferencias de desenfoque entre la matriz y la superficie. Asimismo, se utilizó este equipo para comparar la morfología de la superficie tratada con rodillos rugosos en comparación con rodillos convencionales. Este análisis permitió evaluar las diferencias entre las dos condiciones de procesamiento.

Con el propósito de analizar el tamaño de grano en la capa cercana a la superficie de las muestras, se empleó un método de ataque químico electrolítico. Este método consistió en sumergir las muestras en una solución compuesta por ácido nítrico al 60% mezclado con agua al 40%, a una corriente eléctrica de 8-9 A/cm² durante un período de 120 segundos. Esta técnica permite revelar los límites de grano sin mostrar las maclas de recocido, lo que facilita la determinación precisa del tamaño de grano.

Las imágenes electrónicas de barrido se obtuvieron utilizando un microscopio VEGA3 TESCAN con una energía de 20 kV. Este enfoque proporciona una visualización detallada de la estructura de grano y permite un análisis preciso del tamaño de grano en la capa superficial de las muestras.

Además, se realizó un análisis EBSD en un microscopio electrónico de

barrido Hitachi SU-70 con un sistema EDAX y el software de análisis OIM-TSL.

3.1.4 Resistencia al desgaste y caracterización por nanoindentación

Para evaluar la resistencia al desgaste, se realizó un ensayo en condiciones no lubricadas utilizando un tribómetro TYPE TRM 1000. Durante las pruebas de desgaste, se aplicó una carga constante de 30 N, se mantuvo una velocidad de desplazamiento de 0,1 m/seg y se recorrió una distancia de 200 metros. Para analizar el mecanismo responsable del desgaste observado en la superficie expuesta, se empleó la técnica de imagen electrónica secundaria en un microscopio electrónico de barrido (SEM).

Para determinar la dureza en función de la profundidad desde la superficie hacia el interior del material, se llevó a cabo un ensayo de nanoindentación utilizando un nano tribo indentador Hysitron TI Premier. Se empleó una punta de diamante Berkovich y se aplicó la técnica de carga, retención y descarga para obtener las durezas a diferentes profundidades. Cada indentación se realizó mediante tres ciclos de carga-mantenimiento-descarga (25 segundos de carga, 5 segundos de mantenimiento y 2 segundos de descarga) utilizando el modo de control de carga y una carga aplicada de 5000 μ N.

Estos ensayos proporcionaron información sobre la resistencia al desgaste del material y su dureza en diferentes profundidades.

3.2. Método de elementos finitos

Con el propósito de examinar el campo de deformaciones, esfuerzos y

fuerza de laminación, se llevó a cabo un análisis del proceso mediante el método de elementos finitos empleando el software Simufact 19.0, al cual se pudo acceder gracias a facilidades dadas por la Universidad de Nueva León, México. Los resultados obtenidos además fueron complementados con el software Ansys R2 2020 de la Universidad de Georgia, Estados Unidos, comparando esfuerzos y deformaciones únicamente.

3.2.1 Software Simufact

3.2.1.1 Aspectos básicos

En este software, las ecuaciones fundamentales se integran en el tiempo mediante un procedimiento dinámico explícito. Todas las variables en las ecuaciones fundamentales se evalúan en un esquema de integración temporal Runge-Kutta. El sistema completo de ecuaciones se resuelve al separar los flujos de difusión y convección respectivamente. Hay tres ventajas al utilizar este enfoque:

- Evitar la no linealidad debida a los términos de convección al evaluar el impulso.
- Estabilizar los cálculos numéricos.
- Simplificar la implementación.

Además, no se emplea ninguna iteración para la interacción entre pasos, debido al pequeño paso de tiempo en el método explícito.

La ley de conservación del momento se expresa en forma integral de volumen como:

$$\int_V \frac{\partial v_i}{\partial t} \partial V = \frac{1}{\rho} \int_S \sigma_{ij} n_j dS$$

Donde n_i es el vector normal unitario en el límite S del elemento de volumen finito.

Los valores en las caras del elemento de volumen finito se obtienen resolviendo el problema de Riemann. Con esto, la nueva velocidad en el elemento de volumen finito se actualiza. La ley de conservación de la energía se expresa en forma integral de volumen como:

$$\rho \int_V \frac{\partial e}{\partial t} dV - \int_V \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} dV = - \int_S h_i n_i dS$$

La solución de esta integral proporciona un nuevo campo de temperatura, afectado por el calor generado a partir de la deformación plástica, la conducción de calor dentro del material y la transferencia de calor desde la superficie.

La nueva velocidad actualizada se utiliza para calcular el flujo de material de un elemento de volumen finito a otro. El material transporta consigo las propiedades correspondientes (tensión/deformación, energía, características del material, etc.). Este flujo de convección se calcula sin cambiar el valor de las cantidades físicas que se transportan con el material. Esto elimina el término de divergencia, y las leyes de conservación de masa, momento y energía se simplifican a:

$$\frac{\partial(\rho\varphi)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho\varphi v_i)}{\partial x_i} = 0$$

Donde φ es cualquier cantidad física por unidad de masa. La forma integral utilizada en el paso de advección del método de volumen finito se expresa de la siguiente manera:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_V \rho\varphi dV = - \int_S \rho\varphi v_i n_i dS$$

Una vez que se ha calculado el transporte de masa, se actualiza la nueva densidad en cada elemento de volumen finito. Además, el tensor de

velocidad de deformación se calcula a partir del incremento de velocidad, de la siguiente manera:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right)$$

Con este nuevo tensor de velocidad de deformación, la deformación se actualiza. A continuación, los valores de esfuerzo se determinan a partir de las relaciones constitutivas elástico-plásticas, que dependen de la temperatura, la deformación y la velocidad de deformación. Además, cuando se activan, las transformaciones de fase y los tamaños de grano se actualizan según los nuevos campos de temperatura y deformación.

3.2.1.2 Geometría del modelo

Respecto a los rodillos, estos se diseñaron con las mismas dimensiones utilizadas en la parte experimental, mientras que la pieza de trabajo tenía unas dimensiones de 60 mm de largo, 25 mm de ancho (para acortar tiempo de procesado) y 5 mm de alto. Además, en el análisis se consideró fricción por adherencia según modelo de Von Mises en el contacto entre el rodillo y la placa de acero 316L.

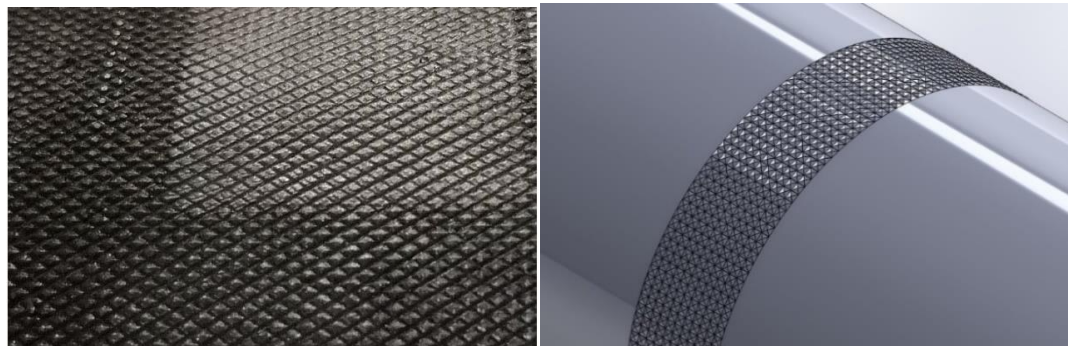
Para evaluar la influencia de la rugosidad en la deformación superficial de la pieza, se tomaron en cuenta cuatro niveles de rugosidad, que abarcaron desde una superficie lisa (lograda con rodillos convencionales) hasta incrementos graduales de rugosidad, abarcando niveles de baja, media y alta rugosidad. Este enfoque se implementó con el propósito de analizar cómo estos diferentes niveles de rugosidad afectan la deformación plástica y otras variables del proceso.

Para simular la rugosidad en la superficie del rodillo, se emplearon pirámides de base cuadrada con distintas dimensiones de longitud y de altura, las cuales se muestran en la Tabla 3, testeadas en formas sucesivas en el

tiempo. Rugosidades mayores de 1 mm no pudieron utilizarse debido a posteriores restricciones por parte de las autoridades mexicanas al uso del programa para estudiantes extranjeros. La Figura 4a muestra la superficie del rodillo utilizada en el análisis experimental, mientras que la figura 4b ilustra la superficie creada mediante un software de diseño.

Tabla 3. Rugosidad simulada en la superficie de los rodillos utilizada en ambos softwares, Simufact y Ansys.

Rugosidad	Altura (mm)	Largo (mm)
Baja	0.1	1.5
Media	0.25	2.5
Alta	1	2.5



(a)

(b)

Figura 4. Superficie del rodillo a) experimental y b) simulada

Para caracterizar el comportamiento mecánico del acero inoxidable 316L, se utilizaron curvas de esfuerzo deformación obtenidas mediante el software MatILDa®, que está integrado en el software Simufact. En la Figura 5, se representa la relación entre el esfuerzo y la deformación plástica efectiva a una temperatura de 20 °C para el grado de acero 316L que se encuentra

bajo estudio.

Este material, se encuentra definido en la base de datos del software con el nombre: DB.316L_baseplate. La norma DIN 1.4404 define la composición química de este acero, siendo la siguiente: C=0.009, Cr=16.82, Cu=0.31, Mn=1.74, Mo=2.08, N=0029, además permite un amplio rango de trabajo, entre 20°C-1400°C.

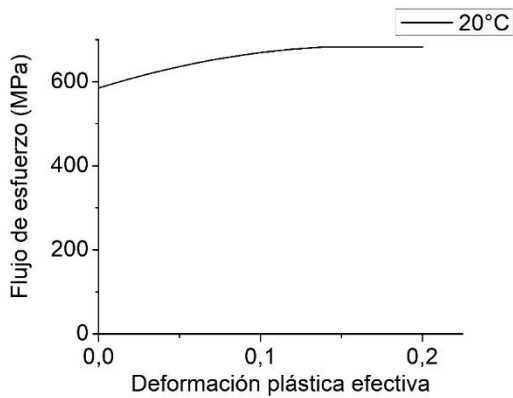


Figura 5. Curva de flujo de esfuerzo del acero inoxidable a 20°C

La Figura 6 representa el modelo de elementos finitos utilizado para simular una pasada de laminación. Este modelo considera una alta rugosidad en la superficie de los rodillos y proporciona una representación visual detallada de cómo se produce la deformación y la interacción entre los rodillos y la pieza de trabajo durante el proceso de laminación.

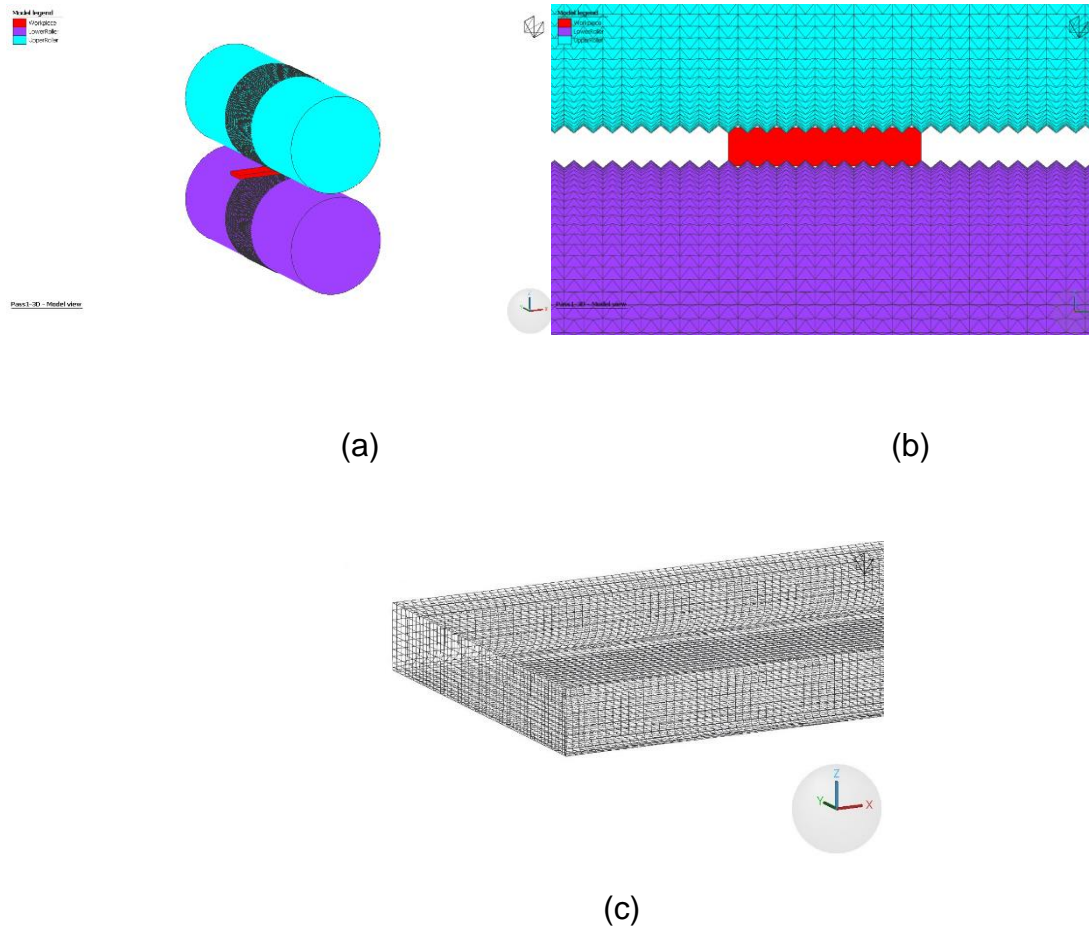


Figura 6. Configuración geométrica del modelo FEM mediante Simufact, a) vista general, b) abertura rodillos, c) malla

3.2.2 Software Ansys

Con el objetivo de poder cotejar los resultados obtenidos a través del software Simufact, se llevó a cabo un estudio comparativo utilizando el software Ansys. Es importante destacar que, a pesar de su utilidad en el análisis mediante elementos finitos, estos dos softwares presentan algunas diferencias significativas en cuanto a su enfoque y capacidades.

Simufact se destaca por su enfoque especializado en la simulación de

procesos de fabricación, lo que lo hace particularmente efectivo para analizar fenómenos relacionados con la producción y deformaciones plásticas en materiales. Su interfaz y capacidades están diseñadas para satisfacer las necesidades específicas de la industria manufacturera, es decir, es muy pertinente al proceso propuesto en esta tesis. Algunos detalles de las interfases de este modelo se encuentran en anexo A.

Por otro lado, Ansys es un software de simulación multipropósito ampliamente utilizado en diversas disciplinas de ingeniería. Ofrece una amplia gama de módulos y herramientas para el análisis estructural, térmico, fluidodinámico y electromagnético, entre otros. Su versatilidad lo convierte en una elección preferida en campos más generales de ingeniería, y puede adaptarse a una variedad de aplicaciones. No es un software estrictamente especializado en conformado de metales. Los detalles de algunas de sus interfases se encuentran en anexo A.

En el ámbito de la simulación de procesos de laminación, Simufact se destaca como una opción generalmente reconocida por su mayor precisión y especialización en comparación con Ansys. En particular, destaca en Ansys la dificultad en modelar fricción de tipo adherente, por lo que se espera que las comparaciones entre ambos métodos sean aceptables solo en cuanto a deformaciones se refiere.

Por lo señalado, solo se simuló Ansys para la primera pasada de laminación utilizando rodillos convencionales y de rugosidad media, utilizando un coeficiente de fricción 0,45, insuficiente para asegurar fricción adherente. en un entorno de la entrada y salida de la zona de deformación, pero excesivo respecto a las zonas centrales de dicha zona.

Las dimensiones del material y condiciones de laminación según modelo Ansys se encuentran detallados en la Tabla 4. Para abordar el análisis

estructural, se recurrió al uso de ecuaciones constitutivas elástico-plásticas a fin de describir el comportamiento del material bajo estudio y se seleccionó un modelo de endurecimiento isótropo bilineal, tal como se ilustra en la Figura 7. Los valores de las propiedades utilizadas en este modelo se encuentran detallados en la Tabla 5. Estas propiedades corresponden a las del acero inoxidable que están disponibles en la biblioteca del software extrapoladas a las trabajadas en Simufact. Para la muestra de acero inoxidable, se consideró un comportamiento elástico-plástico, mientras que, para los rodillos, se asumió un material rígido.

Con el propósito de optimizar el modelo y considerando la simetría inherente al proceso, se eligió representar solamente la mitad de la configuración. La elección del plano de simetría se efectuó a lo largo del corte longitudinal-medio de la pieza modelada, y se aplicaron las condiciones de contorno pertinentes de manera precisa.

Tabla 4. Dimensiones físicas (mm) de la pieza y los rodillos de laminación modelo utilizando el software Ansys

	Dimensión	Valor
Lámina	Ancho	25
	Espesor	5
	Largo	60
Rodillo	Diámetro	127
	Ancho	200
Abertura rodillos		4,5

Tabla 5. Propiedades mecánicas de la pieza utilizadas en el modelo utilizando software Ansys.

Propiedad	Magnitud
Módulo de Elasticidad	193 GPa
Coefficiente de Poisson	0.3

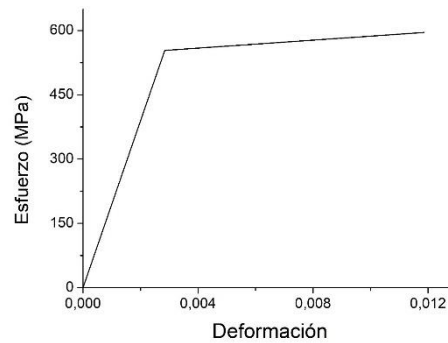


Figura 7. Modelo bilineal curva esfuerzo-deformación del acero inoxidable, modelo Ansys

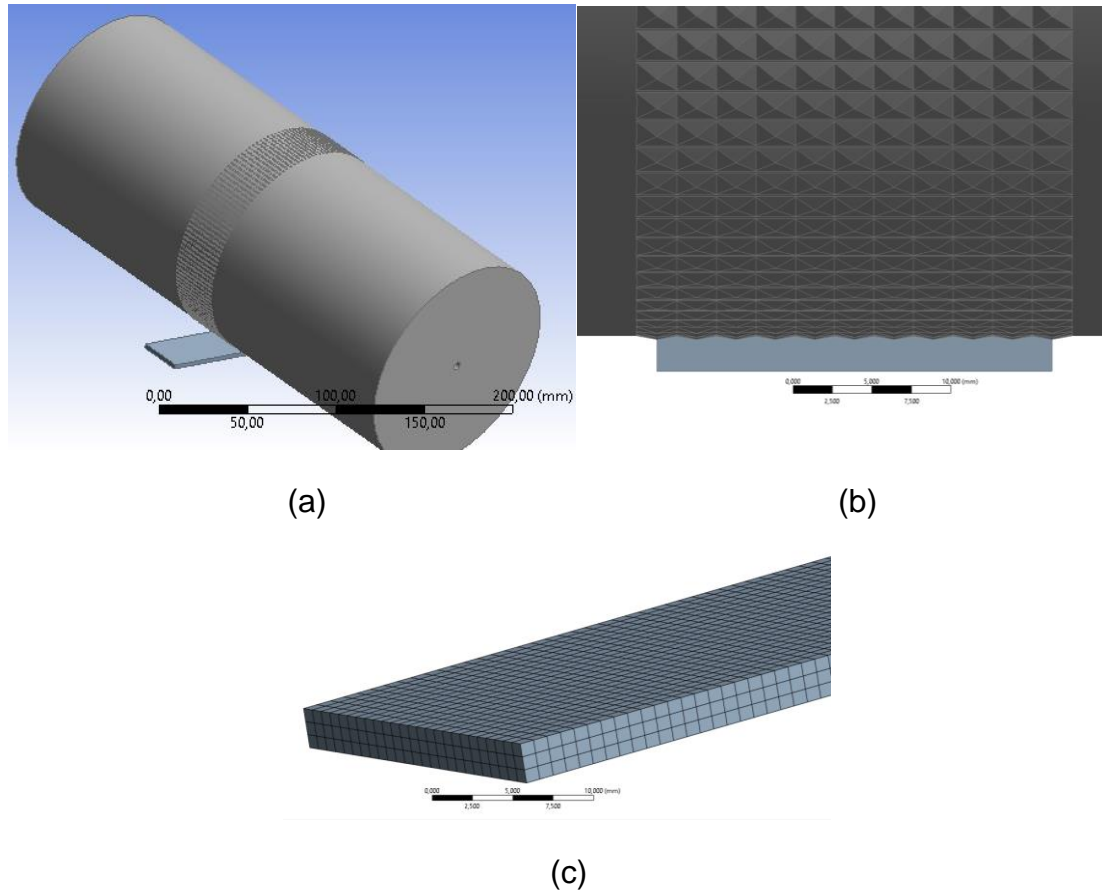


Figura 8. Configuración geométrica del modelo FEM mediante Ansys, a) vista general, b) abertura rodillos, c) malla

CAPITULO 4

RESULTADOS

En este capítulo se presenta los resultados relevantes de la investigación y su análisis correspondiente.

4.1 Experimental

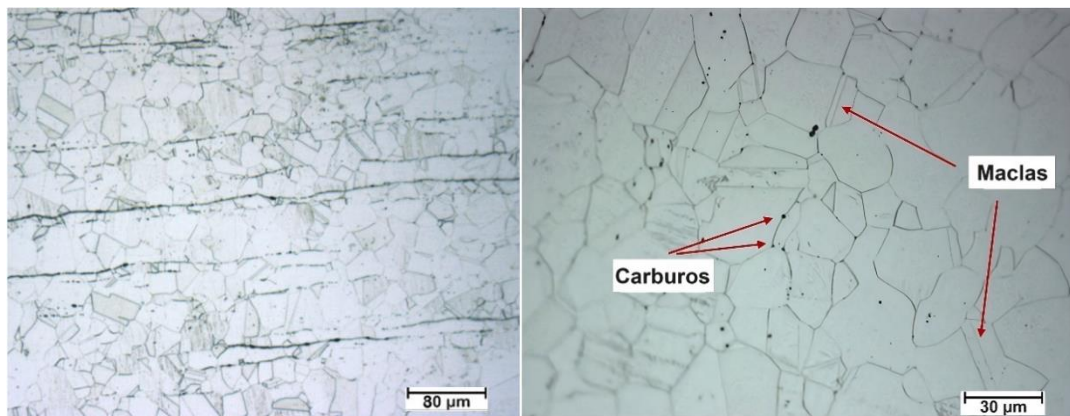
4.1.1 Análisis microestructural

Las Figuras 9 y 10 presentan las características microestructurales del acero inoxidable austenítico 316L, el cual fue sometido a un proceso de recocido previo a 900°C durante 2 horas antes de la laminación. Dada la composición química de esta aleación, la microestructura está compuesta por granos poliédricos de austenita, tal como se observa en la Figura 9, con un tamaño de alrededor de 30 μm , los cuales pueden exhibir maclas, como se aprecia en esta imagen. Además, se pudo observar la presencia de carburos complejos en la estructura, y cordones de ferrita delta en la matriz del acero austenítico.

Respecto a propiedades mecánicas del material base y atinentes a esta tesis, nano dureza y resistencia al desgaste, se encuentran indicadas en figuras 18, 21 y 22. En relación con la nanodureza inicial, en toda la masa

se tiene un valor cuasi uniforme de 5 GPa. El mecanismo de desgaste de las muestras recocidas es el típico correspondiente a materiales dúctiles, del tipo arado y cuña. La profundidad del surco de desgaste es de 100 micrones.

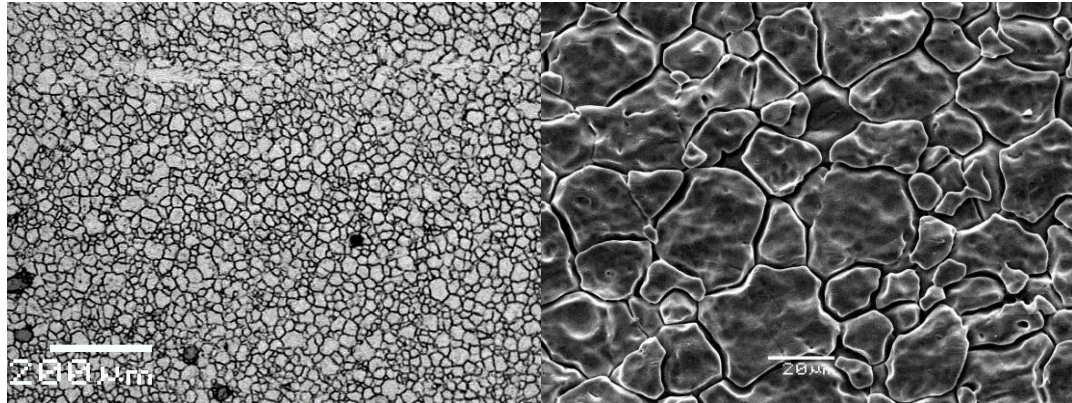
En la Figura 10, se muestran las imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido, utilizando tanto electrones secundarios como retrodispersados. Estas imágenes confirman un tamaño de grano de aproximadamente 30 μm en la muestra.



(a)

(b)

Figura 9. a) Microestructura original del acero inoxidable 316L antes de la laminación. b) aumento

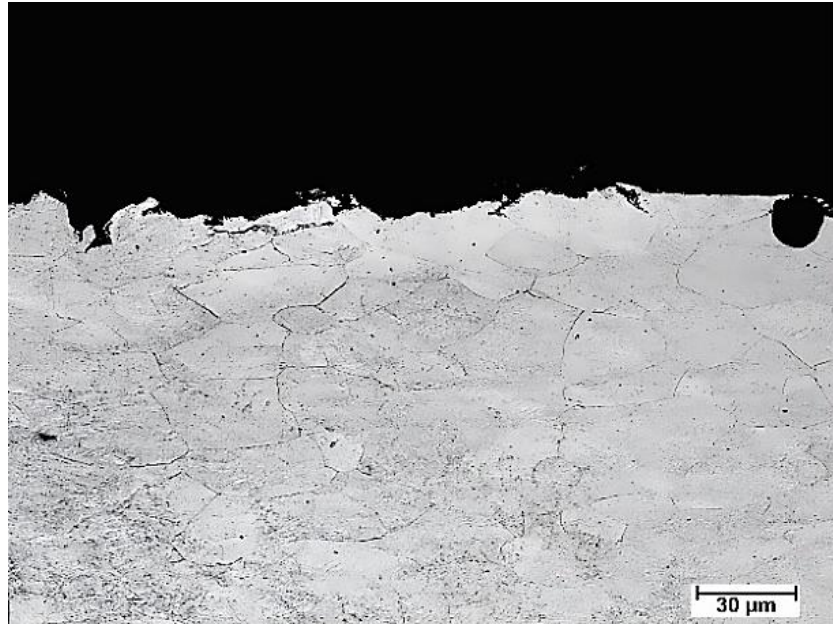


(a)

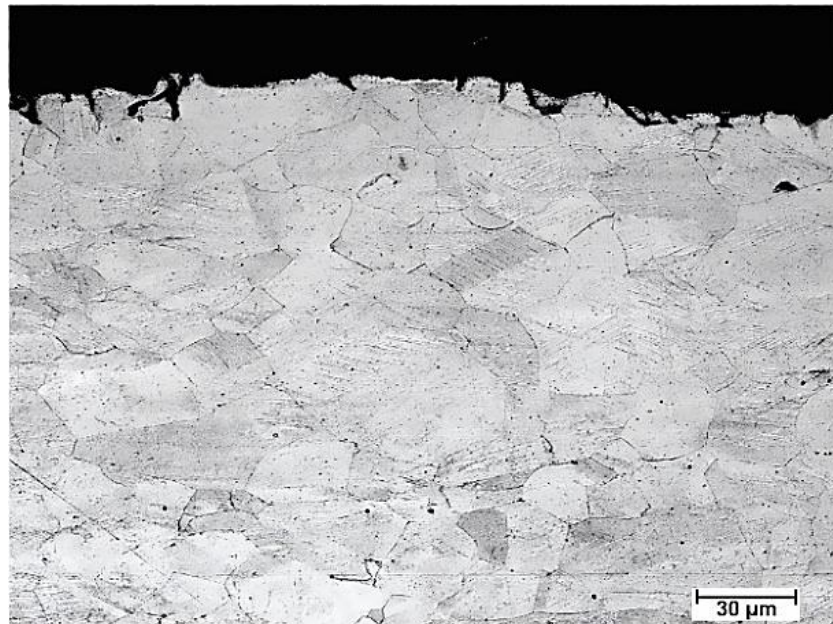
(b)

Figura 10. Imágenes de microscopía electrónica de barrido del acero inoxidable 316L antes de la laminación utilizando electrones a) retrodispersados, b) electrones secundarios

La Figura 11 presenta las micrografías utilizando microscopia confocal de las muestras laminadas con rodillos convencionales después del proceso de recocido. En la Figura 11a, se aprecia la muestra recocida a 300°C, mientras que en la Figura 11b, se presenta la muestra recocida a 400°C, ambas durante 1 hora. En ambas imágenes, se observan granos recristalizados sin la presencia de granos deformados en toda la masa del material, lo que indica que el tratamiento térmico de recristalización ha tenido lugar. Nótese que la baja reducción y deformación por pase, descarta la formación de martensita, lo que se corrobora con su inexistencia en las micrografías. Por otra parte, no se observa un refinamiento del tamaño de grano superficial, y se tiene una distribución homogénea del tamaño de grano en ambas muestras, con tamaños similares de alrededor de 30-35 μm .



(a)



(b)

Figura 11. Microestructura de las muestras laminadas con rodillos convencionales y recocidas a: a) 300°C y b) 400°C por una hora.

En la Figura 12, se presenta una micrografía obtenida a través de microscopía óptica de una muestra que fue laminada con rodillos rugosos y posteriormente sometida a un proceso de recristalización a 300°C durante 1 hora. Se aprecian cambios notables en la microestructura entre el centro de la pieza y su superficie; no obstante, no es posible realizar una distinción de granos recristalizados mediante esta técnica. Para superar estas dificultades, se realizaron análisis utilizando microscopía confocal. La Figura 13 muestra estos resultados para esta muestra tratada con rodillos rugosos. Obsérvese que la zona interior de esta muestra (Figura 13a) presenta granos de tamaño similar a los observados en las muestras laminadas con rodillos convencionales, la presencia de algunos granos recristalizados en la matriz se ha resaltado con círculos rojos.

En la Figura 13b es posible observar tanto la superficie como el centro de la muestra. La presencia de granos recristalizados se ha destacado con círculos rojos, estos se encuentran en el centro de la muestra. Sin embargo, al examinar la superficie, sólo se observa una variación de tamaño microestructural en comparación con la región central y no es posible dilucidar la microestructura en esta zona.

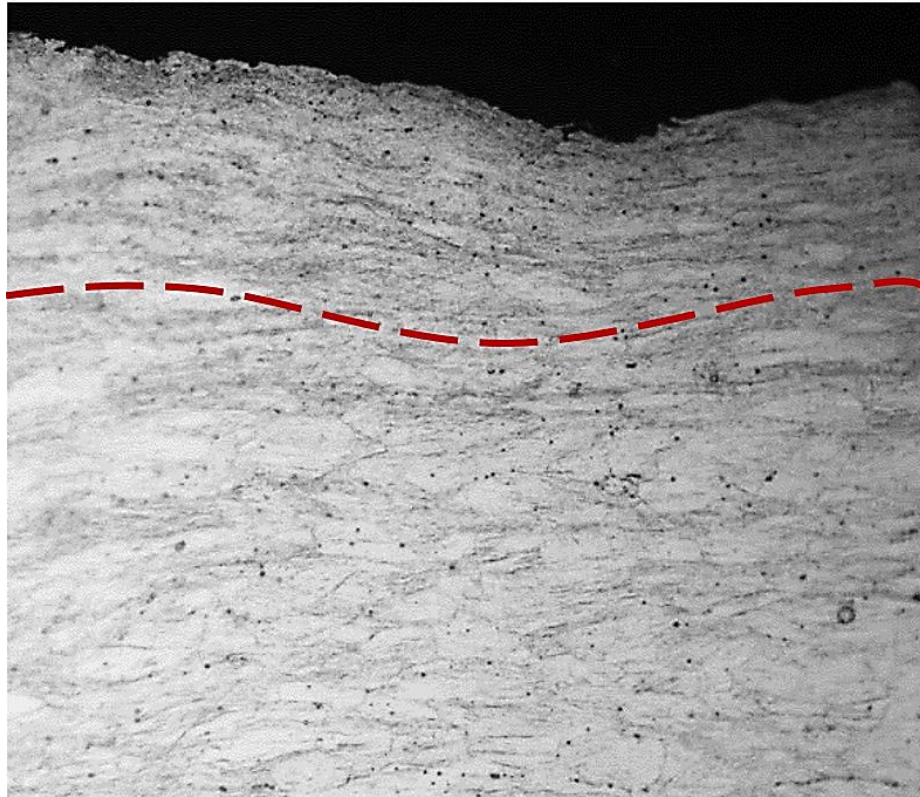
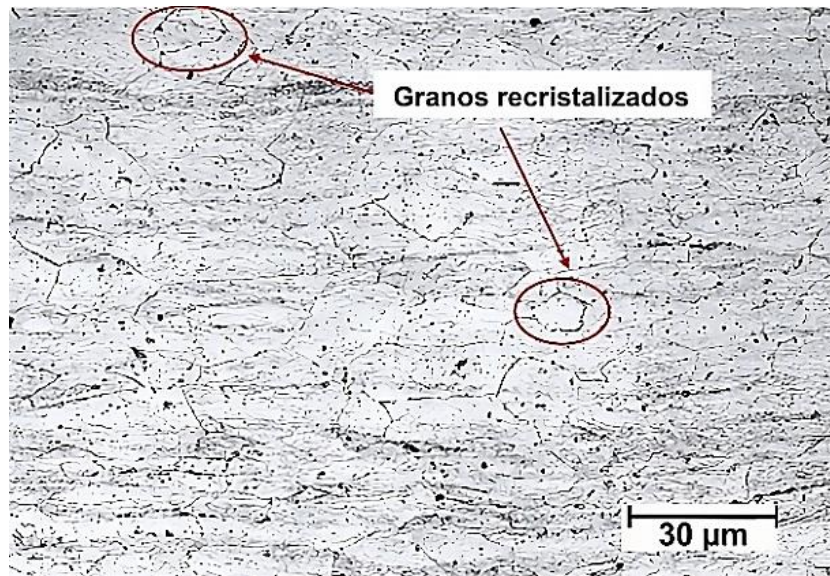
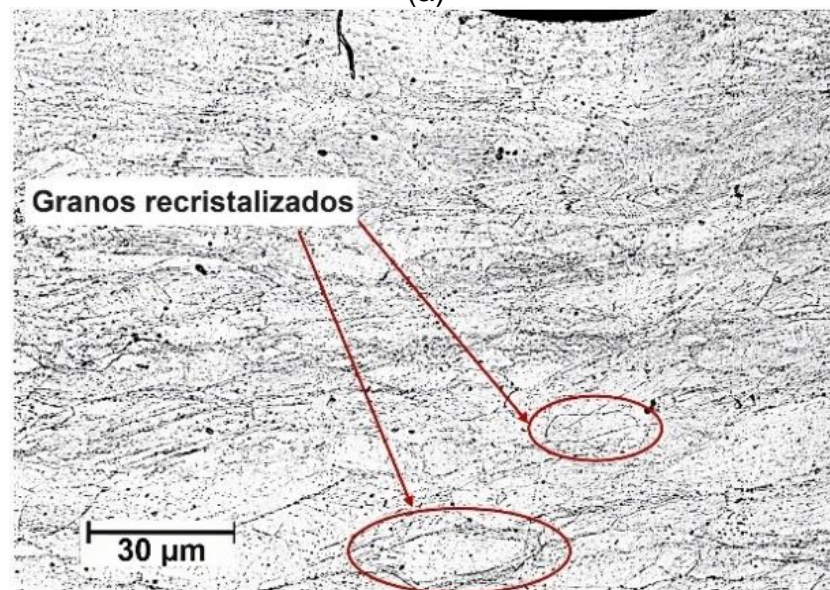


Figura 12. Micrografía muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 300°C, zona borde. Ataque químico agua regia. 500x



(a)



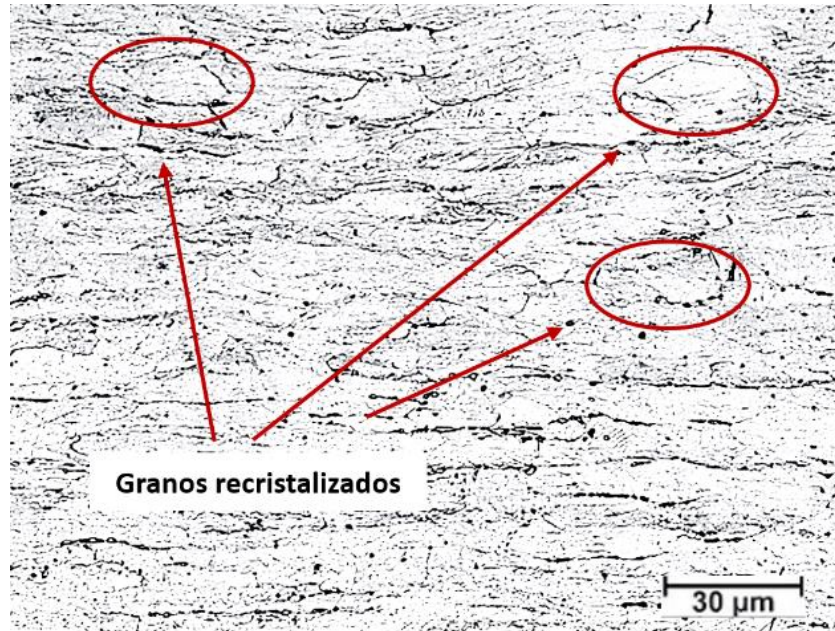
(b)

Figura 13. Microestructura de las muestras laminadas con rodillos rugosos y recocidas a 300°C por una hora. a) matriz y b) cercanías de la superficie

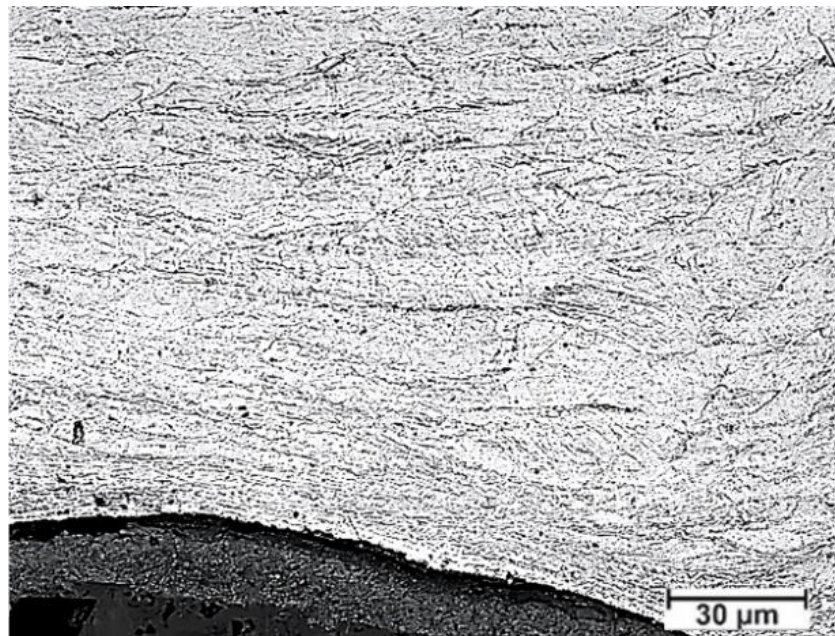
En la Figura 14, se presenta la micrografía de la muestra laminada con rodillos rugosos y posteriormente recristalizada a 200°C durante 1 hora. Se observan conclusiones similares a las del caso anterior (Figura13. Donde se

identifican granos refinados en la superficie. En este caso, se observa que el tamaño de grano recristalizado en el centro de la muestra es ligeramente menor al anterior, de aproximadamente 25 μm . Esta diferencia puede atribuirse a la influencia de la temperatura de recristalización, más baja en esta ocasión.

Es importante señalar que discernir la presencia de granos ultrafinos o nanométricos a esta escala de observación no es factible. Por este motivo, la Figura 15 muestra la capa superficial de una muestra laminada con rodillos rugosos y recristalizada a 400 °C durante una hora utilizando de la técnica de microscopia avanzada electrónica de barrido. En estas imágenes es posible observar la presencia de granos recristalizados que miden aproximadamente 200 nm.

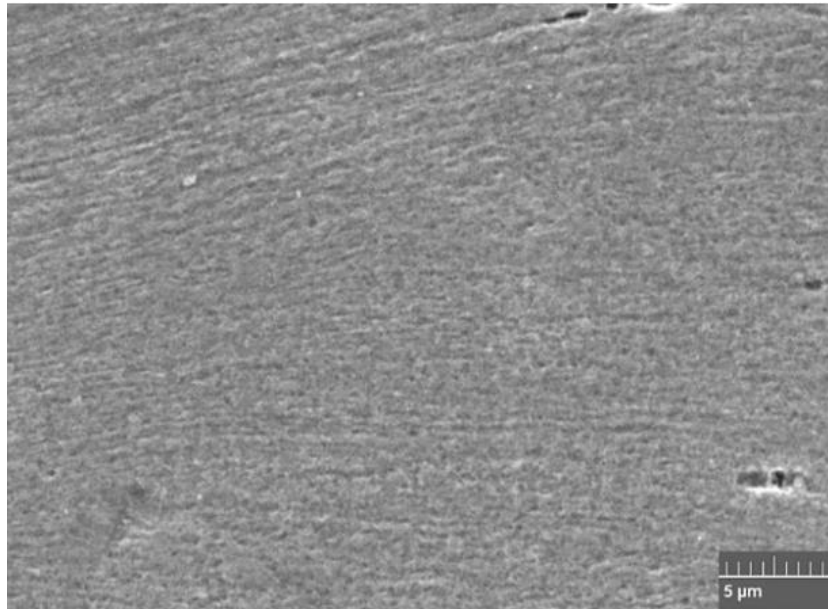


(a)



(b)

Figura 14. Microestructura de las muestras laminadas con rodillos rugosos y recocidas a 200°C por una hora. a) matriz y b) cercanías de la superficie



(a)



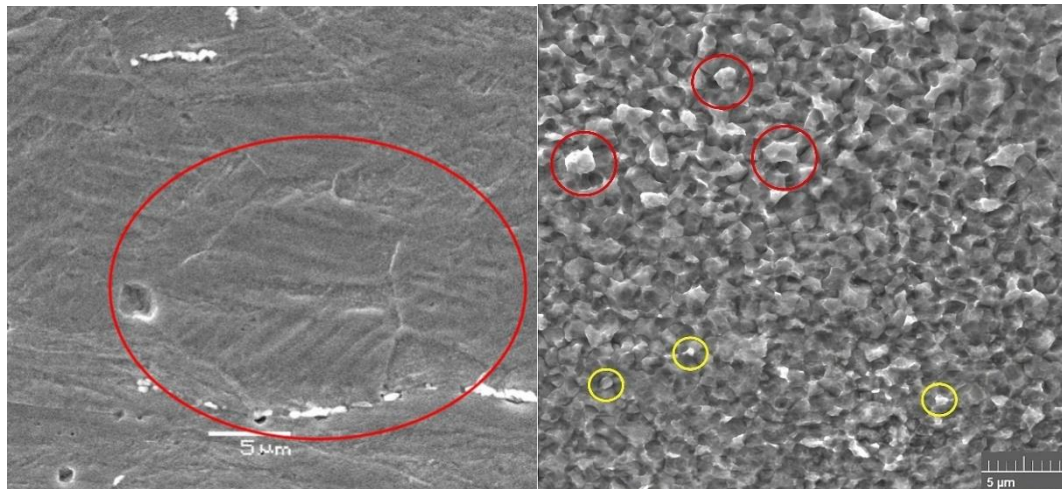
(b)

Figura 15. Imágenes SEM de una muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400 °C durante una hora. a)10.000x, b)25.000x.

La Figura 16 presenta micrografías SEM de la microestructura cercana a la superficie obtenidas a partir de muestras laminadas con rodillos rugosos y sometidas a recocido a 300°C y 400°C durante 1 hora.

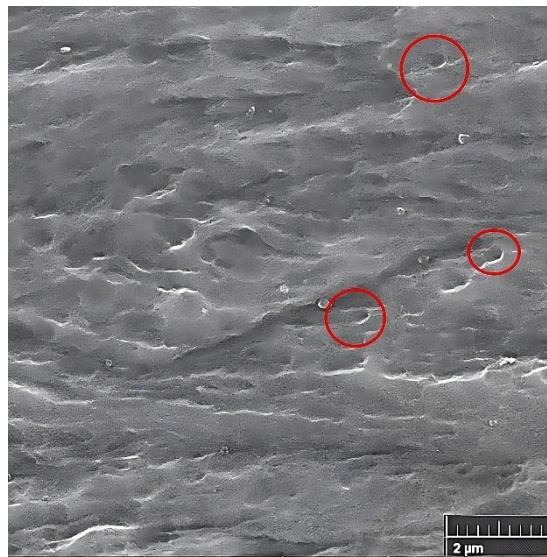
En la Figura 16a, se evidencia claramente la presencia de un grano recristalizado con un tamaño aproximado de 10 μm , encerrado en un círculo rojo, lo que indica que el proceso de recristalización ha ocurrido en esta zona. Por otro lado, en la Figura 16b, se aprecian granos recristalizados de menor tamaño en comparación con la Figura 16a. Granos con diámetro de menos de 1 μm han sido encerrados en círculos amarillos, por otra parte, granos con un diámetro de alrededor de 3 μm , se han encerrados en círculos rojos. La presencia de estos granos de distinto tamaño, indica la heterogeneidad en la distribución del tamaño de grano recristalizado.

Un examen más detallado de la Figura 16c, específicamente en el área dentro del círculo rojo, revela la presencia de granos recristalizados con un tamaño medio de aproximadamente 200 nm. Esto indica que se han formado nanogranos en la zona cercana a la superficie debido al proceso de recristalización. Sin embargo, la imagen también da muestra de que la recristalización de nuevos granos ocurre de manera heterogénea, lo que destaca la naturaleza compleja del proceso de recristalización en la microestructura de las muestras laminadas con rodillos rugosos y sometidas a recocido.



(a)

(b)



(c)

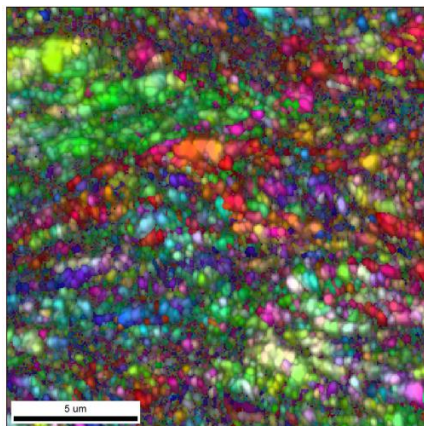
Figura 16. Imagen SEM muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a)- b) 300°C, c) 400°C, ambas por 1 hora.

En la Figura 17a, se presentan imágenes obtenidas mediante difracción de electrones de retrodispersión (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) en regiones cercanas a la superficie, para una muestra laminada utilizando

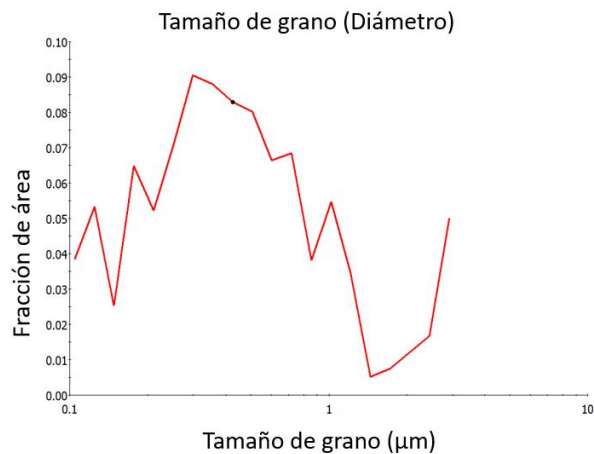
rodillos rugosos y recristalizada a 400°C por 1 hora. En estas imágenes, se puede observar la generación parcial de nuevos granos recristalizados de tamaño nanométrico. No obstante, como se observó en las imágenes previas, la formación de estos granos parece ser parcial y no uniforme. Este fenómeno puede atribuirse a la falta de homogeneidad en la deformación superficial durante el proceso de laminación, lo que afecta la recristalización de manera no uniforme en la superficie.

El gráfico presentado en la Figura 17b confirma este fenómeno. En él, se muestra la relación entre la fracción de área y el tamaño de grano. Es evidente que una gran fracción de área conserva un tamaño de grano superior a 1 μm , mientras que los granos de tamaño nanométrico ocupan solo una pequeña porción de la fracción de área.

Estos resultados sugieren que la recristalización y la formación de granos nanométricos en la zona cercana a la superficie son selectivas y localizadas.



(a)



(b)

Figura 17. a) Imagen EBSD muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400°C. b) fracción de área versus tamaño de grano

La figura 18, por su parte muestra los resultados obtenidos mediante EBSD, para una muestra laminada mediante rodillos rugosos y recristalizada a 200°C por 1 hora. Los resultados evidencian nuevamente la distribución no uniforme de la microestructura resultante.

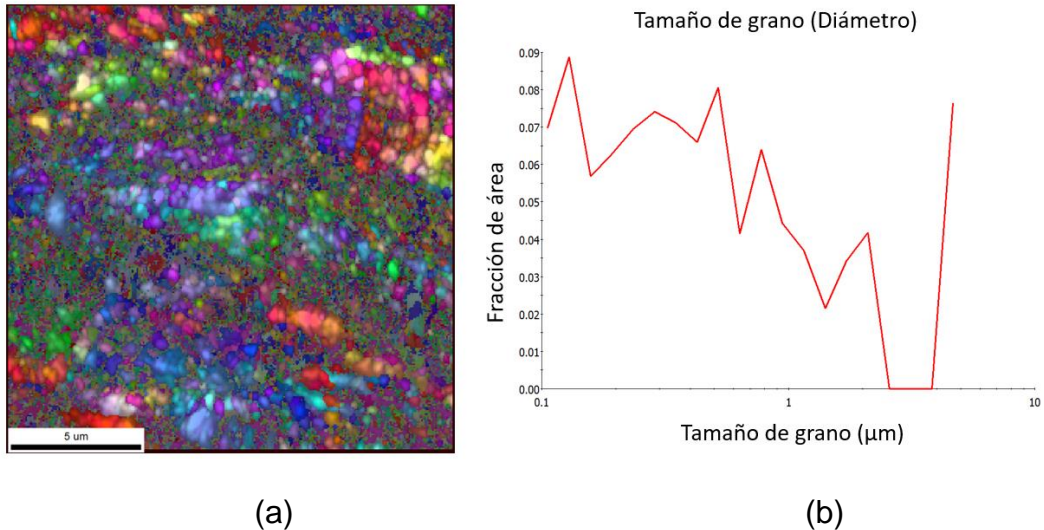


Figura 18. a) Imagen EBSD muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 200°C. b) fracción de área versus tamaño de grano

Finalmente, estas observaciones dan cuenta de la influencia significativa de la utilización de rodillos rugosos en el proceso de laminación en la variación del tamaño de grano recristalizado en la superficie, con algunos granos alcanzando tamaños nanométricos.

Nótese que, de acuerdo con las micrografías correspondientes, en las muestras laminadas con rodillos convencionales en general toda la estructura consiste de granos recristalizados de tamaño aproximado 30 micrones. En contraposición, en las muestras laminadas con rodillos rugosos, esos granos se observan solo en la zona interna del material. En su superficie en cambio se inducen granos de menor tamaño, tal y como lo indican las figuras 16 y 17.

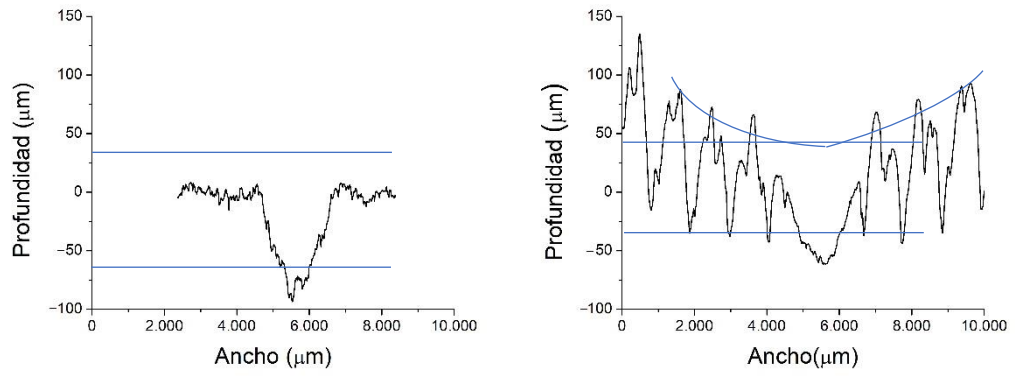
Considerando que la microestructura ejerce un impacto en las propiedades finales del material, es de importancia tener en cuenta el proceso de recristalización al diseñar y optimizar procedimientos de laminación que empleen rodillos rugosos con miras a obtener microestructuras específicas. En la siguiente sección se estudia el efecto de las microestructuras encontradas sobre las propiedades superficiales.

4.1.2. Resistencia al desgaste y análisis de nanodureza

La Figura 19 muestra los perfiles de desgaste obtenidos, representando la profundidad frente a la anchura de los surcos de desgaste en las muestras. Las Figuras 19a y 19b muestran los perfiles de desgaste de las muestras laminadas utilizando rodillos convencionales y rodillos rugosos, respectivamente, ambas recocidas a 400°C.

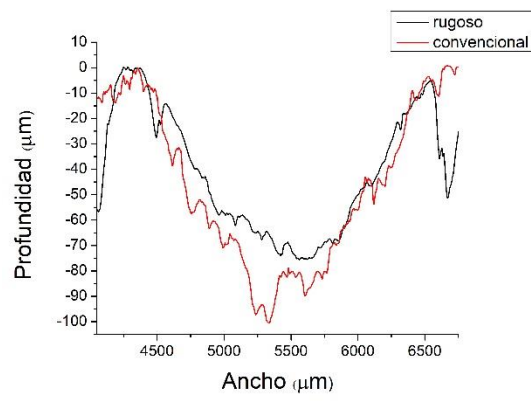
Si bien la rugosidad de las muestras laminadas con rodillos rugosos dificulta la comparación, se visualiza que la profundidad del perfil del surco de desgaste es más pronunciada en la muestra laminada con rodillos convencionales, cuando se compara con aquella laminada utilizando rodillos rugosos. Esto se puede observar con detalle en la figura 19c donde se muestran ambos surcos de desgaste superpuestos. La profundidad del surco de desgaste causado por la muestra utilizando rodillos convencionales es de aproximadamente 100 μm , mientras que, con rodillos rugosos, el valor alcanza aproximadamente 75 μm . Estos resultados indican que el uso de rodillos rugosos aumenta la resistencia al desgaste del material.

Por otra parte, la Tabla 6, muestra los resultados obtenidos en cuanto a la pérdida de masa luego del ensayo. Se da cuenta del mismo resultado, en los casos en que se utilizaron rodillos convencionales, se tuvo una pérdida de masa mayor luego de realizar el ensayo.



(a)

(b)



(c)

Figura 19. Perfiles de desgaste de las muestras recocidas a las 400°C y laminadas con rodillos a) convencionales b) rugosos c) comparación entre ambos.

Tabla 6. Pérdida de masa (gramos) de piezas sometidas a ensayo de desgaste

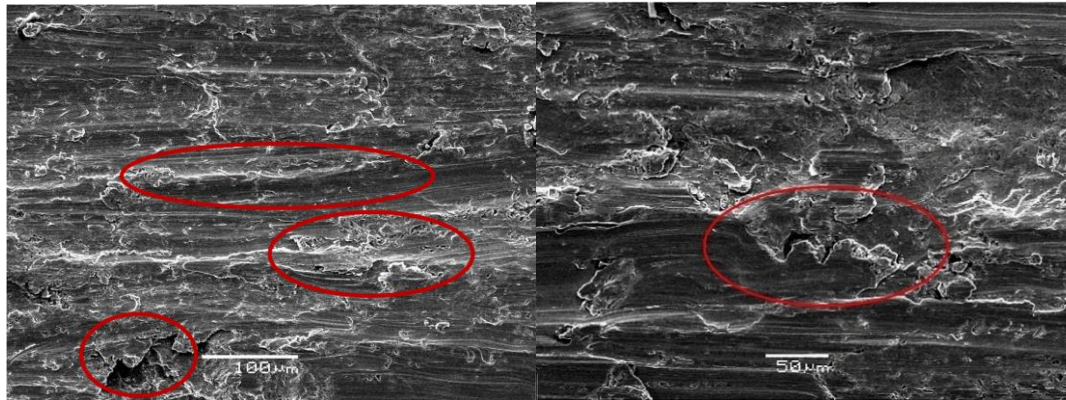
Ensayo	Convencional	Rugoso
1	0,03	0,019
2	0,028	0,017
3	0,04	0,02
4	0,029	0,014
Promedio	0,03175	0,0175

Las Figuras 20 y 21 presentan imágenes obtenidas mediante microscopía electrónica de barrido (SEM) que ilustran la topografía resultante después de someter las muestras a la prueba de desgaste. En la Figura 20, se presenta la imagen del desgaste en una muestra laminada utilizando rodillos convencionales. Las imágenes muestran zonas con desplazamiento lateral del metal debido a la deformación plástica encerradas en círculos rojos, lo que corresponde a una mezcla de mecanismos de desgaste, incluyendo surcos causados por arado y cuña. Este comportamiento es típico de materiales dúctiles.

Por otro lado, en la Figura 21, se presentan imágenes para muestras que fueron laminadas utilizando rodillos rugosos y luego recocida a 300°C y 400°C por 1 hora. En la Figura 21a en particular, se observa la muestra que fue recristalizada a 300°C, es posible apreciar un desgaste característico de corte, donde no hay desplazamiento de material hacia los lados como en el surco de arado, ni material acumulado en el extremo del surco como ocurre en los surcos tipo cuña. Esto indica que la superficie ha sido completamente removida, lo que sugiere que la remoción de la superficie puede atribuirse a un aumento de sus propiedades mecánicas en la superficie. Esto como resultado de la laminación con rodillos rugosos y el consecuente tamaño de

grano menor inducido en esa zona.

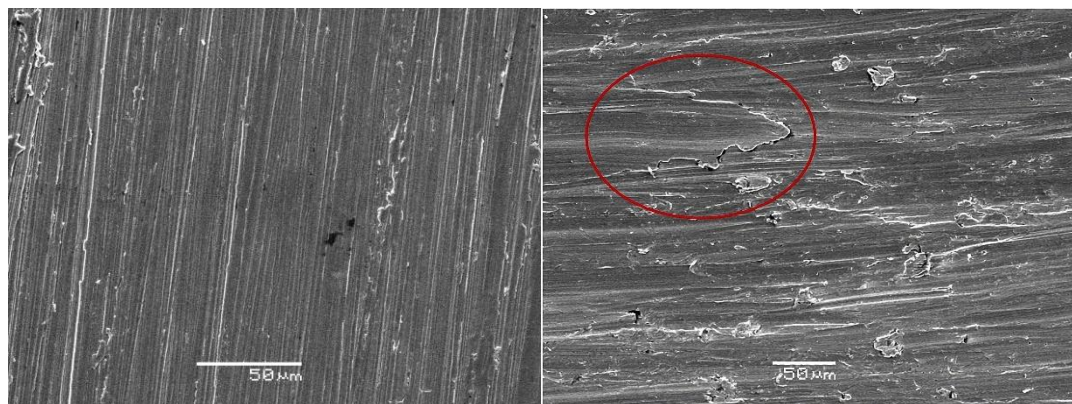
En la Figura 21b, se observa la muestra recristalizada a 400°C, en este caso, al igual que en el anterior, es posible observar una remoción total del material, aludiendo un desgaste característico de corte.



(a)

(b)

Figura 20. a) Imágenes SEM del surco de mecanismo de muestras laminadas con rodillos convencionales b) aumento



(a)

(b)

Figura 21. Imágenes SEM de los mecanismos de desgaste de muestras laminadas con rodillos rugosos, a) 300°C, b) 400°C.

Mediante el análisis del surco y la topografía de desgaste, es posible,

concluir que la laminación utilizando rodillos rugosos, contribuye a una mayor resistencia al desgaste del acero de forma superficial, concordante con los análisis microestructurales, en donde en esa zona se encontró una reducción del tamaño de grano inducido por la rugosidad impuesta en los rodillos de laminación.

Finalmente, estos hallazgos sobre la resistencia al desgaste son de importancia, ya que destacan cómo la elección entre rodillos convencionales y rugosos puede influir significativamente en la capacidad del material para resistir el desgaste y la abrasión durante su uso, lo que a su vez influye en la durabilidad de piezas expuestas a condiciones adversas. La mejora en la resistencia al desgaste con el uso de rodillos rugosos podría representar una ventaja significativa en diversas aplicaciones industriales y tecnológicas.

Las siguientes figuras son referidas a las pruebas de nanodureza realizadas a las distintas muestras.

La Figura 22 muestra los resultados de nanodureza obtenida en las muestras que fueron laminadas utilizando rodillos convencionales y rugosos. Diferenciando entre la superficie y el centro de las piezas.

En cuanto a las muestras que fueron laminadas con rodillos rugosos, se observa un incremento en los valores de nanodureza superficial versus el centro de la pieza. Lo que no ocurre para aquellas laminadas de forma convencional. Además, se observan que valores de nanodureza del centro de la pieza, son similares en ambas muestras.

Estos resultados son consistentes con los hallazgos obtenidos durante el análisis microestructural, donde se observó que el tamaño de grano en el centro de la muestra era similar para las muestras laminadas utilizando rodillos convencionales y rugosos. Sin embargo, se observaron cambios

microestructurales superficiales significativos solo en las piezas laminadas con rodillos rugosos.

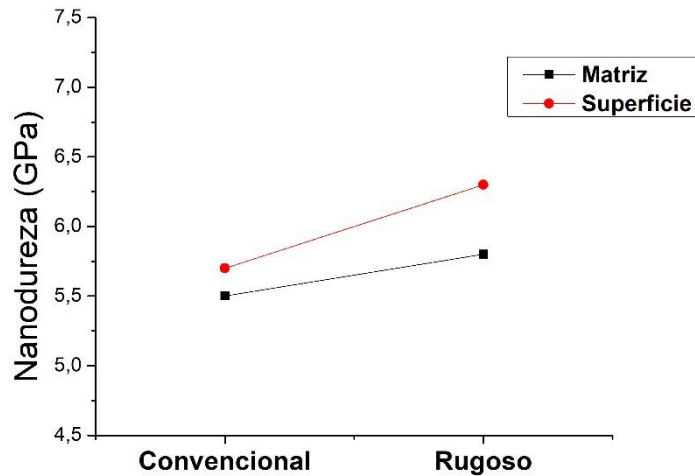


Figura 22. Curva de dureza versus laminación convencional y con rugosidad 300°C

La Figura 23 presenta la variación de la nanodureza en función de la temperatura de recocido de las muestras laminadas con rodillos rugosos. Se observa que, a medida que aumenta la temperatura de recocido, se produce una disminución en los valores de nanodureza. Se tiene que un aumento en la temperatura conlleva un mayor crecimiento del tamaño de grano, lo cual, se asocia con un menor esfuerzo de fluencia y, por lo tanto, con una menor dureza en el material.

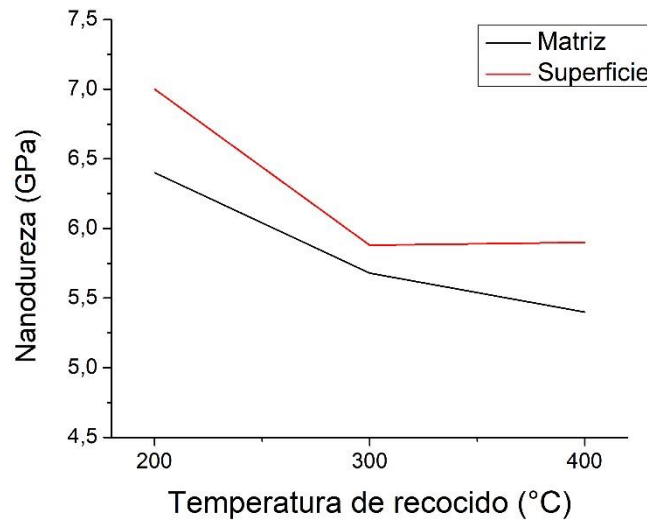


Figura 23. Curva de dureza laminación con rodillos rugoso versus temperatura de recocido.

La Figura 24 ilustra el perfil de nanodureza de una muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400°C durante 1 hora, en función de la distancia a la superficie. En concordancia con los resultados anteriormente señalados, se observan valores de nanodureza mayores en la superficie del material en comparación con el interior de la pieza. Específicamente, la nanodureza en la superficie de la muestra alcanza 5,8 GPa, mientras que disminuye hacia el interior del material, llegando a un valor de nanodureza de 4,9 GPa.

La disminución de la nanodureza hacia el interior del material es coherente con un mayor tamaño de grano en esa zona, no afectada por la deformación inducida por la rugosidad. Nuevamente, estos resultados destacan la influencia del tratamiento superficial en las propiedades mecánicas del material.

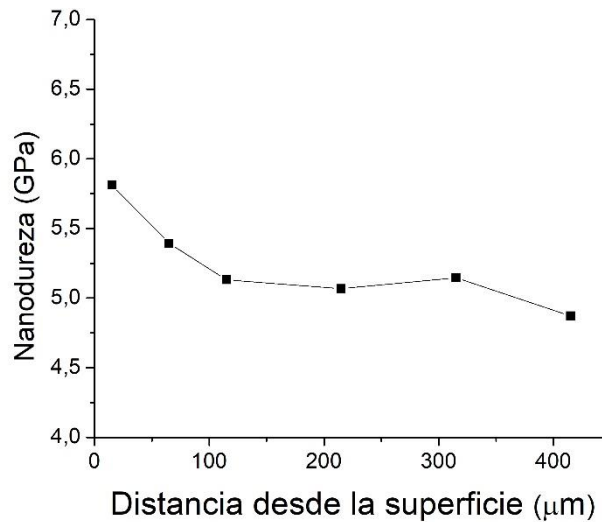


Figura 24. Curva de nanodureza versus la distancia desde la superficie de la muestra laminada con rodillos rugosos y recocida a 400°C durante 1 hora

Estos resultados son relevantes, ya que confirman que la laminación con rodillos rugosos tiene un impacto significativo en las propiedades mecánicas de la superficie del material. El aumento de la nanodureza en la superficie del material se debe al menor tamaño de grano en esa zona, consecuencia de los múltiples centros de nucleación generados por la rugosidad, los que durante el posterior recocido posibilitan la formación de pequeños granos recristalizados. Este hallazgo respalda la utilidad y la eficacia de la laminación con rodillos rugosos como un método prometedor para mejorar las propiedades mecánicas y superficiales de los materiales, ya que pueden tener aplicaciones importantes en diversas industrias donde se requiere un rendimiento superior en términos de resistencia y durabilidad.

4.2 Simulación mediante FEM

A continuación, se presentan los resultados obtenidos a través de la simulación, los que abordan la deformación plástica del material, los esfuerzos involucrados, así como la presión y la fuerza de laminación, tanto en el caso de rodillos convencionales como en el caso de rodillos rugosos utilizando el software Simufact, los cuales, fueron posteriormente comparados con el software Ansys.

4.2.1 Simufact

4.2.1.1 Deformación plástica

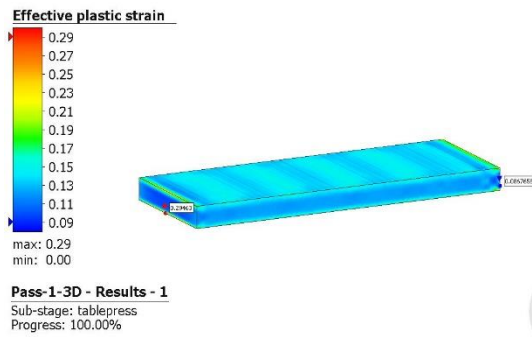
La Figura 25 presenta los resultados en la primera pasada de laminación, que redujo el espesor inicial de 5 mm a 4,5 mm, utilizando un modelo de deformación 3D para todas las rugosidades.

La Figura 25a muestra la deformación plástica efectiva obtenida del modelo utilizando rodillos convencionales lisos. Como se muestra en la figura, la deformación máxima corresponde a 0,29, mientras que la mínima a 0,09. Sin embargo, los valores mínimo y máximo identificados en las zonas delantera y trasera de la placa no proporcionan una representación precisa del comportamiento global de la pieza. La Figura 25b, 25c y 25d muestran lo propio para rodillos con rugosidad baja, media y alta, respectivamente. La Figura 26a presenta una ampliación de la imagen que revela una variación gradual desde el centro de la pieza, que presenta una deformación de 0,12, hasta la superficie de la pieza, donde la deformación alcanza un valor de 0,13-0,15, lo que indica en este caso una deformación bastante homogénea.

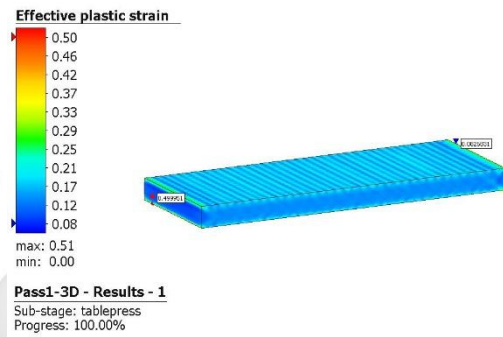
Las Figuras 26b, 26c y 26d, para rugosidades bajas, medias y altas, muestran en cambio una deformación más heterogénea. Por ejemplo, en la figura 26c, en la que se utilizaron rodillos de rugosidad media, la variación de las deformaciones en toda la pieza es mucho más pronunciada. En el centro de la pieza, la deformación alcanza valores de 0,16, mientras que, en la superficie, hay zonas con valores de deformación similares (indicadas por áreas azules) donde la indentación no deforma significativamente la pieza, y otras zonas con alta deformación, alcanzando valores de hasta 0,43 (indicadas por áreas rojas) debido al efecto de indentación de los rodillos rugosos.

Reconociendo que los valores mínimo y máximo por sí solos no proporcionan una visión completa del comportamiento global de la pieza, se llevó a cabo un análisis detallado de diversas regiones de la pieza, tanto en su centro como en la superficie, y se pudo identificar y registrar los valores de deformación que se detallan en la Tabla 7. Estos resultados proporcionan información importante sobre cómo varía la deformación a lo largo del proceso de laminación y cómo la rugosidad de los rodillos influye en la magnitud y distribución de la deformación en la pieza.

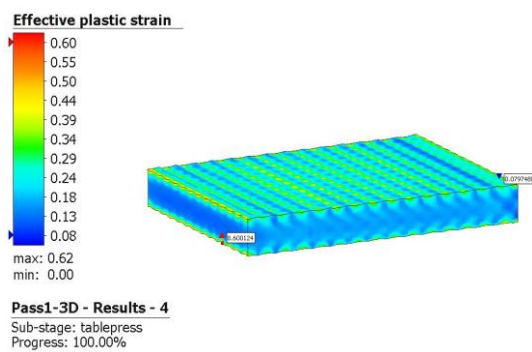
En particular, se destaca que, en todos los pases de laminación, se observa un incremento significativo en la deformación de la pieza a medida que se incrementa la rugosidad de los rodillos, y este efecto es particularmente notorio en la superficie.



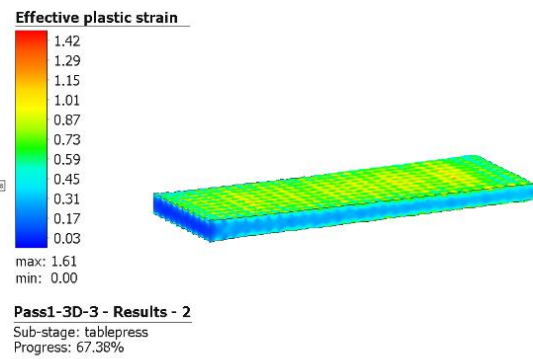
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 25. Deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando
 a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media, d)
 rugosidad alta

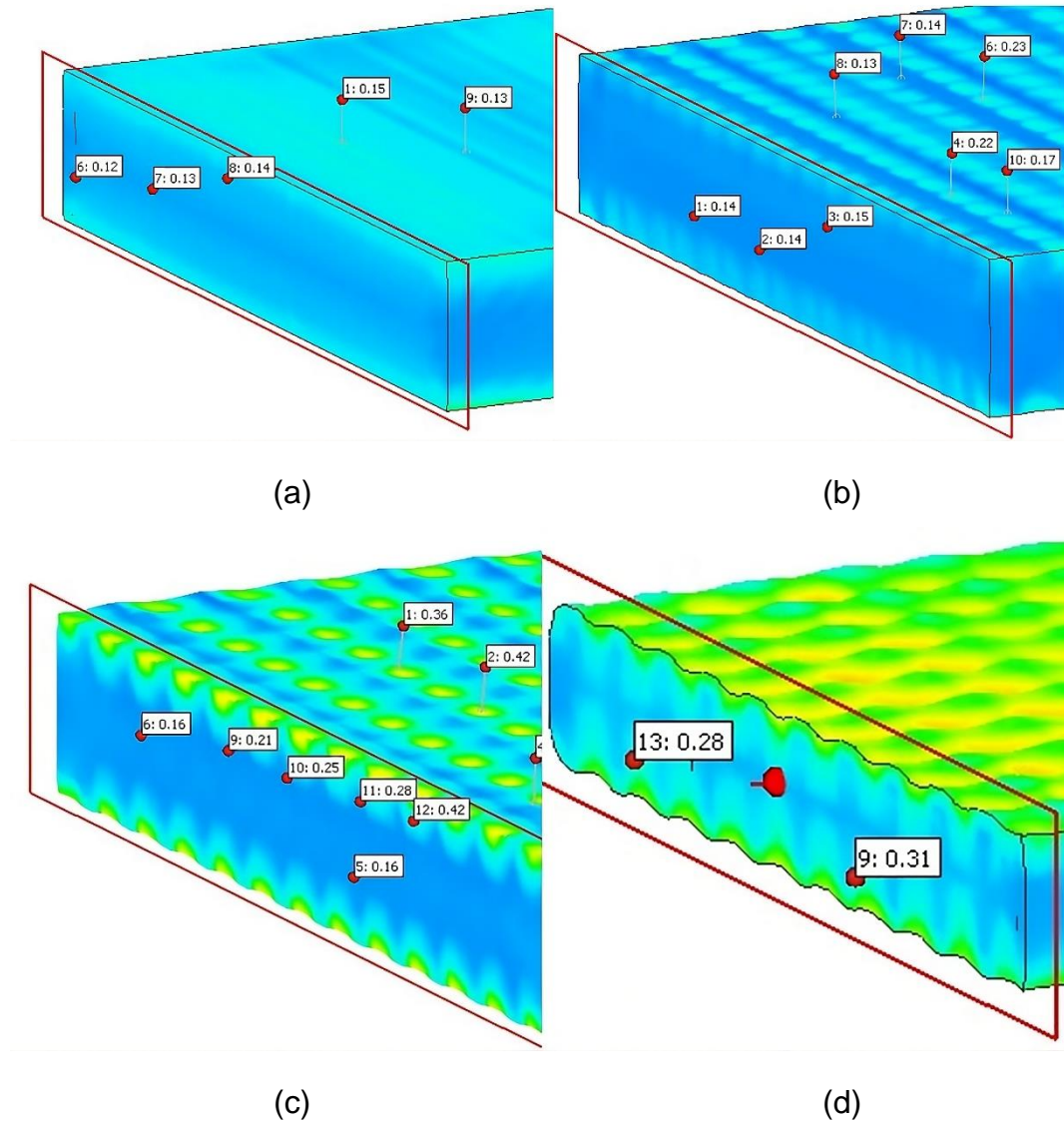


Figura 26. Imágenes con vista magnificada deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media, d) rugosidad alta

Por otra parte, como era esperable, se observa un aumento progresivo de la deformación efectiva a medida que se incrementa el número de pasadas. Este efecto es especialmente pronunciado en la superficie con rugosidad,

debido al efecto de indentación de los rodillos rugosos. Estos resultados confirman cómo la utilización de rodillos rugosos impacta significativamente en la distribución de deformaciones a lo largo de la pieza y, por lo tanto, en el proceso de nanoestructuración superficial.

Finalmente, debido a la alta distorsión que se generaba en la malla al utilizar rodillos de alta rugosidad solo se utilizó esa rugosidad en la primera pasada.

Tabla 7. Deformación plástica efectiva de todos los modelos simulados utilizando Simufact

Pase	Convencional		Baja		Media		Alta	
	Matriz	Superficie	Matriz	Superficie	Matriz	Superficie	Matriz	Superficie
1	0.13	0.13-0.16	0.13	0.13-0.23	0.16	0.15-0.43	0.28	0.68-1.2
2	0.26	0.29-0.35	0.28	0.28-0.36	0.30	0.30-0.87	-	-
3	0.42	0.46-0.53	0.44	0.47-0.66	0.45	0.50-1.14	-	-
4	0.61	0.66-0.79	0.65	0.63-0.86	0.66	0.75-1.49	-	-
5	0.81	0.91-1.09	0.84	0.98-1.20	0.91	1.05-1.74	-	-
6	1.08	1.17-1.42	1.14	1.31-1.55	1.22	1.40-1.99	-	-

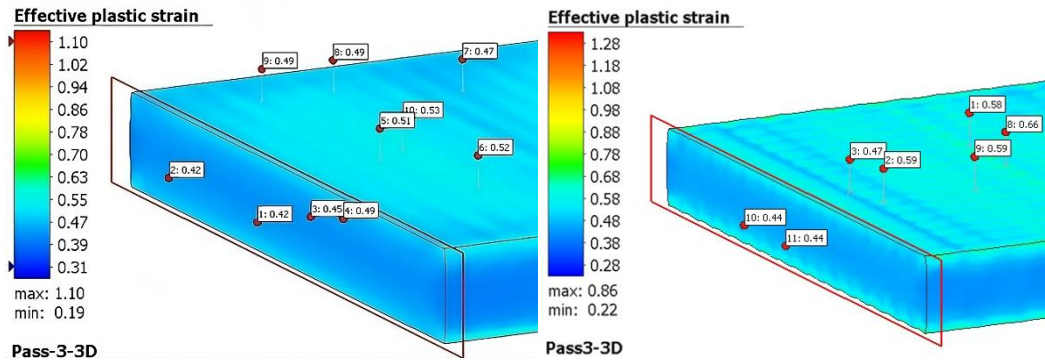
Los resultados de la tercera y quinta pasadas de laminación se presentan en las Figuras 27 y 28, respectivamente. Durante la tercera pasada, el espesor de la chapa se redujo de 4 mm a 3,5 mm, mientras que en la quinta pasada se redujo de 3,0 mm a 2,5 mm.

Como se mencionó anteriormente, es evidente visualmente que la deformación se intensifica con la rugosidad, concentrándose como era de esperarse en la superficie. También puede observarse falta de homogeneidad en la deformación superficial, con zonas con niveles de deformación significativamente más elevados, es decir la existencia de elevados gradientes de deformación en la superficie. Este patrón de

deformación no uniforme se debe a la rugosidad discontinua impuesta por la superficie rugosa de los rodillos.

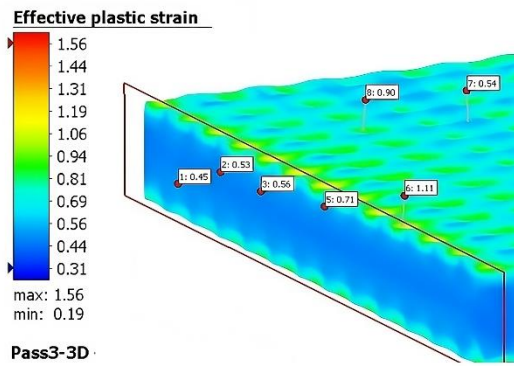
De acuerdo con lo anteriormente visto en las Figuras 16,17 y 18 se ilustra la limitada aparición de granos recristalizados en la superficie, mostrando una distribución no uniforme y heterogénea. Como se mencionó, esta fenomenología es atribuible a la indentación en la superficie, en donde la elevada rugosidad del rodillo da lugar a un campo aislado y heterogéneo de deformaciones. La evidencia de este efecto se presenta en las Figuras 25-28, donde las regiones adyacentes al indentador revelan un grupo de altas deformaciones superficiales, que potencialmente sirven como centros de deformación.

En resumen, los resultados muestran cómo la rugosidad de los rodillos afecta la distribución de deformación en la pieza, generando una mayor intensidad y gradiente de deformación en la superficie. Esta deformación superficial no uniforme induce la formación heterogénea de granos recristalizados superficiales, con un bajo porcentaje de estos de tamaño menos a 1 μm , aunque algunos de tamaño nanométrico, como lo reveló la evidencia experimental de Figura 16.



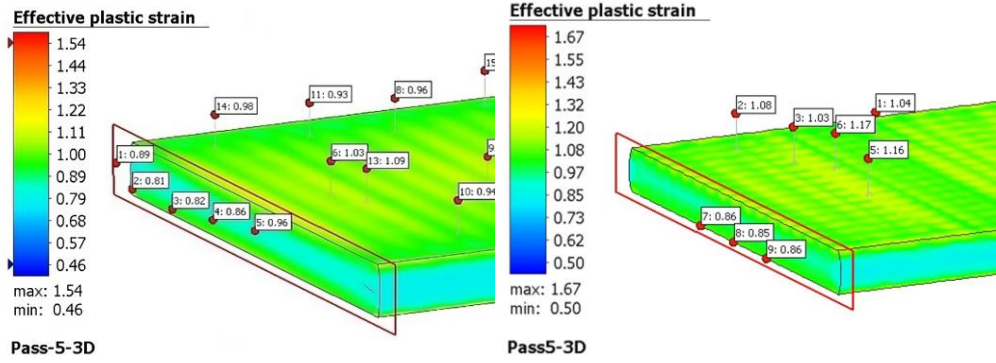
(a)

(b)



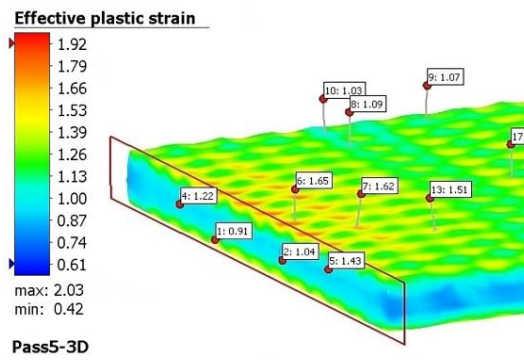
(c)

Figura 27. Deformación plástica efectiva del 3° pase modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad



(a)

(b)



(c)

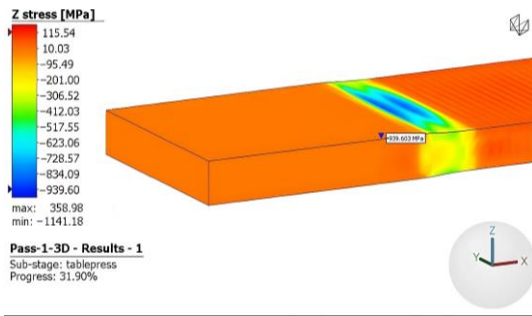
Figura 28. Deformación plástica efectiva del 5° pase modelo utilizando a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media

4.2.1.2 Esfuerzos

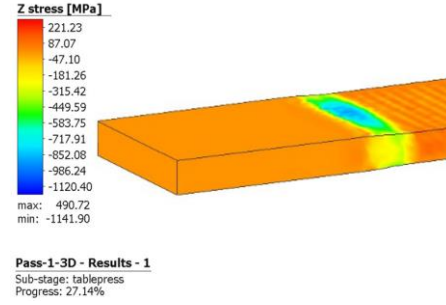
Se llevo a cabo un análisis de los esfuerzos en la dirección vertical z durante el proceso de laminación utilizando rodillos convencionales y rugosos. La Figura 29 ilustra la distribución de dichos esfuerzos para la primera pasada de laminación para todos los caos. Por otra parte, en la Figura 30 se ilustran el pase cuarto para laminación convencional, y rugosidad baja y media. Finalmente, en la Figura 31, se ilustra el pase sexto para laminación convencional y utilizando rugosidad baja y media.

Es importante señalar que los valores negativos en la gráfica corresponden a tensiones de compresión. Como era de esperar, se observa que la máxima compresión se produce en la superficie del material y corresponde prácticamente a la presión de laminación puesto que el ángulo de laminación es muy pequeño, con un máximo de $3,6^{\circ}$ en la primera pasada, lo que significa que la normal al rodillo es sensiblemente vertical.

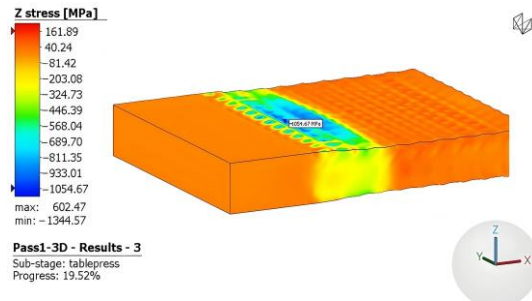
Además, se aprecia una tendencia al aumento de la presión con el número de pasadas, tanto por efecto del endurecimiento por deformación como, en el caso de los rodillos rugosos, por la acumulación del efecto de las sucesivas indentaciones.



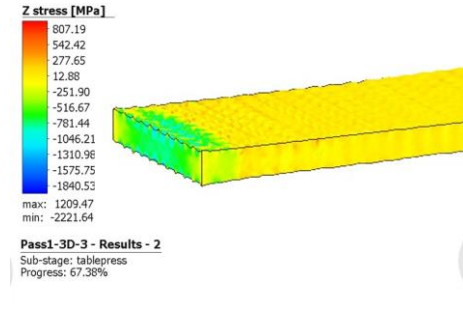
(a)



(b)

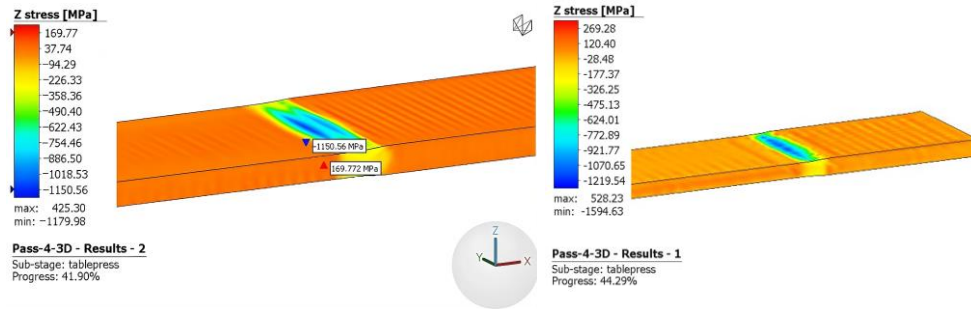


(c)



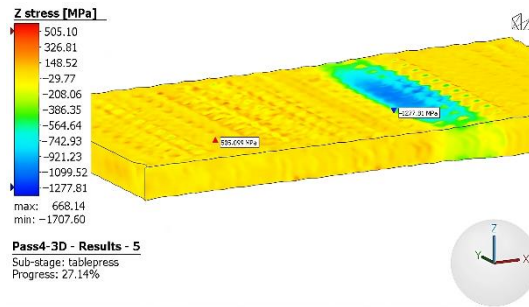
(d)

Figura 29. Esfuerzo en la dirección vertical del 1º pase de laminación del modelo utilizando: a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media, d) rugosidad alta



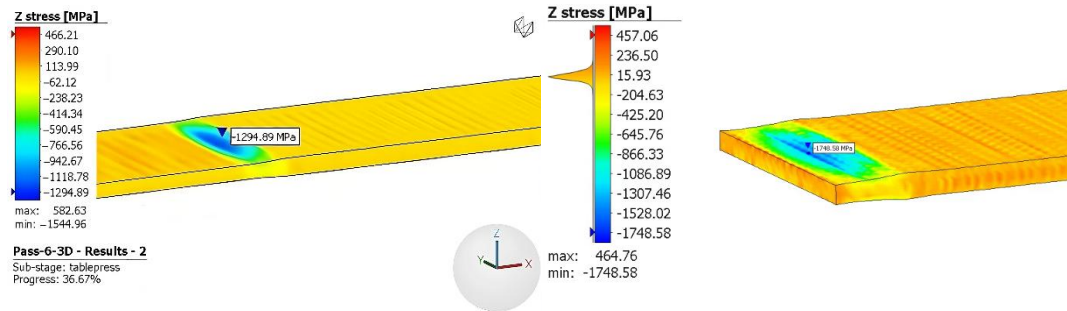
(a)

(b)



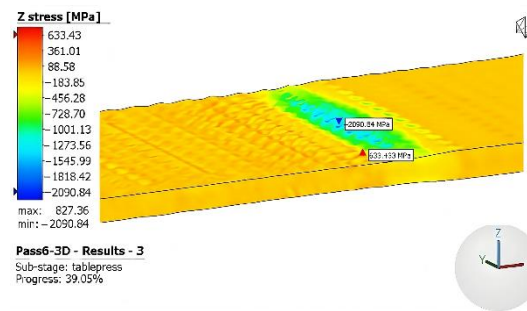
(c)

Figura 30. Esfuerzo en la dirección vertical del 4º pase de laminación del modelo utilizando: a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media



(a)

(b)



(c)

Figura 31. Esfuerzo en la dirección vertical del 6° pase de laminación del modelo utilizando: a) rodillos convencionales, b) rugosidad baja, c) rugosidad media

4.2.1.3 Fuerza de laminación

Los resultados de fuerza de laminación para diferentes rugosidades para la primera pasada se presentan en la Figura 32. Se puede notar claramente que a medida que la rugosidad de los rodillos aumenta, también lo hace la fuerza requerida para la laminación. La diferencia entre la laminación convencional, y las de baja y media rugosidad es moderada. Sin embargo, al compararla con la laminación de alta rugosidad, se observa un incremento significativo en la fuerza necesaria, principalmente debido a la marcada rugosidad impuesta por los rodillos.

La Figura 33a representa las fuerzas de laminación para todas las pasadas, utilizando rodillos convencionales, por su parte la Figura 33b, muestra la fuerza de laminación utilizando rodillos de rugosidad media. En el gráfico, es evidente la esperada tendencia de aumento progresivo de la fuerza a medida que se incrementa el número de pasadas. Este fenómeno se relaciona con el efecto de endurecimiento por deformación que se produce con cada pasada sucesiva, y también al efecto acumulativo de las indentaciones en el caso de rodillos rugosos. Es importante destacar que el largo de la zona de deformación es constante, puesto que la reducción absoluta en cada pasada también lo es igual a 0,5 mm.

Cuando se utilizan rodillos rugosos, los valores de la fuerza de laminación son significativamente mayores en comparación con los rodillos convencionales. Como se señaló, este aumento se debe a la indentación creada por la superficie rugosa del rodillo. La rugosidad impuesta por los rodillos rugosos genera una mayor resistencia al desplazamiento del material durante el proceso de laminación, lo que resulta en presiones y fuerzas de laminación más altas en comparación con los rodillos convencionales.

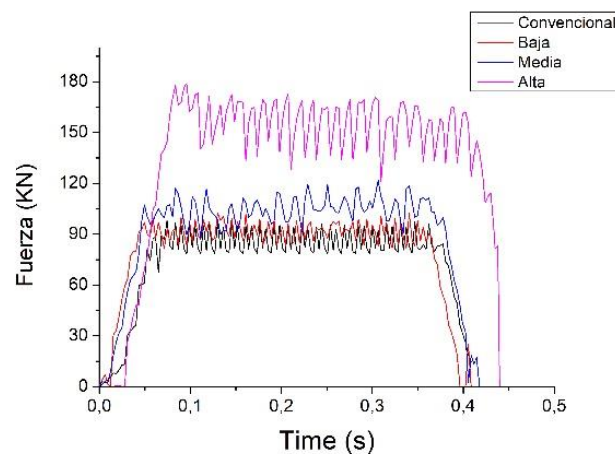


Figura 32. Fuerzas de laminación para el 1° pase de laminación todas las rugosidades

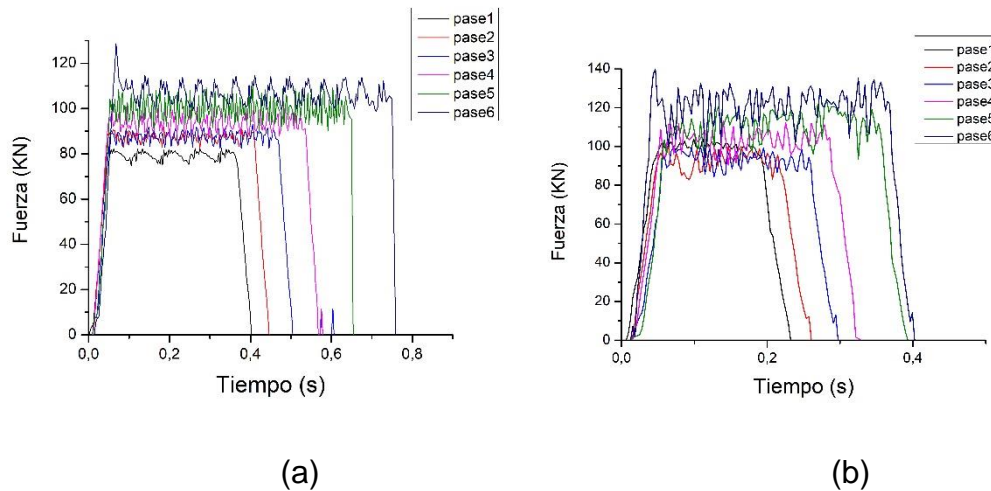


Figura 33. Fuerzas de laminación para todos los pases usando a) convencionales, b) rugosidad media

Al realizar un análisis de los valores encontrados para la fuerza de laminación correspondiente al primer pase, se encuentra que para el caso de la laminación utilizando rodillos convencionales, los valores de la fuerza fluctúan en un rango de 78.3KN-96.2KN. En el anexo D, se encuentran en detalles los valores de fuerzas tabulados para cada rugosidad obtenidos por el software.

Por otra parte, para una baja rugosidad el rango se encuentra entre 83.5KN-98.8KN, para la rugosidad media entre 91.5KN-119.4KN y para una alta rugosidad este rango es de 128.3KN-172.7KN.

Al comparar los valores de la fuerza para la primera pasada entregadas por este software con los valores teóricos se encuentra una buena correlación. Para estos efectos, se hizo uso de las clásicas ecuaciones para el cálculo de la fuerza de laminación utilizando método del bloque según Bland y Ford para laminación en frío, como se muestra con detalle en el anexo E. Se encontró que la fuerza dada por esta ecuación es de $F=84.7$ KN, la cual se

encuentra dentro de los rangos entregados por el software, que son 78.3KN-96.2KN.

Finalmente, el software de elementos finitos Simufact proporcionó una adecuada representación fenomenológica de las deformaciones superficiales y las condiciones mecánicas involucradas en el proceso de laminación, lo que es fundamental para comprender y correlacionar adecuadamente los resultados obtenidos con las observaciones experimentales.

4.2.2 Software ANSYS

4.2.2.1 Deformación plástica

En las figuras siguientes se muestran las deformaciones plásticas experimentadas por la pieza, simulando el proceso de laminación utilizando rodillos convencionales y con una rugosidad media. En la Figura 34, se presenta la deformación plástica resultante del primer pase de laminación con rodillos convencionales. Se aprecia que la deformación plástica máxima alcanza un valor de 0,189, mientras que el mínimo se sitúa en 0,078.

Al igual que en la simulación previamente realizada con el software Simufact, es importante notar que estos valores máximos y mínimos, al encontrarse en los extremos de la pieza, no proporcionan una visión completa del comportamiento global de la misma. Es posible observar que los valores de deformación en la superficie varían en un rango de 0,13 a 0,16, indicados por colores verdes y amarillos. Estos valores guardan relación con los resultados obtenidos a través del software Simufact, lo que

refuerza la consistencia entre ambas simulaciones, en lo que a rodillos lisos se refiere.

La figura 35 muestra la deformación plástica del primer pase para una laminación utilizando rodillos de rugosidad media. Los valores máximos se encuentran en las zonas resaltadas en rojo, mientras que los valores más bajos se extienden en las zonas resaltadas en azul. Se observa que el modelo muestra de manera coherente la distribución de la deformación plástica en la pieza generada por la rugosidad impuesta en los rodillos, con los valores máximos ubicados en la superficie de la pieza donde la rugosidad de los rodillos entra en contacto con la pieza. Además, se observa también en este caso, una distribución heterogénea de la deformación superficial.

Sin embargo, en este caso, la deformación plástica arrojó un valor máximo de 0.252, resultado menor al 0.43 encontrado mediante el software Simufact, posiblemente debido al hecho de no considerar en toda la zona de deformación un roce adherente con las discontinuidades de deformación asociadas.

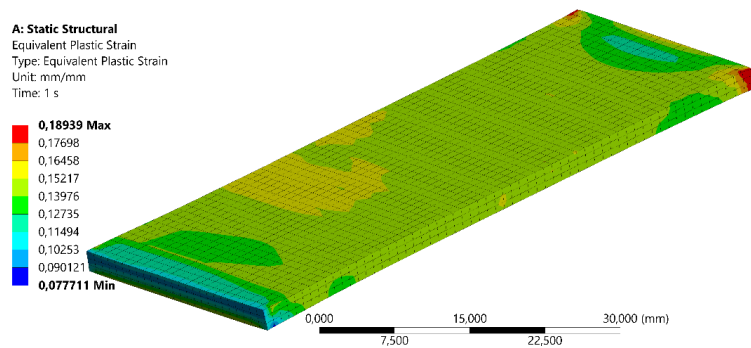


Figura 34. Deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando rodillos convencionales

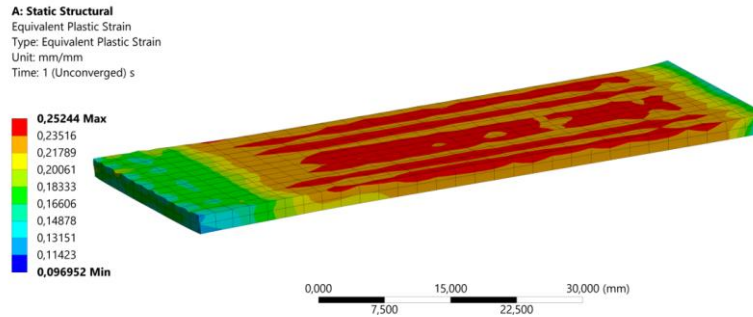


Figura 35. Deformación plástica efectiva del 1° pase del modelo utilizando rodillos de media rugosidad

4.2.2.2 Esfuerzos

Se compararon los resultados de ambos softwares en términos de esfuerzos verticales, los cuales, como se mencionó con anterioridad son muy cercanos a la presión de laminación.

Los resultados obtenidos mediante el software Ansys utilizando rodillos convencionales se muestran en la Figura 36, se observa que la presión máxima es de 873 MPa, valor menor a 1141 MPa encontrado por el software Simufact.

Por otra parte, la Figura 37 muestran los resultados obtenidos para rodillos utilizando una rugosidad media. Es posible observar que el valor de la presión máxima es de 1502 MPa, al compararlo con el resultado entregado por el software Simufact, donde el valor mínimo encontrado fue de 1344, se observan que en este caso los valores son mayores a los entregados por el software Ansys.

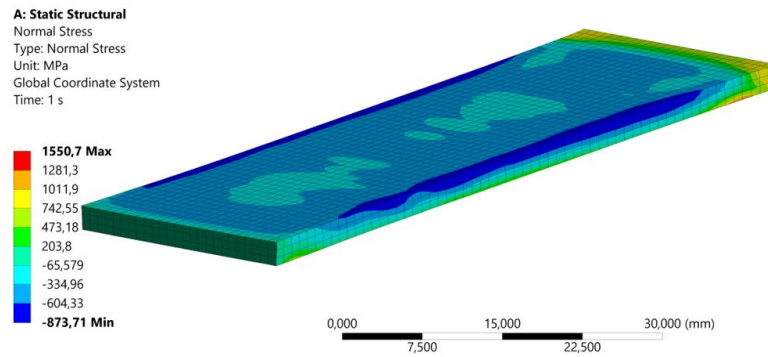


Figura 36. Esfuerzo en la dirección normal del 1° pase del modelo utilizando rodillos convencionales

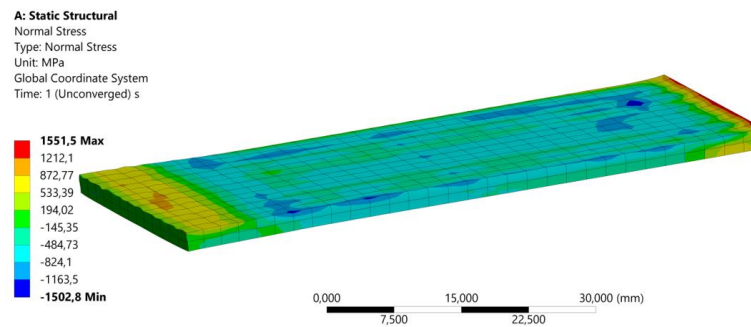


Figura 37. Esfuerzo en la dirección normal del 1° pase del modelo utilizando rodillos de media rugosidad

Dado que el modelo Ansys no contempla roce adherente en toda la zona de deformación, se hace particularmente difícil constatar sus resultados de presiones con los del modelo Simufact. Eso explica el que se observen tendencias inversas entre ambos modelos según se trate de rodillos lisos o rugosos.

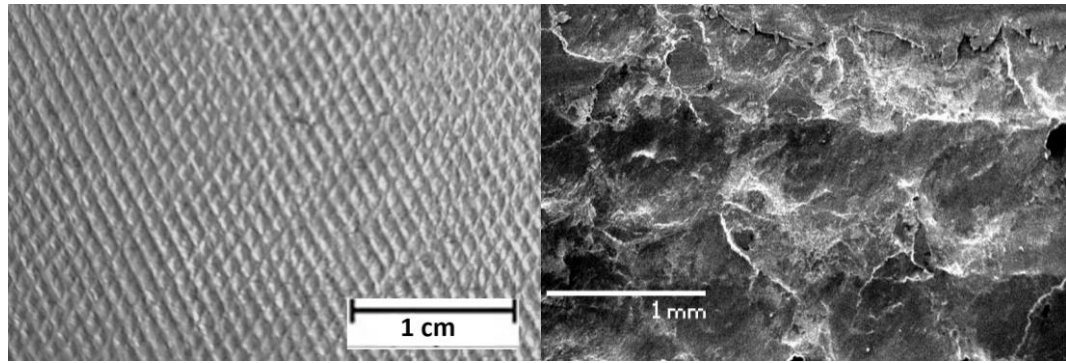
Puesto que la precisión en la simulación de un proceso de laminación depende de varios factores, incluyendo la calidad de los datos de entrada como el tipo de fricción- adherente en este caso- en el contacto, la

configuración del modelo, y la capacidad del software utilizado, el modelo Ansys para el proceso de esta tesis se revela como no apto para una adecuada simulación al no permitir la introducción de roce adherente en toda la zona de deformación. Al considerar un coeficiente de fricción arbitrario alto (0.45 en este caso) pero menor a 0.5 -límite inferior que asegura adherencia en correspondencia a los planos de entrada y salida en deformación plana- siempre se va a sub y sobre estimar el roce máximo dentro de la zona de deformación.

4.3 Análisis de la Topografía Superficial tras el proceso de laminación

La Figura 38 presenta la superficie de una muestra después de haber sido sometida a seis pasadas de laminación, con dos magnificaciones. En ambas imágenes se aprecia claramente la rugosidad de la superficie generada impuesta por los rodillos rugosos durante el proceso de laminación. En particular, en la Figura 38b, se presenta una imagen obtenida mediante microscopía electrónica de barrido, donde se observa una superficie libre de microfisuras. Este fenómeno destaca la eficacia del proceso en la obtención de una superficie libre de fallas y resalta la presencia deseable de una rugosidad controlada en esta etapa del procedimiento.

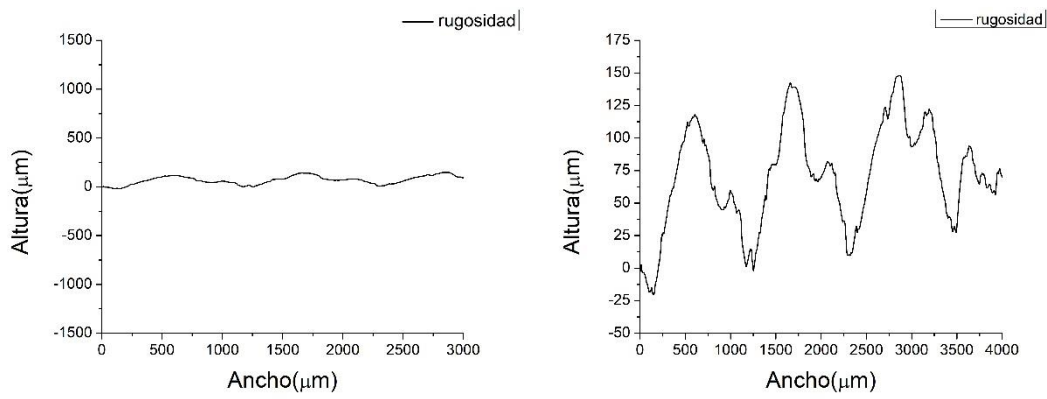
La figura 39 muestra el perfil de la muestra luego de 6 pases de laminación. En la Figura 39a, se indica el perfil en una escala proporcional entre la profundidad y el ancho de la pieza. En la figura 39b se señala en escala ampliada con el fin de resaltar la altura de los picos, encontrándose que la altura aproximada de estos es de 150 μm , mientras que su ancho corresponde a 1000 μm aproximadamente.



(a)

(b)

Figura 38. a) Superficie de la muestra luego de 6 pases de laminación b) con aumento



(a)

(b)

Figura 39. a) Perfil de superficie de la muestra luego de 6 pases de laminación b) con aumento

4.4 Conclusiones Generales

Este estudio arrojó importantes resultados sobre los efectos de la laminación con rodillos rugosos en la formación de micro/nanogranos superficiales, revelando que se logra un refinamiento del tamaño de grano a nivel micrométrico e incluso nanométrico a través del proceso de deformación-recristalización. Este fenómeno se origina debido a la generación de zonas de alta deformación superficial que funcionan como centros de nucleación para la formación de nuevos granos durante la recristalización. Sin embargo, es importante destacar que la rugosidad pronunciada de los rodillos resulta en la formación aislada y heterogénea de estos nuevos granos superficiales. Por otro lado, con rugosidades bajas, el rodillo se comporta como uno convencional, es decir no se produce un particular refinamiento de grano superficial.

Los hallazgos de la microscopía avanzada, incluyendo SEM y EBSD, apuntan a la selectividad y localización en la recristalización y formación de granos nanométricos en la zona cercana a la superficie. Esta observación es esencial para comprender cómo la distribución no uniforme de la deformación superficial influye en la microestructura resultante, lo que puede tener un impacto en las propiedades finales del material. Además, subraya la importancia de considerar la heterogeneidad en el proceso de recristalización al diseñar y optimizar procesos de laminación con rodillos rugosos para obtener microestructuras con propiedades específicas.

Los resultados de las pruebas de resistencia al desgaste y nanodureza respaldan la conclusión de que el refinamiento superficial del grano, alcanzado en el proceso propuesto, aumenta la resistencia al desgaste del material. Esto abre una perspectiva prometedora para producir materiales de alta calidad, con propiedades superficiales mejoradas mediante la

generación de micro y nanoestructuras superficiales.

Finalmente, la simulación mediante FEM proporciona evidencia concluyente de que la elección entre rodillos convencionales y rodillos rugosos tiene un impacto significativo en la deformación, los esfuerzos y las fuerzas de laminación.

Se encontraron diferencias significativas en los resultados entregados por ambos softwares, por lo cual, se concluye que la elección del modelo que permita introducir adecuadamente la fenomenología del proceso, en este caso Simufact, con el roce adherente en el contacto metal rodillo, es clave para obtener resultados coherentes.

CAPITULO 5

RESULTADOS DE PRODUCCION CIENTIFICA

A) Publicaciones durante el doctorado:

1. Maril, Y.; Camurri, C.; Zapata-Hernández, O.; Carrasco, C.; Maril, M. Superficial Grain Refinement of 316L Stainless Steel by Rolling with Rough Rolls. *Materials* 2023, 16, 6416.2.
2. Maril, Y., Zapata-Hernández. O., Colas. R, Green, Y. & Camurri, C. (2023). Superficial Grain Refinement of 316L Stainless Steel by Rolling with Rough Rolls: Simulation approach by FEM. Manuscript to be submitted to *Canadian Metallurgical Quarterly*.
3. Maril, M.; Delplancke, J.-L.; Cisternas, N.; Tobosque, P.; Maril, Y.; Carrasco, C. Critical aspects in the development of anodes for use in seawater electrolysis. *International Journal of Hydrogen Energy* 2022, 47, 3532-3549.
4. Camurri, C.; Maril, J.; Romero, E. Effect of the Morphology, Size, Distribution and Homogeneity of Carbides and Matrix on Wear Resistance in High Cr-Alloys White Cast Iron. In *Proceedings of the Materials Science Forum*, 2021; pp. 56-62.
5. Camurri, C.; Carrasco, C.; Maril, Y.; Peralta, J. Lead-Based Anodes for Copper Electrowinning: Effect of Grain Size on Mechanical and Anticorrosion Properties. *Materials Transactions* 2018, 59, 620-624.
6. Tobosque, P.; Maril, M.; Maril, Y.; Camurri, C.; Delplancke, J.-L.;

Delplancke, M.-P.; Rodriguez, C.; Carrasco, C. Electrodeposition of lead–cobalt anodes: the effect of electrolyte pH on film properties. *Journal of The Electrochemical Society* 2017, 164, D621.

7. Camurri, C.; Carrasco, C.; Maril, Y. Optimal Deformation Hardening in Lead Base Anodes for Copper Electrowinning for an Appropriate Working Life. In *Proceedings of the Materials Science Forum*, 2017; pp. 284-288.

B) Patentes:

1. Un proceso para obtener ánodos base plomo con propiedades mecánicas aumentadas y de resistencia a la corrosión. Carlos Camurri, Yasmin Maril, Patente chilena concedida N° 61.803, 2021.

C) Presentaciones en eventos científicos:

2023 - C. Camurri, Y. Maril, Influence of Impurities on Cathodic Copper on the Ductility of the Derived Copper Wires. *International Summit on Materials Science and Nanoscience*, Lisbon, Portugal.

2023 - C. Camurri, Y. Maril, Effect of the oxygen content in cathodic copper on the ductility of copper wires. *4th International Conference on Materials Science & Engineering*, Houston, USA.

2022- C. Camurri, Y. Maril, Rolling with rough rolls: A possible technique to obtain superficial nanograins. *3rd International Conference on Materials Science & Engineering*, Boston, USA.

2020- C. Camurri, Y. Maril, Lead Base Anodes for Copper Electrowinning with Improved Mechanical and Anticorrosion Properties. *2nd International Conference on Materials Science & Engineering*, Virtual

2019- Camurri, E. Romero, Y. Maril, R. Leiva, A. Escobar, Efecto de la morfología de la matriz y carburos en la resistencia a la abrasión e impacto

de fundiciones blancas de alta aleación. 19° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales CONAMET/SAM, Valdivia, Chile

2018- C. Carrasco, Y. Maril, P. Tobosque, C. Rodriguez, F. Soldera, K. Aristizabal, S. Slawik, Influence of bath composition on morphology and electrocatalytic properties of anodic PbCoSn, Materials Science Engineering MSE, Darmstadt, Alemania.

2017- C. Carrasco, C. Camurri, Y. Maril, J. Nuñez, Cold rolling with rough rolls: A possible technique to obtain superficial nanograins, 18° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales CONAMET/SAM, Bariloche, Argentina

2017- C. Camurri, C. Carrasco, Y. Maril, J. Peralta, Lead base anodes for copper electrowinning: effect of the cold rolling reduction on their corrosion behavior, 17° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales CONAMET/SAM, Copiapó, Chile

REFERENCIAS

1. Ashby, M.F.; Shercliff, H.; Cebon, D. *Materials: engineering, science, processing and design*; Butterworth-Heinemann: 2018.
2. Callister Jr, W.D.; Rethwisch, D.G. *Callister's materials science and engineering*; John Wiley & Sons: 2020.
3. Dobrzański, L.A.; Dobrzańska-Danikiewicz, A.D. Why are carbon-based materials important in civilization progress and especially in the industry 4.0 stage of the industrial revolution. *Materials Performance and Characterization* **2019**, *8*, 337-370.
4. Naresh, V.; Lee, N. A review on biosensors and recent development of nanostructured materials-enabled biosensors. *Sensors* **2021**, *21*, 1109.
5. Joseph, L.; Jun, B.-M.; Flora, J.R.; Park, C.M.; Yoon, Y. Removal of heavy metals from water sources in the developing world using low-cost materials: A review. *Chemosphere* **2019**, *229*, 142-159.
6. Zhao, D.; Zhu, Y.; Cheng, W.; Chen, W.; Wu, Y.; Yu, H. Cellulose-based flexible functional materials for emerging intelligent electronics. *Advanced materials* **2021**, *33*, 2000619.
7. Tan, L.J.; Zhu, W.; Zhou, K. Recent progress on polymer materials for additive manufacturing. *Advanced Functional Materials* **2020**, *30*, 2003062.
8. Nunes, S.P.; Culfaz-Emecen, P.Z.; Ramon, G.Z.; Visser, T.; Koops, G.H.; Jin, W.; Ulbricht, M. Thinking the future of membranes: Perspectives for advanced and new membrane materials and manufacturing processes. *Journal of Membrane Science* **2020**, *598*, 117761.
9. Wang, J.-C.; Dommati, H.; Hsieh, S.-J. Review of additive manufacturing methods for high-performance ceramic materials. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **2019**, *103*, 2627-2647.
10. Koons, G.L.; Diba, M.; Mikos, A.G. Materials design for bone-tissue engineering. *Nature Reviews Materials* **2020**, *5*, 584-603.
11. Bertsch, P.; Diba, M.; Mooney, D.J.; Leeuwenburgh, S.C. Self-healing injectable hydrogels for tissue regeneration. *Chemical Reviews* **2022**, *123*, 834-873.

12. Hu, T.; Gu, Z.; Williams, G.R.; Strimaite, M.; Zha, J.; Zhou, Z.; Zhang, X.; Tan, C.; Liang, R. Layered double hydroxide-based nanomaterials for biomedical applications. *Chemical Society Reviews* **2022**.
13. Liu, W.-J.; Jiang, H.; Yu, H.-Q. Emerging applications of biochar-based materials for energy storage and conversion. *Energy & environmental science* **2019**, *12*, 1751-1779.
14. Feng, X.; Bai, Y.; Liu, M.; Li, Y.; Yang, H.; Wang, X.; Wu, C. Untangling the respective effects of heteroatom-doped carbon materials in batteries, supercapacitors and the ORR to design high performance materials. *Energy & Environmental Science* **2021**, *14*, 2036-2089.
15. Yang, J.; Tang, L.-S.; Bai, L.; Bao, R.-Y.; Liu, Z.-Y.; Xie, B.-H.; Yang, M.-B.; Yang, W. High-performance composite phase change materials for energy conversion based on macroscopically three-dimensional structural materials. *Materials Horizons* **2019**, *6*, 250-273.
16. Wickramasinghe, K.; Sasahara, H.; Abd Rahim, E.; Perera, G. Recent advances on high performance machining of aerospace materials and composites using vegetable oil-based metal working fluids. *Journal of Cleaner Production* **2021**, *310*, 127459.
17. Soni, R.; Verma, R.; Garg, R.K.; Sharma, V. A critical review of recent advances in the aerospace materials. *Materials Today: Proceedings* **2023**.
18. Vermeşan, H.; Tiuc, A.-E.; Purcar, M. Advanced recovery techniques for waste materials from IT and telecommunication equipment printed circuit boards. *Sustainability* **2019**, *12*, 74.
19. Cheng, Z.; Cao, R.; Wei, K.; Yao, Y.; Liu, X.; Kang, J.; Dong, J.; Shi, Z.; Zhang, H.; Zhang, X. 2D materials enabled next-generation integrated optoelectronics: from fabrication to applications. *Advanced Science* **2021**, *8*, 2003834.
20. Jędrzejczak, P.; Collins, M.N.; Jesionowski, T.; Kłapiszewski, Ł. The role of lignin and lignin-based materials in sustainable construction—a comprehensive review. *International Journal of Biological Macromolecules* **2021**, *187*, 624-650.
21. Mohajerani, A.; Burnett, L.; Smith, J.V.; Markovski, S.; Rodwell, G.; Rahman, M.T.; Kurmus, H.; Mirzababaei, M.; Arulrajah, A.; Horpibulsuk, S. Recycling waste rubber tyres in construction materials and associated environmental considerations: A review. *Resources, Conservation and Recycling* **2020**, *155*, 104679.
22. Li, J.; Wu, Z.; Shi, C.; Yuan, Q.; Zhang, Z. Durability of ultra-high performance concrete—A review. *Construction and Building Materials* **2020**, *255*, 119296.

23. Aisheh, Y.I.A.; Atrushi, D.S.; Akeed, M.H.; Qaidi, S.; Tayeh, B.A. Influence of polypropylene and steel fibers on the mechanical properties of ultra-high-performance fiber-reinforced geopolymer concrete. *Case Studies in Construction Materials* **2022**, *17*, e01234.
24. Jia, H.; Li, X.; Song, J.; Zhang, X.; Luo, L.; He, Y.; Li, B.; Cai, Y.; Hu, S.; Xiao, X. Hierarchical porous silicon structures with extraordinary mechanical strength as high-performance lithium-ion battery anodes. *Nature communications* **2020**, *11*, 1474.
25. You, S.; Huang, Y.; Kainer, K.U.; Hort, N. Recent research and developments on wrought magnesium alloys. *Journal of Magnesium and Alloys* **2017**, *5*, 239-253.
26. Abd El-Aty, A.; Xu, Y.; Guo, X.; Zhang, S.-H.; Ma, Y.; Chen, D. Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review. *Journal of advanced research* **2018**, *10*, 49-67.
27. Gholami, M.; Vesely, J.; Altenberger, I.; Kuhn, H.-A.; Janecek, M.; Wollmann, M.; Wagner, L. Effects of microstructure on mechanical properties of CuNiSi alloys. *Journal of Alloys and Compounds* **2017**, *696*, 201-212.
28. Xu, W.; Yu, J.; Jia, L.; Gao, C.; Miao, Z.; Wu, G.; Li, G.; Zhang, Z. Grain refinement impact on the mechanical properties and wear behavior of Mg-9Gd-3Y-2Zn-0.5Zr alloy after decreasing temperature reciprocating upsetting-extrusion. *Journal of Magnesium and Alloys* **2022**, *10*, 3506-3519, doi:10.1016/j.jma.2021.03.021.
29. Zhai, W.; Bai, L.; Zhou, R.; Fan, X.; Kang, G.; Liu, Y.; Zhou, K. Recent progress on wear-resistant materials: designs, properties, and applications. *Advanced Science* **2021**, *8*, 2003739.
30. Bartolomeu, F.; Buciumeanu, M.; Pinto, E.; Alves, N.; Carvalho, O.; Silva, F.; Miranda, G. 316L stainless steel mechanical and tribological behavior—A comparison between selective laser melting, hot pressing and conventional casting. *Additive Manufacturing* **2017**, *16*, 81-89.
31. Liu, Z. Review of grain refinement of cast metals through inoculation: theories and developments. *Metallurgical and Materials Transactions A* **2017**, *48*, 4755-4776.
32. Li, H.; Liu, S.; Jie, J.; Guo, L.; Chen, H.; Li, T. Effect of pulsed magnetic field on the grain refinement and mechanical properties of 6063 aluminum alloy by direct chill casting. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **2017**, *93*, 3033-3042.

33. Zhang, Y.; Cheng, X.; Zhong, H.; Xu, Z.; Li, L.; Gong, Y.; Miao, X.; Song, C.; Zhai, Q. Comparative study on the grain refinement of Al-Si alloy solidified under the impact of pulsed electric current and travelling magnetic field. *Metals* **2016**, *6*, 170.
34. Harsha, R.; Kulkarni, V.M.; Babu, B.S. Severe plastic deformation-a review. *Materials Today: Proceedings* **2018**, *5*, 22340-22349.
35. Wei, K.; Hu, R.; Yin, D.; Xiao, L.; Pang, S.; Cao, Y.; Zhou, H.; Zhao, Y.; Zhu, Y. Grain size effect on tensile properties and slip systems of pure magnesium. *Acta Materialia* **2021**, *206*, 116604.
36. Shao, C.; Zhang, P.; Zhu, Y.; Zhang, Z.; Pang, J.; Zhang, Z. Improvement of low-cycle fatigue resistance in TWIP steel by regulating the grain size and distribution. *Acta Materialia* **2017**, *134*, 128-142.
37. Easton, M.; Qian, M.; Prasad, A.; StJohn, D. Recent advances in grain refinement of light metals and alloys. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* **2016**, *20*, 13-24.
38. Juan, C.-C.; Tsai, M.-H.; Tsai, C.-W.; Hsu, W.-L.; Lin, C.-M.; Chen, S.-K.; Lin, S.-J.; Yeh, J.-W. Simultaneously increasing the strength and ductility of a refractory high-entropy alloy via grain refining. *Materials Letters* **2016**, *184*, 200-203.
39. Zhang, Z.; Zhang, J.-h.; Wang, J.; Li, Z.-h.; Xie, J.-s.; Liu, S.-j.; Guan, K.; Wu, R.-z. Toward the development of Mg alloys with simultaneously improved strength and ductility by refining grain size via the deformation process. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials* **2021**, *28*, 30-45.
40. Karakulak, E. A review: Past, present and future of grain refining of magnesium castings. *Journal of Magnesium and Alloys* **2019**, *7*, 355-369, doi:10.1016/j.jma.2019.05.001.
41. Jiang, B.; Xiang, Q.; Atrens, A.; Song, J.; Pan, F. Influence of crystallographic texture and grain size on the corrosion behaviour of as-extruded Mg alloy AZ31 sheets. *Corrosion Science* **2017**, *126*, 374-380.
42. Sabooni, S.; Rashtchi, H.; Eslami, A.; Karimzadeh, F.; Enayati, M.H.; Raeissi, K.; Ngan, A.H.W.; Imani, R.F. Dependence of corrosion properties of AISI 304L stainless steel on the austenite grain size. *International Journal of Materials Research* **2017**, *108*, 552-559.
43. Li, S.; Deng, T.; Zhang, Y.; Liang, Y.; Li, R.; Dong, T. Review on the Creep Resistance of High-Temperature Titanium Alloy. *Transactions of the Indian Institute of Metals* **2021**, *74*, 215-222, doi:10.1007/s12666-020-02137-x.

44. Webb, J.; Gollapudi, S.; Charit, I. An overview of creep in tungsten and its alloys. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials* **2019**, *82*, 69-80.
45. Ha, H.-Y.; Kang, J.-Y.; Lee, T.-H.; Park, H.; Kim, H. Effect of Grain Size on the Pitting Corrosion Resistance of Lean Duplex Stainless Steel. *steel research international* **2023**, *94*, 2200227.
46. Bordeășu, I.; Mitelea, I.; Sălcianu, L.; Crăciunescu, C.M. Cavitation Erosion Mechanisms of Solution Treated X5CrNi18-10 Stainless Steels. *Journal of Tribology* **2016**, *138*, 031102.
47. Pola, A.; Montesano, L.; Tocci, M.; La Vecchia, G.M. Influence of ultrasound treatment on cavitation erosion resistance of AISi7 alloy. *Materials* **2017**, *10*, 256.
48. Patel, V.; Li, W.; Vairis, A.; Badheka, V. Recent development in friction stir processing as a solid-state grain refinement technique: microstructural evolution and property enhancement. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences* **2019**, *44*, 378-426.
49. Figueiredo, R.B.; Langdon, T.G. Deformation mechanisms in ultrafine-grained metals with an emphasis on the Hall–Petch relationship and strain rate sensitivity. *Journal of Materials Research and Technology* **2021**, *14*, 137-159.
50. Cordero, Z.C.; Knight, B.E.; Schuh, C.A. Six decades of the Hall–Petch effect—a survey of grain-size strengthening studies on pure metals. *International Materials Reviews* **2016**, *61*, 495-512.
51. Kumar, K.; Kumar, S.; Gill, H.S. Role of surface modification techniques to prevent failure of components subjected to the fireside of boilers. *Journal of Failure Analysis and Prevention* **2023**, *23*, 1-15.
52. Mechab, B.; Salem, M.; Malika, M.; Boualem, S. Probabilistic elastic-plastic fracture mechanics analysis of propagation of cracks in pipes under internal pressure. *Frattura ed Integrità Strutturale* **2020**, *14*, 202-210.
53. Liao, Z.; Polyakov, M.; Diaz, O.G.; Axinte, D.; Mohanty, G.; Maeder, X.; Michler, J.; Hardy, M. Grain refinement mechanism of nickel-based superalloy by severe plastic deformation-mechanical machining case. *Acta Materialia* **2019**, *180*, 2-14.
54. Greer, A. Overview: Application of heterogeneous nucleation in grain-refining of metals. *The Journal of chemical physics* **2016**, *145*.

55. Bagherifard, S.; Molla, M.F.; Kajaneck, D.; Donnini, R.; Hadzima, B.; Guagliano, M. Accelerated biodegradation and improved mechanical performance of pure iron through surface grain refinement. *Acta Biomaterialia* **2019**, *98*, 88-102.
56. Xu, X.; Zhang, J.; Liu, H.; He, Y.; Zhao, W. Grain refinement mechanism under high strain-rate deformation in machined surface during high speed machining Ti6Al4V. *Materials Science and Engineering: A* **2019**, *752*, 167-179.
57. Pan, X.; Wang, X.; Tian, Z.; He, W.; Shi, X.; Chen, P.; Zhou, L. Effect of dynamic recrystallization on texture orientation and grain refinement of Ti6Al4V titanium alloy subjected to laser shock peening. *Journal of Alloys and Compounds* **2021**, *850*, 156672.
58. Deng, W.; Wang, C.; Lu, H.; Meng, X.; Wang, Z.; Lv, J.; Luo, K.; Lu, J. Progressive developments, challenges and future trends in laser shock peening of metallic materials and alloys: A comprehensive review. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* **2023**, 104061.
59. Olugbade, T.O.; Lu, J. Literature review on the mechanical properties of materials after surface mechanical attrition treatment (SMAT). *Nano Materials Science* **2020**, *2*, 3-31.
60. Soyama, H. Comparison between the improvements made to the fatigue strength of stainless steel by cavitation peening, water jet peening, shot peening and laser peening. *Journal of Materials Processing Technology* **2019**, *269*, 65-78.
61. Liu, H.; Wei, Y.; Tan, C.K.I.; Ardi, D.T.; Tan, D.C.; Lee, C.J. XRD and EBSD studies of severe shot peening induced martensite transformation and grain refinements in austenitic stainless steel. *Materials Characterization* **2020**, *168*, 110574.
62. Fan, Y.; Zhang, B.; Wang, J.; Han, E.-H.; Ke, W. Effect of grain refinement on the hydrogen embrittlement of 304 austenitic stainless steel. *Journal of Materials Science & Technology* **2019**, *35*, 2213-2219.
63. Tan, Q.; Yin, Y.; Prasad, A.; Li, G.; Zhu, Q.; StJohn, D.H.; Zhang, M.-X. Demonstrating the roles of solute and nucleant in grain refinement of additively manufactured aluminium alloys. *Additive Manufacturing* **2022**, *49*, 102516.
64. Mclean, N.; Bermingham, M.; Colegrove, P.; Sales, A.; Dargusch, M. Understanding the grain refinement mechanisms in aluminium 2319 alloy produced by wire arc additive manufacturing. *Science and Technology of Welding and Joining* **2022**, *27*, 479-489.

65. Mathew, R.T.; Singam, S.; Kollu, P.; Bohm, S.; Prasad, M. Achieving exceptional tensile strength in electrodeposited copper through grain refinement and reinforcement effect by co-deposition of few layered graphene. *Journal of Alloys and Compounds* **2020**, *840*, 155725.
66. Chen, H.; Guan, Y.; Zhu, L.; Li, Y.; Zhai, J.; Lin, J. Effects of ultrasonic shot peening process parameters on nanocrystalline and mechanical properties of pure copper surface. *Materials Chemistry and Physics* **2021**, *259*, 124025.
67. Ji, R.; Yang, Z.; Jin, H.; Liu, Y.; Wang, H.; Zheng, Q.; Cheng, W.; Cai, B.; Li, X. Surface nanocrystallization and enhanced surface mechanical properties of nickel-based superalloy by coupled electric pulse and ultrasonic treatment. *Surface and Coatings Technology* **2019**, *375*, 292-302.
68. Sandeep Kranthi Kiran, A.; Sireesha, M.; Ramalingam, R.; Kizhakeyil, A.; Verma, N.K.; Lakshminarayanan, R.; Sampath Kumar, T.; Doble, M.; Ramakrishna, S. Modulation of biological properties by grain refinement and surface modification on titanium surfaces for implant-related infections. *Journal of Materials Science* **2019**, *54*, 13265-13282.
69. Efe, Y.; Karademir, I.; Husem, F.; Maleki, E.; Karimbaev, R.; Amanov, A.; Unal, O. Enhancement in microstructural and mechanical performance of AA7075 aluminum alloy via severe shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification. *Applied Surface Science* **2020**, *528*, doi:10.1016/j.apsusc.2020.146922.
70. Efe, Y.; Karademir, I.; Husem, F.; Maleki, E.; Karimbaev, R.; Amanov, A.; Unal, O. Enhancement in microstructural and mechanical performance of AA7075 aluminum alloy via severe shot peening and ultrasonic nanocrystal surface modification. *Applied Surface Science* **2020**, *528*, 146922.
71. Unal, O.; Maleki, E.; Karademir, I.; Husem, F.; Efe, Y.; Das, T. Effects of conventional shot peening, severe shot peening, re-shot peening and precised grinding operations on fatigue performance of AISI 1050 railway axle steel. *International Journal of Fatigue* **2022**, *155*, 106613.
72. Chen, G.; Gao, J.; Cui, Y.; Gao, H.; Guo, X.; Wu, S. Effects of strain rate on the low cycle fatigue behavior of AZ31B magnesium alloy processed by SMAT. *Journal of Alloys and Compounds* **2018**, *735*, 536-546.
73. Wang, H.; Zhang, J.; Wang, B.; Ma, M.; Yi, D. Influence of surface enhanced treatment on microstructure and fatigue performance of 6005A aluminum alloy welded joint. *Journal of Manufacturing Processes* **2020**, *60*, 563-572.
74. Bagherifard, S.; Slawik, S.; Fernandez-Pariente, I.; Pauly, C.; Muecklich, F.; Guagliano, M. Nanoscale surface modification of AISI 316L stainless steel by

- severe shot peening. *Materials & Design* **2016**, *102*, 68-77, doi:10.1016/j.matdes.2016.03.162.
75. Maleki, E.; Unal, O.; Reza Kashyzadeh, K. Surface layer nanocrystallization of carbon steels subjected to severe shot peening: Analysis and optimization. *Materials Characterization* **2019**, *157*, doi:10.1016/j.matchar.2019.109877.
 76. Yin, F.; Rakita, M.; Hu, S.; Han, Q. Overview of ultrasonic shot peening. *Surface Engineering* **2017**, *33*, 651-666.
 77. Zhu, S.; Hu, Y.; Zhang, X.; Zou, Y.; Ahmad, T.; Zhang, W.; Tang, F.; Liang, T. Experimental investigation on ultrasonic shot peening of WC-Co alloy. *Materials and Manufacturing Processes* **2020**, *35*, 1576-1583.
 78. Wang, H.; Yuan, X.; Wu, K.; Xu, C.; Jiao, Y.; Ge, W.; Luo, J. Effect of high energy shot-peening on the microstructure and mechanical properties of Al5052/Ti6Al4V lap joints. *Journal of Materials Processing Technology* **2018**, *255*, 76-85.
 79. Yang, C.; Liu, Y.; Li, M. Characteristics and formation mechanisms of defects in surface layer of TC17 subjected to high energy shot peening. *Applied Surface Science* **2020**, *509*, 144711.
 80. Sun, Y.; Bailey, R.; Moroz, A. Surface finish and properties enhancement of selective laser melted 316L stainless steel by surface mechanical attrition treatment. *Surface and Coatings Technology* **2019**, *378*, 124993.
 81. Grosdidier, T.; Novelli, M. Recent developments in the application of surface mechanical attrition treatments for improved gradient structures: Processing parameters and surface reactivity. *Materials Transactions* **2019**, *60*, 1344-1355.
 82. Zhao, X.; Zhao, D.; Hu, W.; Zhang, J.; Wang, X.; Zhang, J.; Sun, T. Manufacturing of high-precision surface micro-structures on stainless steel by ultrasonic impact peening. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **2021**, *116*, 915-930.
 83. Singh, V.; Marya, M. Surface modification of oilfield alloys by ultrasonic impact peening: UNS N07718, N07716, G41400, and S17400. *Journal of Materials Engineering and Performance* **2016**, *25*, 338-347.
 84. Soyama, H. Cavitation peening: A review. *Metals* **2020**, *10*, 270.
 85. Chung, Y.-H.; Chen, T.-C.; Lee, H.-B.; Tsay, L.-W. Effect of micro-shot peening on the fatigue performance of AISI 304 stainless steel. *Metals* **2021**, *11*, 1408.

86. Peng, R.; Fu, L.; Zhou, L. Improved wear resistance by phase transformation of surface nanocrystalline 1090 steel prepared by sandblasting technique. *Applied Surface Science* **2016**, *388*, 406-411.
87. Liu, W.; Ji, Y.; Tan, P.; Zhang, C.; He, C.; Yang, Z. Microstructure evolution during helium irradiation and post-irradiation annealing in a nanostructured reduced activation steel. *Journal of Nuclear Materials* **2016**, *479*, 323-330.
88. Olugbade, T.; Lu, J. Enhanced corrosion properties of nanostructured 316 stainless steel in 0.6 M NaCl solution. *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion* **2019**, *5*, 1-11.
89. Wang, X.; Li, D. Mechanical and electrochemical behavior of nanocrystalline surface of 304 stainless steel. *Electrochimica Acta* **2002**, *47*, 3939-3947.
90. Camurri, C.; Gallegos, A.; Carrasco, C. Rolling of 316L Stainless Steel with Rough Rolls to Potentially Obtain Superficial Nanograins. *Journal of Materials Engineering and Performance* **2014**, *23*, 1959-1963, doi:10.1007/s11665-014-0992-x.
91. Francis, R.; Byrne, G. Duplex stainless steels—alloys for the 21st century. *Metals* **2021**, *11*, 836.
92. Was, G.S.; Ukai, S. Austenitic stainless steels. *Structural alloys for nuclear energy applications* **2019**, 293-347.
93. Di Schino, A. Manufacturing and applications of stainless steels. **2020**, *10*, 327.
94. Andersen, P.J. Stainless steels. In *Biomaterials Science*; Elsevier: 2020; pp. 249-255.
95. Bhadeshia, H.; Honeycombe, R. *Steels: microstructure and properties*; Butterworth-Heinemann: 2017.
96. Okamoto, H.; Schlesinger, M.E.; Mueller, E. Alloy phase diagrams. *ASM international* **2016**, *4*.
97. Michler, T. Austenitic stainless steels. *Reference Module in Materials Science and Materials Engineering* **2016**, *1*.
98. Hathesh, M. A Review on Welding Related Problems and Remedy of Austenitic Stainless Steels. *International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET)* **2020**.

99. Sohrabi, M.J.; Naghizadeh, M.; Mirzadeh, H. Deformation-induced martensite in austenitic stainless steels: a review. *Archives of civil and mechanical engineering* **2020**, *20*, 1-24.
100. Järvenpää, A.; Jaskari, M.; Kisko, A.; Karjalainen, P. Processing and properties of reversion-treated austenitic stainless steels. *Metals* **2020**, *10*, 281.
101. Solomon, N.; Solomon, I. Effect of deformation-induced phase transformation on AISI 316 stainless steel corrosion resistance. *Engineering Failure Analysis* **2017**, *79*, 865-875.
102. Souza Filho, I.; Sandim, M.; Cohen, R.; Nagamine, L.; Hoffmann, J.; Bolmaro, R.E.; Sandim, H. Effects of strain-induced martensite and its reversion on the magnetic properties of AISI 201 austenitic stainless steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* **2016**, *419*, 156-165.
103. Soleimani, M.; Kalhor, A.; Mirzadeh, H. Transformation-induced plasticity (TRIP) in advanced steels: A review. *Materials Science and Engineering: A* **2020**, *795*, 140023.
104. Nasiri, Z.; Ghaemifar, S.; Naghizadeh, M.; Mirzadeh, H. Thermal mechanisms of grain refinement in steels: a review. *Metals and Materials International* **2021**, *27*, 2078-2094.
105. Zhao, M.; Wu, H.; Lu, J.; Sun, G.; Du, L. Effect of grain size on mechanical property and corrosion behavior of a metastable austenitic stainless steel. *Materials Characterization* **2022**, *194*, 112360.
106. Naghizadeh, M.; Mirzadeh, H. Effects of grain size on mechanical properties and work-hardening behavior of AISI 304 austenitic stainless steel. *Steel research international* **2019**, *90*, 1900153.
107. Savaedi, Z.; Mirzadeh, H.; Aghdam, R.M.; Mahmudi, R. Effect of grain size on the mechanical properties and bio-corrosion resistance of pure magnesium. *Journal of Materials Research and Technology* **2022**, *19*, 3100-3109.
108. Parakh, A.; Vaidya, M.; Kumar, N.; Chetty, R.; Murty, B. Effect of crystal structure and grain size on corrosion properties of AlCoCrFeNi high entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds* **2021**, *863*, 158056.
109. Yanushkevich, Z.; Dobatkin, S.; Belyakov, A.; Kaibyshev, R. Hall-Petch relationship for austenitic stainless steels processed by large strain warm rolling. *Acta Materialia* **2017**, *136*, 39-48.

110. Kushwaha, A.K.; John, M.; Misra, M.; Menezes, P.L. Nanocrystalline Materials: Synthesis, Characterization, Properties, and Applications. *Crystals* **2021**, *11*, 1317.
111. Wolf, D.; Yamakov, V.; Phillpot, S.; Mukherjee, A. Deformation mechanism and inverse Hall–Petch behavior in nanocrystalline materials. *International Journal of Materials Research* **2022**, *94*, 1091-1097.
112. Voyiadjis, G.; Yaghoobi, M. *Size effects in plasticity: from macro to nano*; Academic Press: 2019.
113. Li, J.; Zhou, Z.; Wang, S.; Mao, Q.; Fang, C.; Li, Y.; Wang, G.; Kang, J.; Zhu, X. Deformation mechanisms and enhanced mechanical properties of 304L stainless steel at liquid nitrogen temperature. *Materials Science and Engineering: A* **2020**, *798*, 140133.
114. Dobatkin, S.; Skrotzki, W.; Rybalchenko, O.; Terent'ev, V.; Belyakov, A.; Prosvirnin, D.; Raab, G.; Zolotarev, E. Structural changes in metastable austenitic steel during equal channel angular pressing and subsequent cyclic deformation. *Materials Science and Engineering: A* **2018**, *723*, 141-147.
115. Gubicza, J.; El-Tahawy, M.; Huang, Y.; Choi, H.; Choe, H.; Lábár, J.L.; Langdon, T.G. Microstructure, phase composition and hardness evolution in 316L stainless steel processed by high-pressure torsion. *Materials Science and Engineering: A* **2016**, *657*, 215-223.
116. Sharath, P. Multi directional forging: an advanced deforming technique for severe plastic deformation. *Advanced Welding and Deforming, Elsevier* **2021**, 529-556.
117. Nejad Fard, N.M.; Mirzadeh, H.; Rezayat, M.; Cabrera Marrero, J.M. Accumulative roll bonding of aluminum/stainless steel sheets. *Journal of Ultrafine Grained and Nanostructured Materials* **2017**, *50*, 1-5.
118. Ralls, A.M.; Daroonparvar, M.; Kasar, A.K.; Misra, M.; Menezes, P.L. Influence of friction stir processing on the friction, wear and corrosion mechanisms of solid-state additively manufactured 316L duplex stainless steel. *Tribology International* **2023**, *178*, 108033.
119. Li, X.; Lu, K. Refining grains of metals through plastic deformation: toward grain size limits. *Accounts of Materials Research* **2021**, *2*, 108-113.
120. Kumar, S.; Chattopadhyay, K.; Singh, S.; Singh, V. Surface nanostructuring of Ti-6Al-4V alloy through ultrasonic shot peening. *International Journal of Surface Science and Engineering* **2017**, *11*, 23-35.

121. Li, J.S.; Gao, W.D.; Cao, Y.; Huang, Z.W.; Gao, B.; Mao, Q.Z.; Li, Y.S. Microstructures and mechanical properties of a gradient nanostructured 316L stainless steel processed by rotationally accelerated shot peening. *Advanced Engineering Materials* **2018**, *20*, 1800402.
122. Agrawal, A.K.; Singh, A.; Vivek, A.; Hansen, S.; Daehn, G. Extreme twinning and hardening of 316L from a scalable impact process. *Materials Letters* **2018**, *225*, 50-53.
123. Amanov, A. Effect of local treatment temperature of ultrasonic nanocrystalline surface modification on tribological behavior and corrosion resistance of stainless steel 316L produced by selective laser melting. *Surface & Coatings Technology* **2020**, *398*, doi:10.1016/j.surfcoat.2020.126080.
124. Qin, S.W.; Zhang, C.H.; Zhang, B.; Ma, H.Y.; Zhao, M.H. Effect of carburizing process on high cycle fatigue behavior of 18CrNiMo7-6 steel. *Journal of Materials Research and Technology-Jmr&T* **2022**, *16*, 1136-1149, doi:10.1016/j.jmrt.2021.12.074.
125. Ovid'Ko, I.; Valiev, R.; Zhu, Y. Review on superior strength and enhanced ductility of metallic nanomaterials. *Progress in materials science* **2018**, *94*, 462-540.
126. Kato, H.; Ueki, H.; Yamamoto, K.; Yasunaga, K. Wear resistance improvement by nanostructured surface layer produced by burnishing. In Proceedings of the Materials Science Forum, 2018; pp. 231-235.
127. Zhu, L.H.; Guan, Y.J.; Wang, Y.J.; Xie, Z.D.; Lin, J. Influence of process parameters of ultrasonic shot peening on surface nanocrystallization and hardness of pure titanium. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **2017**, *89*, 1451-1468, doi:10.1007/s00170-016-9181-4.
128. Maleki, E.; Unal, O. Optimization of Shot Peening Effective Parameters on Surface Hardness Improvement. *Metals and Materials International* **2021**, *27*, 3173-3185, doi:10.1007/s12540-020-00758-x.

ANEXOS

Anexo A Interfaz software Simufact y Ansys

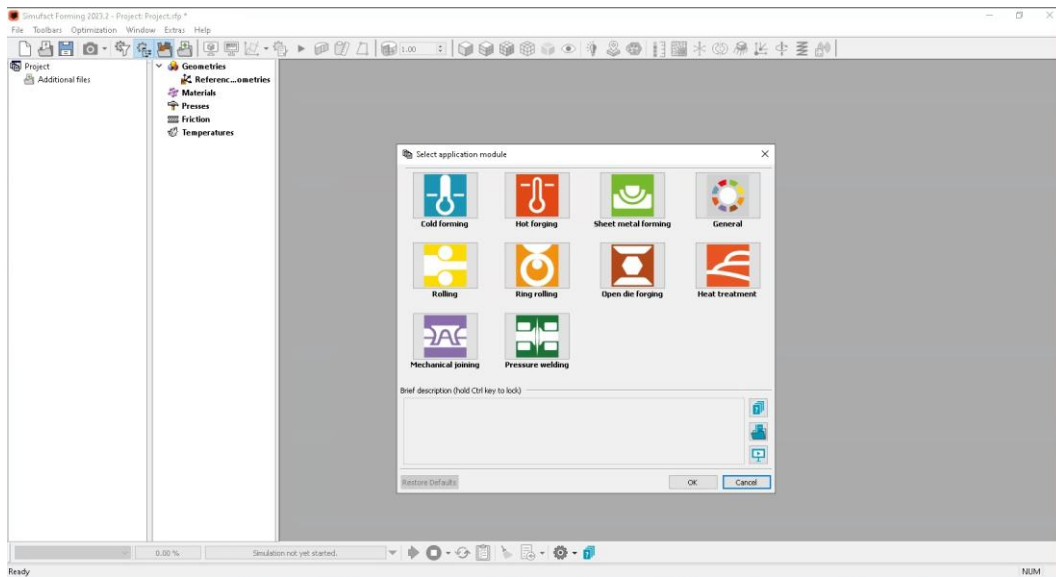


Figura A1. Interfaz software Simufact diferentes procesos de conformado

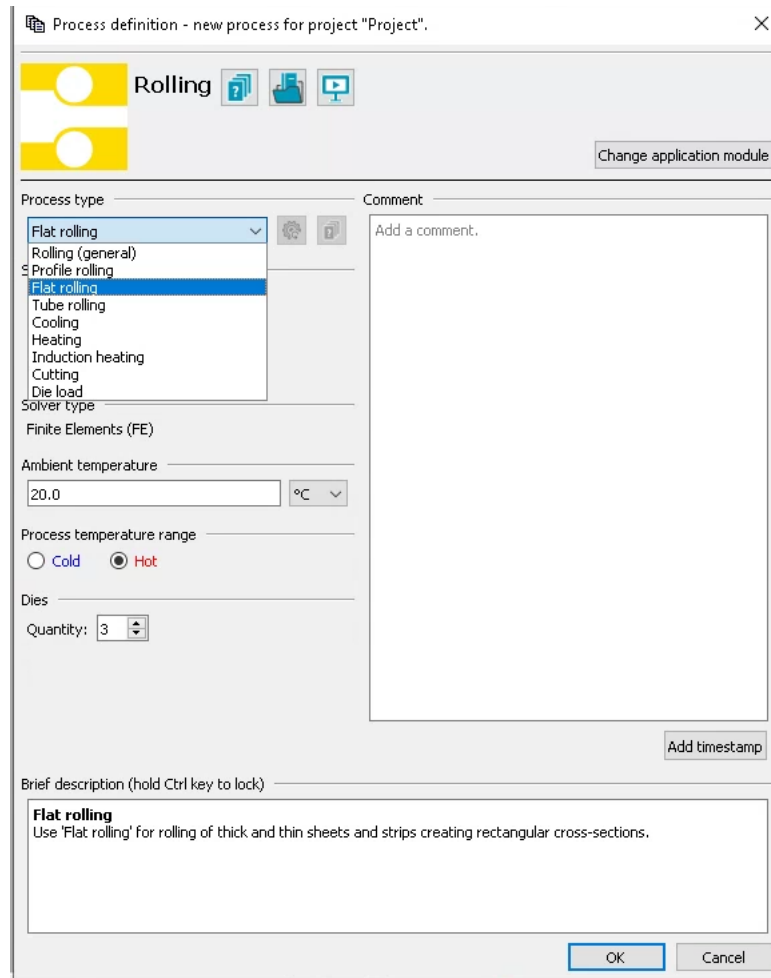


Figura A2. Interfaz software Simufact diferentes procesos de laminación

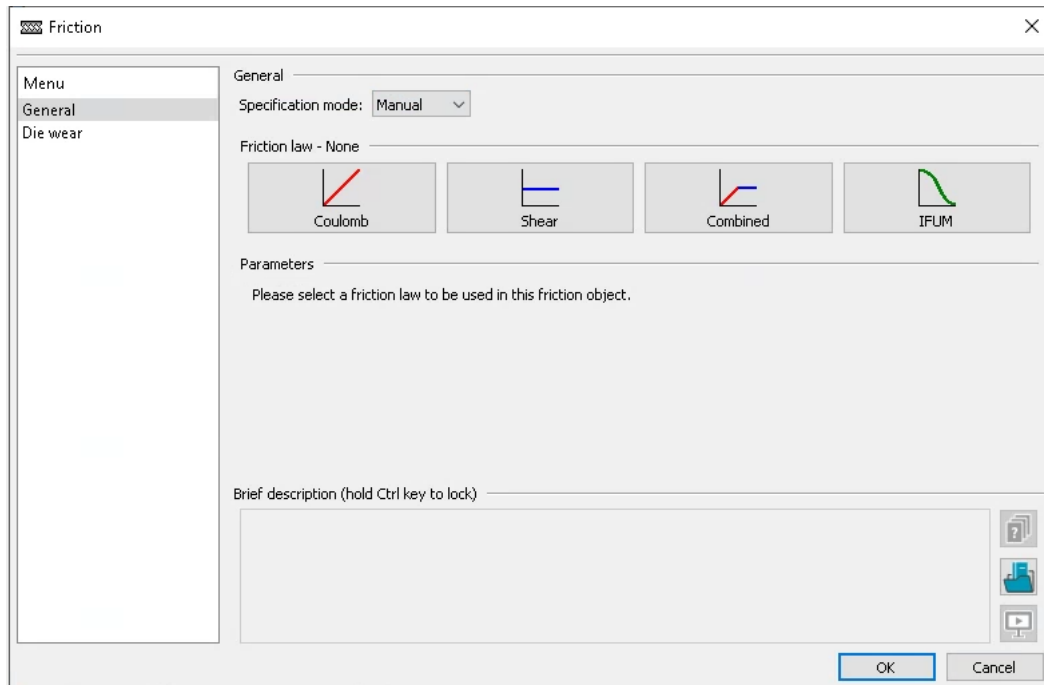


Figura A3. Interfaz software Simufact diferentes tipos de fricción

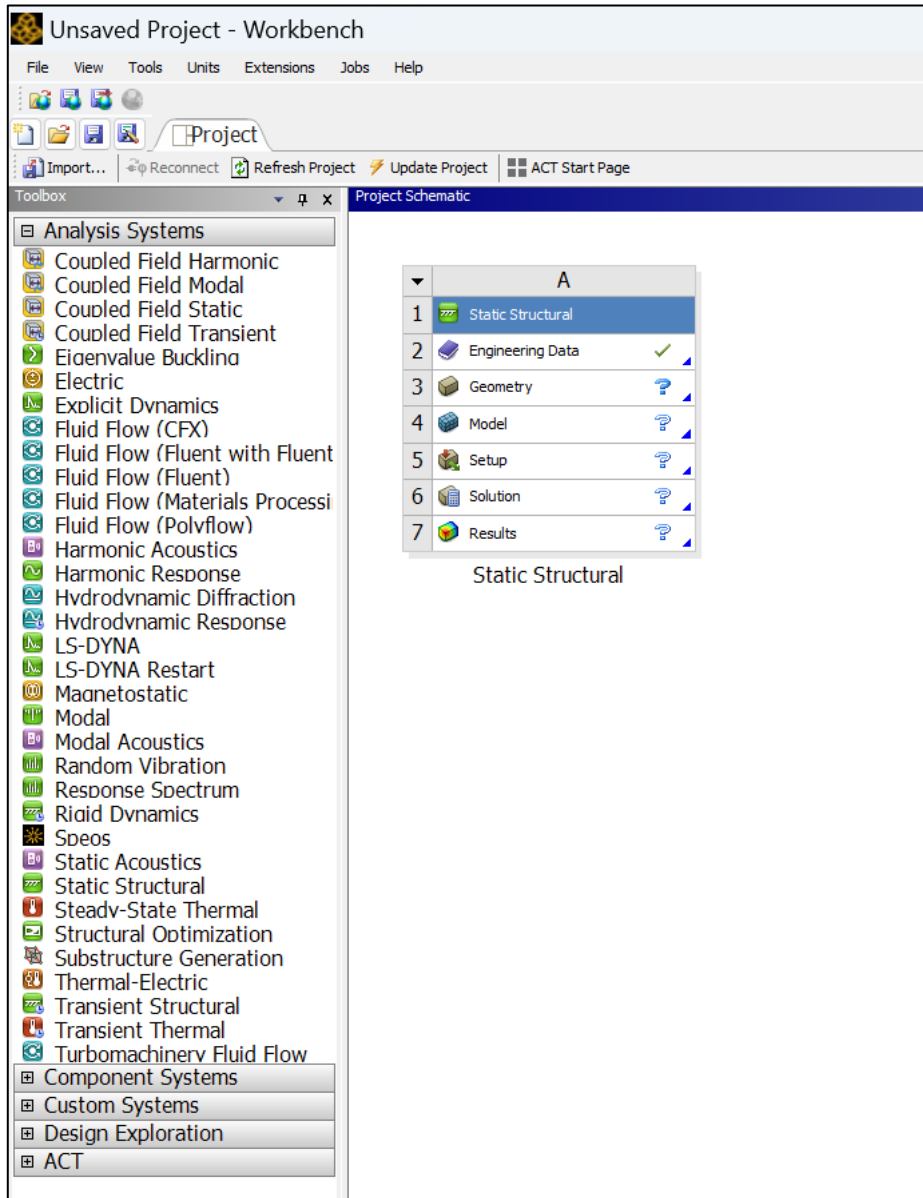


Figura A4. Interfaz software Ansys diferentes tipos de análisis

Scope	
Scoping Method	Geometry Selection
Contact	2 Faces
Target	1 Face
Contact Bodies	1 Face
Target Bodies	No Separation Frictionless Rough Frictional
Protected	Frictional
Definition	
Type	Frictional
<input type="checkbox"/> Friction Coefficient	0,6
Scope Mode	Manual
Behavior	Program Controlled
Trim Contact	Program Controlled
Suppressed	No
Display	
Element Normals	No
Advanced	
Formulation	Program Controlled
Small Sliding	Program Controlled
Detection Method	Program Controlled
Elastic Slip Tolerance	Program Controlled
Normal Stiffness	Program Controlled

Figura A5. Interfaz software Ansys diferentes tipos de fricción

Anexo B

Resultados mediante elementos finitos utilizando Simufact de deformación plástica para el primer pase de laminación de todas las rugosidades.

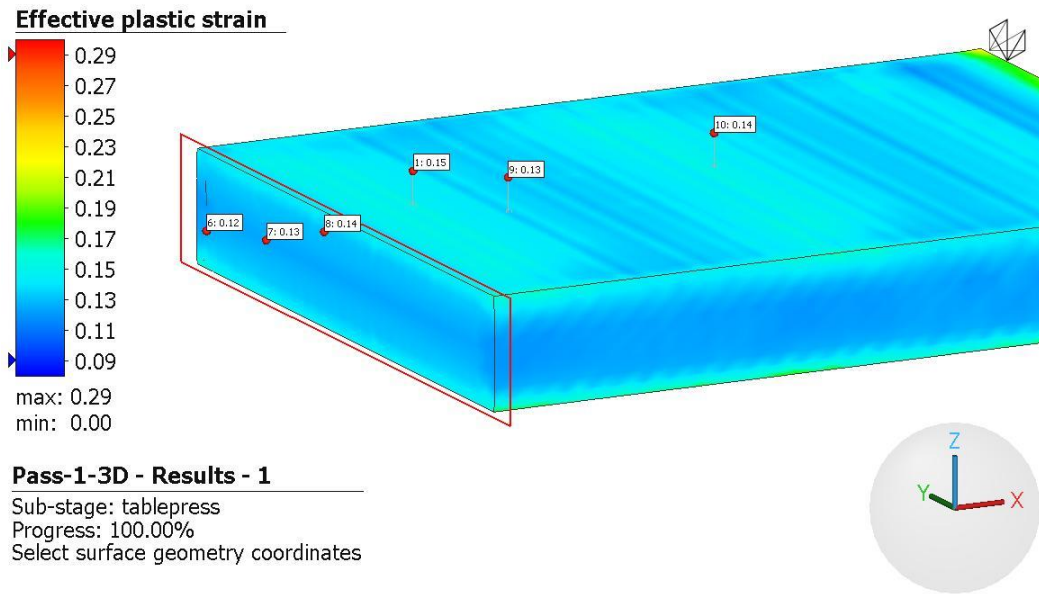


Figura B1. Deformación plástica efectiva del 1º pase del modelo utilizando rodillos convencionales

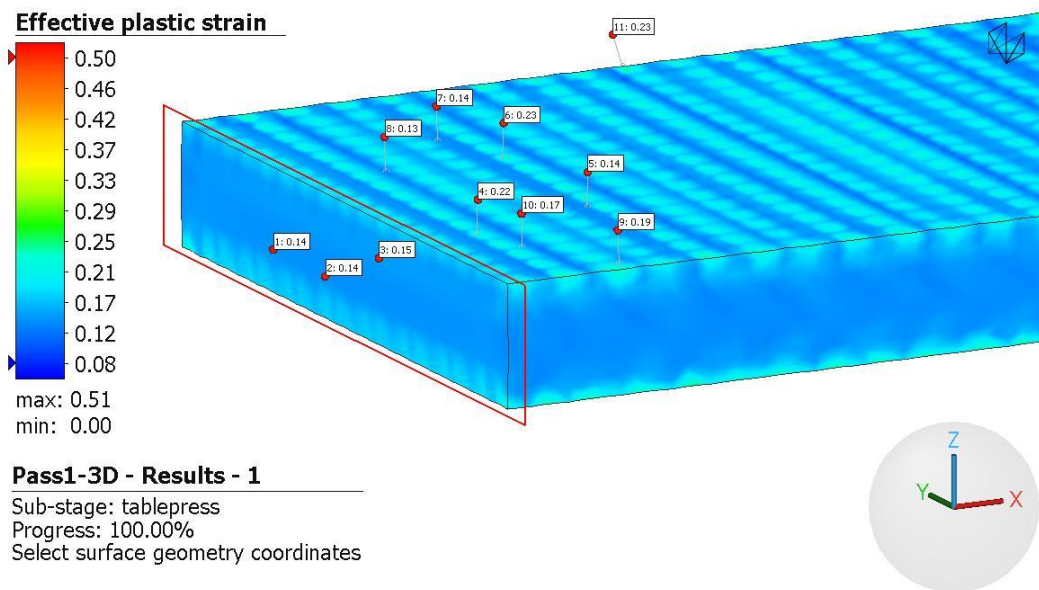


Figura B2. Deformación plástica efectiva del 1º pase del modelo utilizando rugosidad baja

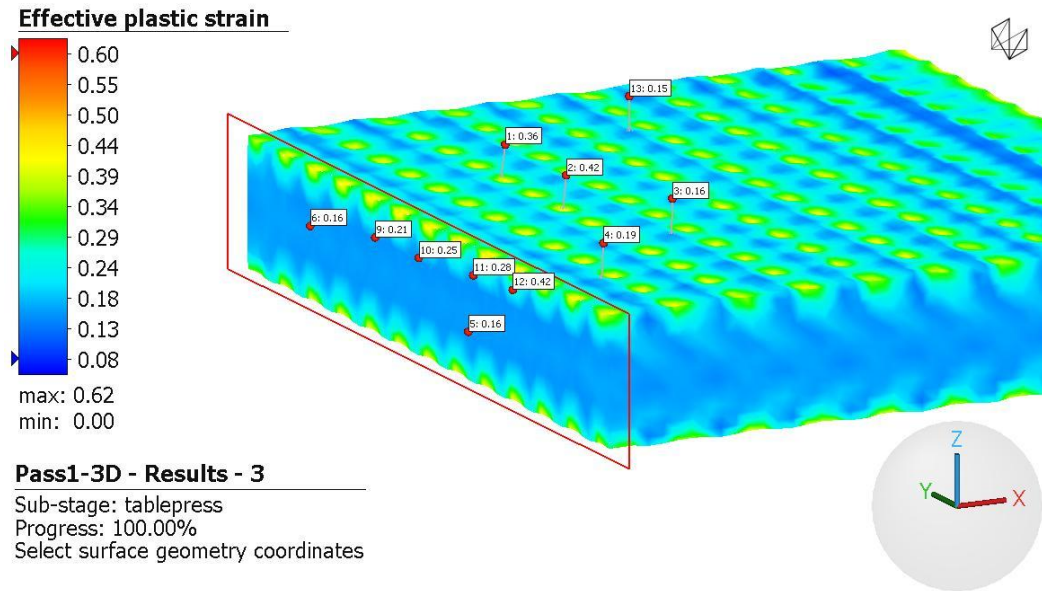


Figura B3. Deformación plástica efectiva del 1º pase del modelo utilizando rugosidad media

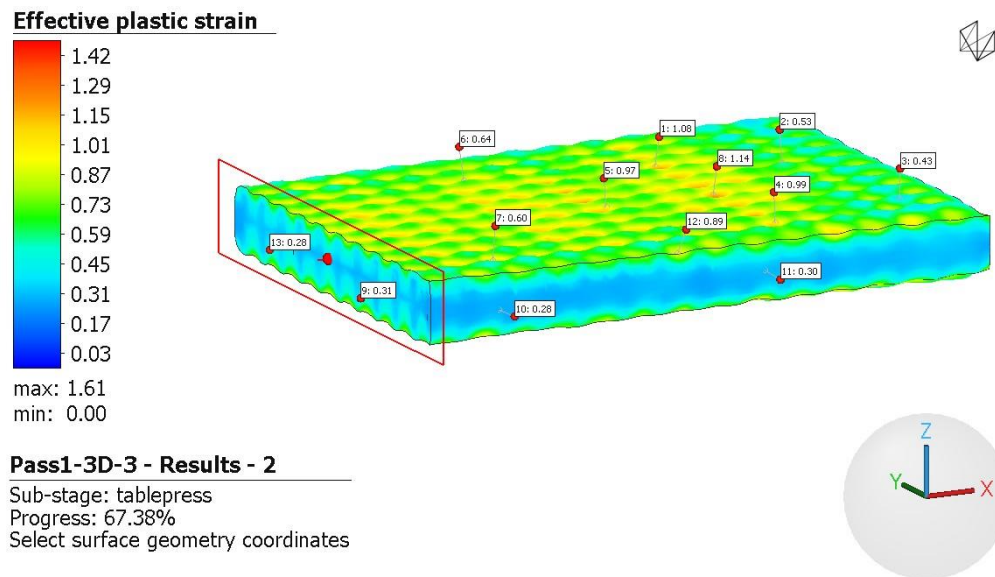


Figura B4. Deformación plástica efectiva del 1º pase del modelo utilizando rugosidad alta

Article

Superficial Grain Refinement of 316L Stainless Steel by Rolling with Rough Rolls

Yasmin Maril ^{1,*}, Carlos Camurri ^{1,*}, Oscar Zapata-Hernández ², Claudia Carrascón ¹ and Marisol Maril ¹

¹ Department of Materials Engineering, University of Concepción, Edmundo Lavandus 315,

Concepción 4070015, Chile; ccarrasc@udec.cl (C.C.); marisolmaril@udec.cl (M.M.)

² FIME-Centro de Investigación e Innovación en Ingeniería Aeroespacial (CIEA), Universidad Autónoma de Nuevo León, Av. Universidad 57/N, Ciudad Universitaria, San Nicolás de los Garza 66453, México

* Correspondence: yasminmaril@udec.cl (Y.M.); ccamurri@udec.cl (C.C.)

Abstract: This study presents a novel approach to producing superficial micro- and nanostructures using a cold rolling process with rough rolls, followed by low-temperature annealing. The proposed technique attempts to recreate the superficial deformation occurring in the sandblasting process. It allows for the generation of an inhomogeneous network, or tangle, of high-deformation zones on the material's surface that act as nucleation centers during the subsequent annealing process. However, the proposed method has a significant advantage over sandblasting: it is a continuous process with high productivity. An austenitic stainless-steel sheet, previously normalized, was used as the raw material. The samples were cold rolled using rough rolls (rhombic-based pyramids of 2.08 mm, 1.04 mm, and 1.5 mm in length, width, and height, respectively) and annealed at temperatures between 200 °C and 400 °C for one hour. An optical and electronic microstructure analysis showed the presence of small, heterogeneously distributed surface grains of 200–300 nm in diameter. Finite element analysis revealed significant deformation that was inhomogeneous and likely responsible for the uneven distribution of the recrystallized grains. Additionally, surface nanohardness results showed a 20% increase with respect to the central zone of the material. Finally, wear tests of the treated samples showed lower wear than samples rolled with conventional rolls.

Keywords: cold rolling; rough rolls; surface nanograins; recrystallization



Yasmin Maril, Y. Camurri, C. Zapata-Hernández, O. Carrascón, C. Maril, M. Superficial Grain Refinement of 316L Stainless Steel by Rolling with Rough Rolls. *Materials* **2023**, *16*, 6416. <https://doi.org/10.3390/ma16296416>

Academic Editor: Chih-Chun Hsieh

Received: 28 August 2023

Revised: 22 September 2023

Accepted: 23 September 2023

Published: 26 September 2023



Copyright: © 2023 by the authors. Licensee MDPI, Basel, Switzerland. This article is an open access article distributed under the terms and conditions of the Creative Commons Attribution (CC BY) license (<https://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>).

1. Introduction

The ever-increasing demand for advanced mechanical properties in metals and alloys has led several researchers to focus on this task. It is well known that strength and wear resistance are improved by grain size reduction [1,2]. In addition to this, it has been found that grain refinement can increase a large number of additional properties of different metals and alloys, such as corrosion resistance [3,4], creep resistance [5,6], pitting resistance [7], and resistance to cavitation and cavitation erosion [8,9], among others.

Strengthening derived from grain refinement is usually governed by the Hall-Petch equation, which indicates that smaller grain sizes produce higher yield stress. However, in many cases, damage or maximum stresses occur near the surface regions, causing many of the failures of a workpiece, such as wear, fatigue, and corrosion, to initiate on the surface. Because of this, the microstructure and properties of the surfaces of structural materials can play an essential role in failure control. Many studies have focused on improving the surface properties of materials by refining surface grains. Over the last few decades, several surface nanostructuring techniques have been successfully developed. They have been successful in forming ultrafine grains (UFGs) and nanograins (NGs) on the surfaces of different classes of metallic materials, including steel, aluminum, copper, nickel, titanium, and other alloys [10–12].

Along with developing these techniques, studies have demonstrated that nanocrystalline surfaces bring many enhancements, such as prolonged fatigue life, to ordinary

Anexo D**Fuerzas de laminación para todas las rugosidades, entre tiempo: 0.2 s-0.3 s (valores de estado estable)**

Tiempo (s)	Fuerza (KN)			
	Convencional	Baja	Media	Alta
0,20119	81,46896	94,02956	105,97901	157,35069
0,20429	79,35455	83,62666	97,5351	167,67577
0,20738	95,34465	96,45961	97,02502	172,73797
0,21048	80,89713	83,54503	100,61002	128,25674
0,21357	94,36343	85,09794	111,94833	144,81236
0,21667	80,66947	97,90786	112,1698	157,67966
0,21976	78,33641	85,13909	100,12106	164,69623
0,22286	95,30705	96,47453	91,49019	168,95977
0,22595	82,2242	86,80226	110,49806	135,42022
0,22905	93,45988	95,08662	119,43704	148,07441
0,23214	80,72236	97,03003	112,36659	164,18038
0,23524	78,71622	85,96811	104,37744	169,02175
0,23833	94,31589	93,51089	104,41702	133,911
0,24143	81,1114	92,59532	103,37765	150,93867
0,24452	96,20006	93,9234	104,30733	164,21419
0,24762	81,68509	91,49253	107,11306	163,73123
0,25071	78,69407	87,59466	119,0488	165,26025
0,25381	95,29148	94,49572	106,48289	136,82344
0,2569	80,65788	97,37045	105,8456	150,72198
0,26	93,05909	95,85948	102,81166	164,88323
0,2631	81,36629	97,80791	102,66595	164,44184
0,26619	78,58591	88,64608	107,41184	133,96361
0,26929	95,29756	93,56997	112,26703	147,51541
0,27238	81,78738	92,39422	109,19091	162,71938
0,27548	93,49829	91,80596	102,83151	169,28178
0,27857	79,78393	97,39962	97,40948	134,19789
0,28167	78,53645	86,32049	116,4528	147,48898
0,28476	94,56855	98,76274	117,90627	168,05087
0,28786	81,22279	91,59408	106,55529	167,27508
0,29095	94,76592	83,61632	102,86919	169,2982
0,29405	81,42641	98,54449	104,49661	138,43623
0,29714	78,40105	87,62885	109,51381	155,07519
0,30024	94,4343	95,31402	105,49787	166,61211

Anexo E

Cálculo de la fuerza de laminación

Como he sabido en todo el proceso de deformación plástica intervienen en mayor o menor medida la deformación homogénea, el roce interno y el roce de las intercaras de metal herramienta. Considerar estos 3 factores para la determinación de las variables de interés es extremadamente complejo. Sin embargo, existe un método tradicional para tratar un problema plástico plano o asimétrico. Esto es, el método del bloque, el que considera sólo la deformación homogénea y el roce la intercara metal-rodillo.

Las suposiciones usuales de éste, para la laminación tanto en caliente como en frío, son que el material que se está deformando es un medio continuo e isotrópico. Se introduce una serie de simplificaciones de tipo matemático. Se desprecia el ensanche. Se desprecia la deformación elástica del material. Se usa el criterio de fluencia de Von Mises. El ángulo de laminación α es pequeño. No hay aceleraciones ni desaceleraciones.

La diferencia fundamental entre la laminación en caliente y la laminación en frío dice relación con el tipo de fricción que existe la intercara, de ahí que los análisis mediante el bloque se plantean en función del roce existente

Cálculo de la fuerza de laminación utilizando rodillo convencional:

Se consideró el Método del bloque según Bland y Ford para Laminación en frío. La expresión de la fuerza de laminación según este método es:

$$F = b' \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_M \sqrt{R' \Delta h} \left(1 - \frac{\sigma_0}{\frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_M} \right) f_3(a, r, b)$$

Donde f_3 es una función que considera la fricción y las tensiones externas y que depende de los parámetros a , r y b . Su valor se encuentra gráficamente.

$$a = \mu \sqrt{\frac{R'}{h_f}}, \quad r = \frac{\Delta h}{h_i}, \quad b = \frac{1 - \frac{\sigma_f}{\frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_M}}{1 - \frac{\sigma_i}{\frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_M}}, \quad B = \ln b$$

$$\bar{\sigma}_M = K \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1 - r_M} \right)^n$$

$$r_M = 0.4r_{previo} + 0.6r_{total}$$

Realizaremos el cálculo de la fuerza considerando el primer pase esto es reducir desde 5mm a 4.5 mm.

Partiremos por el cálculo de la reducción

$$r_{total} = \frac{\Delta h}{h_i} = r = \frac{0.5}{5} = 0.1$$

$$r_{previo} = 0$$

En este caso se tiene que la reducción media es:

$$r_M = 0.4r_{previo} + 0.6r_{total} = 0.06$$

Se calcula ahora el esfuerzo medio

$$\bar{\sigma}_M = K \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1 - r_M} \right)^n$$

Donde $K=130 \frac{kg}{mm^2}$, $n=0.45$

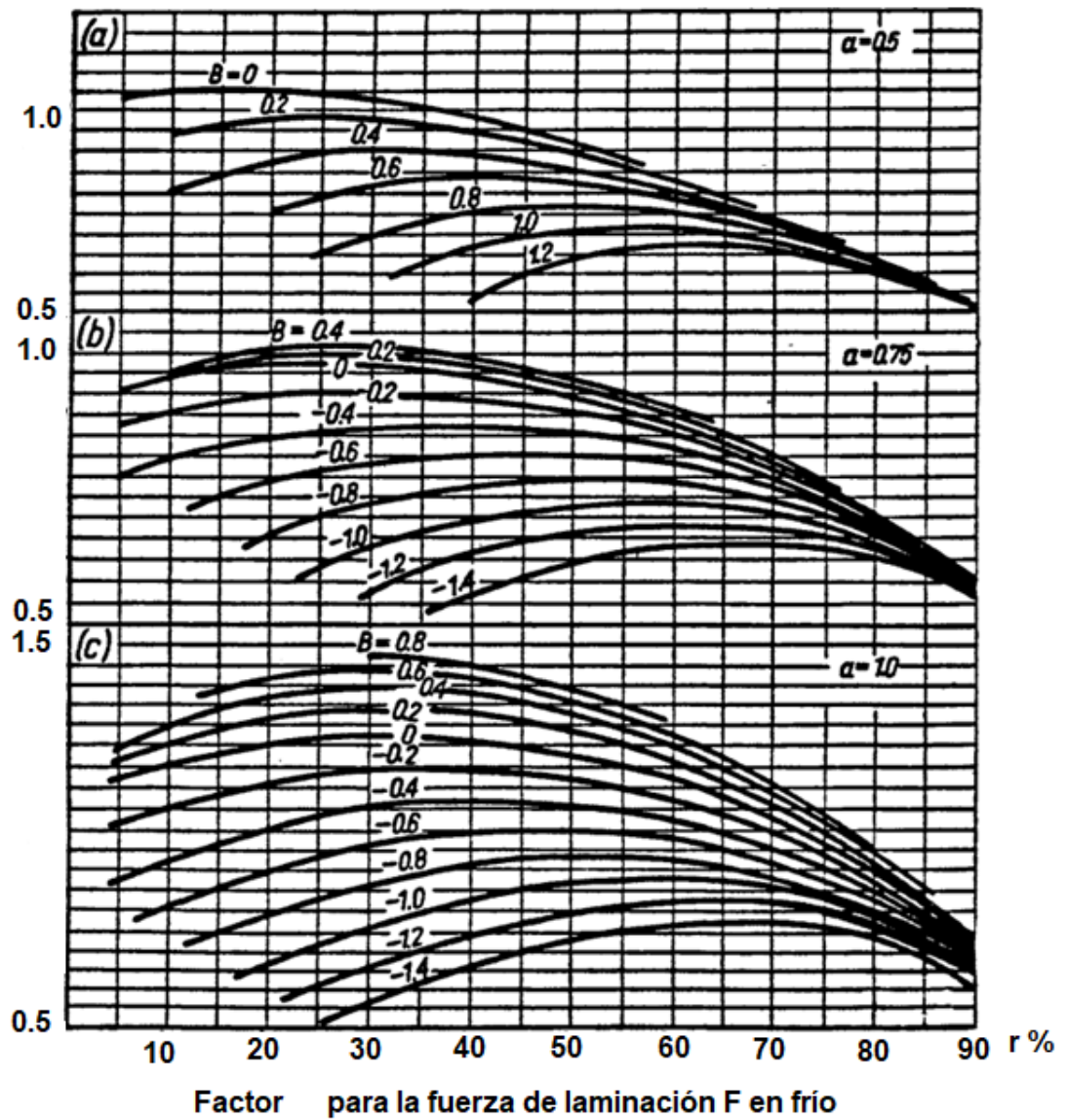
$$\bar{\sigma}_M = 130 \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1 - 0.06} \right)^{0.45} = 39.65 \frac{Kg}{mm^2}$$

Se calculan los parámetros de los cuales depende f_3 ,

$$a = \mu \sqrt{\frac{R'}{h_f}} = 0.44 \sqrt{\frac{63.5mm}{4.5mm}} = 1.0$$

$$b = 1, \text{ pues } \sigma_i = \sigma_f = 0$$

$$B = \ln b = \ln 1 = 0$$



De la gráfica se observa que $f_3 = 1.25$

Finalmente

$$F = b' \frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_M \sqrt{R' \Delta h} \left(1 - \frac{\sigma_0}{\frac{2}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}_M} \right) f_3(a, r, b)$$

Radio rodillo: $R' = 63.5 \text{ mm}$

Ancho del material: $b' = 25 \text{ mm}$

$\sigma_0 = 0$, pues no existen tensiones delanteras

$$F = 25mm \times \frac{2}{\sqrt{3}} \times 39.65 \frac{Kg}{mm^2} \times \sqrt{63.5mm \times 0.5mm} \times (1) \times 1.25$$

$$F = 8061.7 Kg = 79 KN$$

Si se considera la curvatura de los rodillos, se debe volver a calcular el nuevo radio del rodillo R', de acuerdo con Fórmula Hitchcock

$$\frac{R'}{R} = 1 + \frac{2CF}{b\Delta h}$$

$$R' = R \left(1 + \frac{2CF}{b\Delta h} \right) = 63.5mm \times \left(1 + \frac{2 \times 0.11 \frac{mm^2}{Ton} \times 8.0617}{25 \times 0.05} \right)$$

$$R' = 72.5098 mm$$

$$\frac{R'}{R} = 1.14$$

R' no es el radio de curvatura real, se debe iterar nuevamente

Se calcula un nuevo valor F' utilizando R'

$$F' = 8614.7 Kg$$

Con este valor de F' se calcula R''

$$R'' = R \left(1 + \frac{2CF'}{b\Delta h} \right) = 63.5mm \times \left(1 + \frac{2 \times 0.11 \frac{mm^2}{Ton} \times 8.617Ton}{25 \times 0.05} \right)$$

$$R'' = 73.1278$$

$$\frac{R''}{R'} = 1.0085$$

Por lo tanto, R'' es el radio real de curvatura y se calcula la fuerza F'' con este radio

$$F'' = 8651.3 Kg = 84.783 KN$$

Anexo E

Tutorial Software Simufact

A continuación, se detalla el proceso de simulación utilizando software Simufact para laminación.

Examples rolling

Hot rolling

Table of Contents

1.1. Hot rolling	2
1.1.1. Process description and objective of the simulations	3
1.1.2. Set up the 2D simulation	3
1.1.3. Performing the 2D simulation	28
1.1.4. Postprocessing the 2D simulation	29
1.1.5. Set up the 3D simulation	31
1.1.6. Perform the 3D simulation	34
1.1.7. Postprocessing the 3D simulation	34
1.1.8. Creation and adaption of the 3D process to perform pass 2	35
1.1.9. Perform the simulation of pass 2	38
1.1.10. Postprocessing of pass 2	40
1.1.11. Exercise	41
1.1.12. Further reading and information	41

1.1. Hot rolling

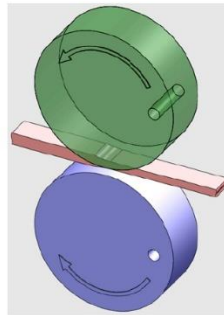


Figure 1.1. Hot rolling

Keywords

2D, 3D, Finite-Element-Solver (FE), HexMesh meshing, Hot forming, Rolling, StageControl, Steel

Educational objectives

The major purpose of the entire tutorial is to teach you how to use Simufact Forming. This example is a simple rolling model that can be modified easily to a cold, warm or caliber rolling process model.

This model can be extended to a two pass rolling model with reversing operation. The two simulation steps can be arranged automatically with respect to their kinematics.

Prerequisites

Basic knowledge of the process, Quickstart

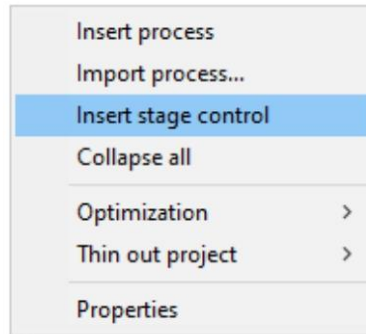


Figure 1.64. Inserting a stage control

You can assign `Pass1-3D` and `Pass2-3D` to the object `StageControl1` in the `process tree` by drag&drop.

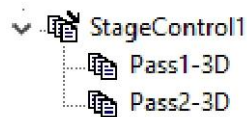


Figure 1.65. Stage control with both passes

Through this stage control function Simufact Forming will run both processes in sequence automatically.

By right-clicking on the object `Pass2-3D` that is assigned to `StageControl1` and picking **Properties** you can open the dialog controlling the results imported from a previous step.

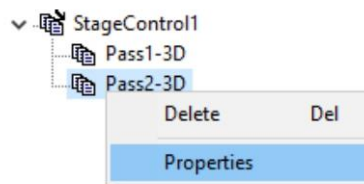


Figure 1.66. Opening the dialog to control the imported results from previous steps

In the tab **Components** activate the following components.

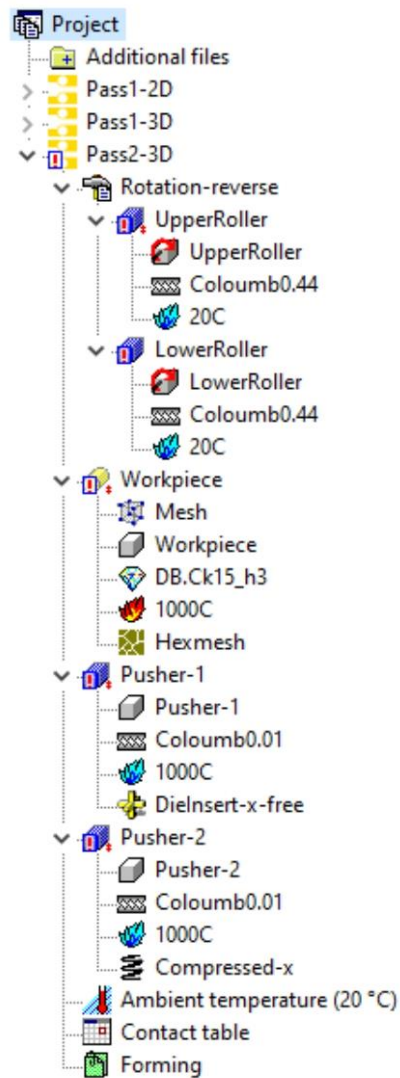


Figure 1.63. Process tree after defining pass 2

1.1.9. Perform the simulation of pass 2

To run both steps automatically a stage control is needed. It can be added by right-clicking in the **process tree** and selecting **Insert stage control**:

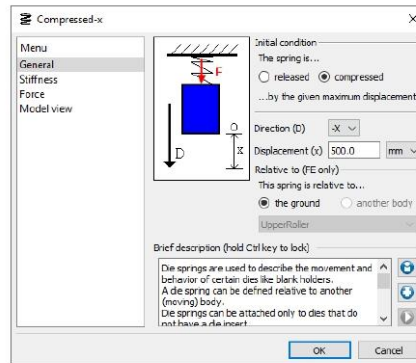


Figure 1.62. General spring parameter for pass 2

You can assign the new die spring to Pusher-2 by drag&drop. The **process tree** should now look like this:

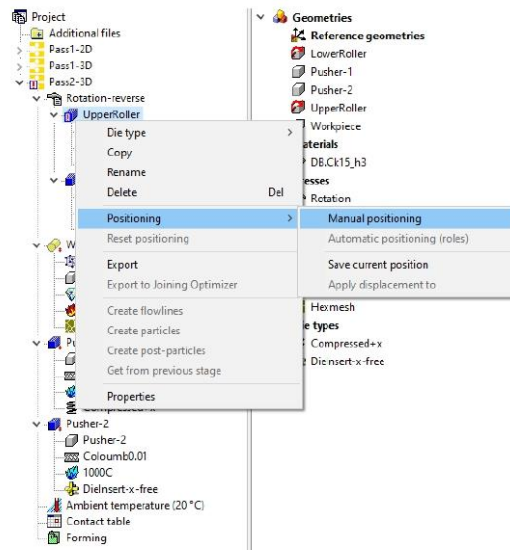


Figure 1.60. Opening the manual positioning dialog

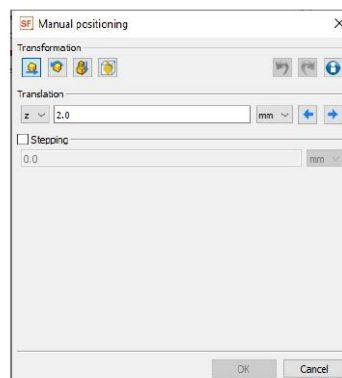



Figure 1.61. Parameter for the positioning of the UpperRoller

Translate the roller by clicking on  in negative z-direction and close the dialog with **OK**.

In *Pass2-3D* not only the direction of the rotation is reversed but also the direction of the pusher motion. Please delete the spring object *Compressed+x* of die *Pusher-1* and the object *DieInsert-x-free* of *Pusher-2*. Afterwards assign the object *DieInsert-x-free* to *Pusher-1*.

The direction of action of the die spring has to be reversed. Copy the object *Compressed+x* in the **object catalog** and rename it to *Compressed-x*. Change the **Direction (D)** to **-X**:

1.1.8. Creation and adaption of the 3D process to perform pass 2

The objective of this chapter is to show the set up of a multistage rolling process using a stage control.

Create a copy of the process `Pass1-3D` without results. Rename the new process to `Pass2-3D`. To define the rotation of the rollers in reverse direction create in the `object catalog` a copy of the object `Rotation` and rename it to `Rotation-reverse`. Edit the table definition so that the direction of rotation flips and the rotation time is extended:

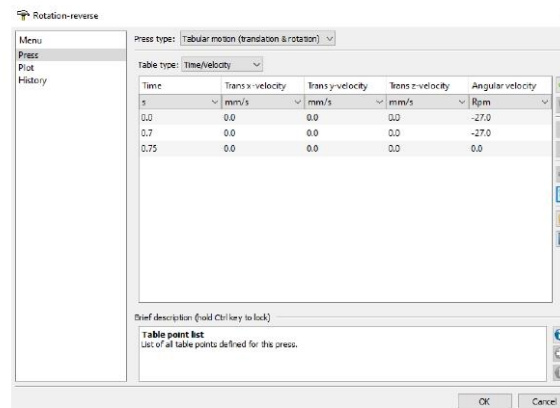


Figure 1.59. Rotation of the rolls for pass 2

Before you assign this kinematics to the process `Pass2-3D` you have to delete the old kinematics in the `process tree`. Then you can assign the new kinematics object to the process by drag&drop. Finally you have to assign the rollers to this kinematics.

The positioning of the rollers can be done by right-clicking on the `UpperRoller` in the `process tree` and selecting **Positioning > Manual Positioning**:

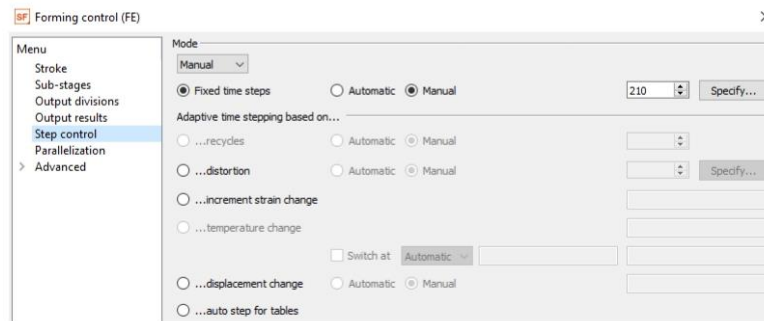



Figure 1.57. Forming control: Step control

1.1.6. Perform the 3D simulation

Before you start the simulation you should save the project. Start the simulation by clicking on **Start analysis** . Now your simulation is checked for errors. If there are none click **Start analysis**.

1.1.7. Postprocessing the 3D simulation

The postprocessing of the 3D simulation can be performed according to the 2D simulation.

One useful result value in the 3D rolling simulation is the **Contact**, which visualizes the projected length or the contact of the rolling stock to the rollers.

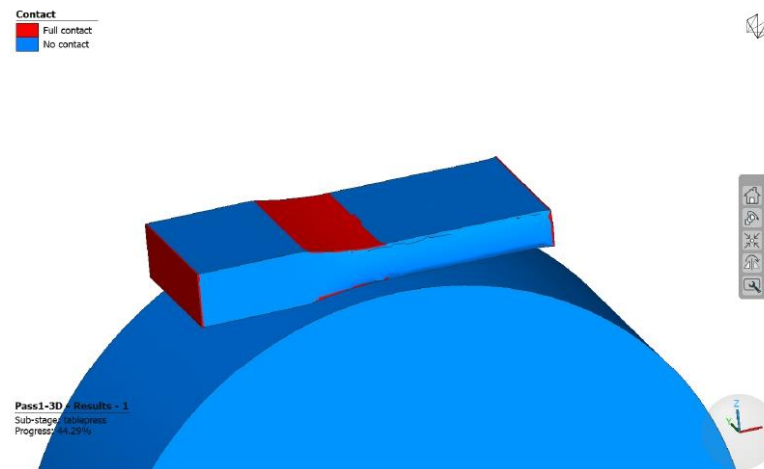







Figure 1.58. Result value contact

The representation of the components in the results and model view can be changed by selecting them in the **process tree** or by clicking on them in the results or model view and using the buttons     . In this example only the **Workpiece** and the **LowerRoller** are shown.

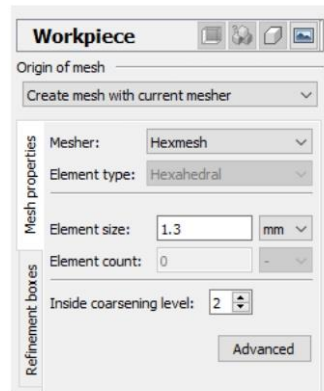


Figure 1.55. Mesh settings for 3D simulation

Create the mesh by clicking on **Create initial mesh**.

Close the meshing dialog by clicking **OK**. The question whether you want to use the initial mesh parameters for the remeshing has to be answered with **Yes**. The meshing object is assigned to the workpiece in the **process tree** and appears in the **object catalog** automatically.

1.1.5.3. Simulation specific adjustments

Double-click on **Forming** in the **process tree** to open the **Forming control (FE)**. Please make sure that settings in the **Forming control** according to the following figures.

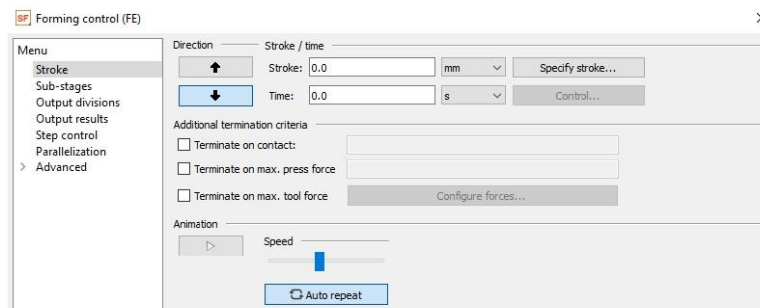



Figure 1.56. Forming control: Stroke



The time has not to be specified for tabular defined presses because the solver automatically uses the maximum process time given in the table.

You can preview the kinematics of the rollers and the pushers by clicking on . An another click stops the animation of the kinematics.

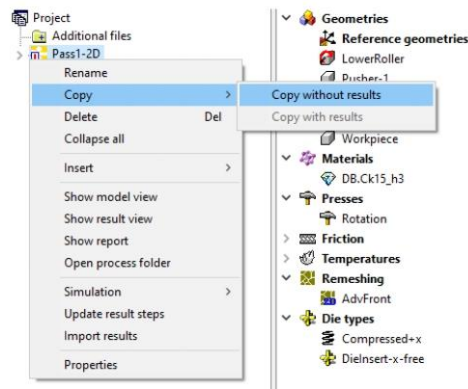


Figure 1.53. Copying a process

Rename the new process to `PASS1-3D`. Because we modeled the 2D simulation with 3D geometries it is very easy to switch from a 2D simulation to a 3D simulation. Open the process definition by double-clicking on the process name. Select 3D as **Simulation type**.

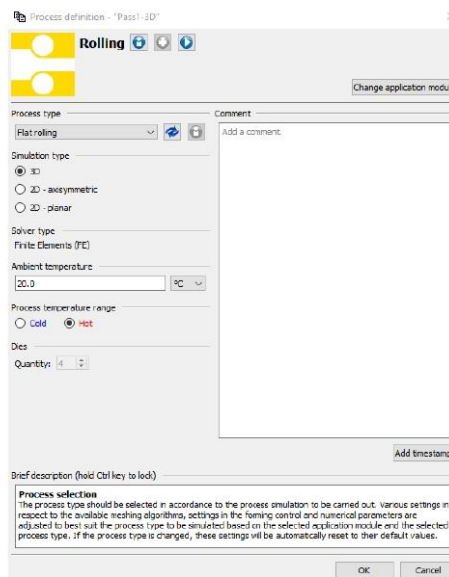


Figure 1.54. Process definition for 3D simulation

1.1.5.2. Meshing of the workpiece

To perform a 3D simulation you have to adapt the mesh settings. Open the mesh dialog, choose the **Mesh** Hexmesh and enter an **Element size** of 1.3 mm.

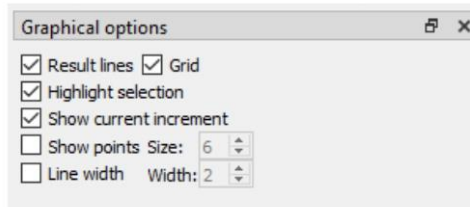


Figure 1.51. Graphical options menu

If you click a result line now the animation window will show the selected increment.

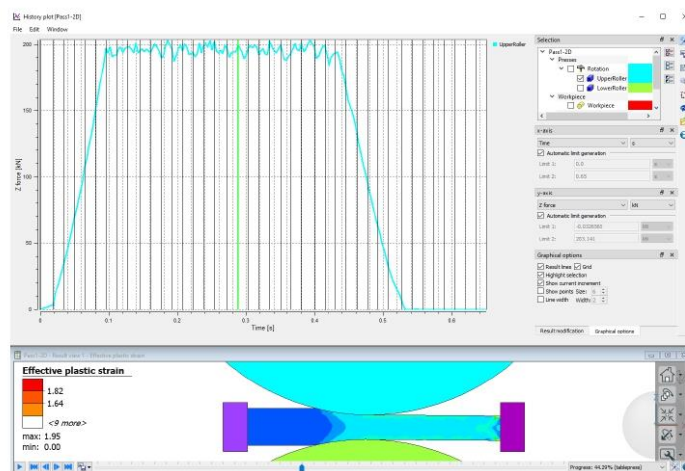


Figure 1.52. History plot synchronised with animation

Alternatively you can also select an increment in the animation window using the control panel or animate the entire simulation by clicking on the animation. The actual displayed increment is visualized by a green highlighting in the history plot.

1.1.5. Set up the 3D simulation

1.1.5.1. Process definition

Generate a copy of the 2D process by activating it and right-clicking on it. In the context menu select **Copy > Copy without results**.

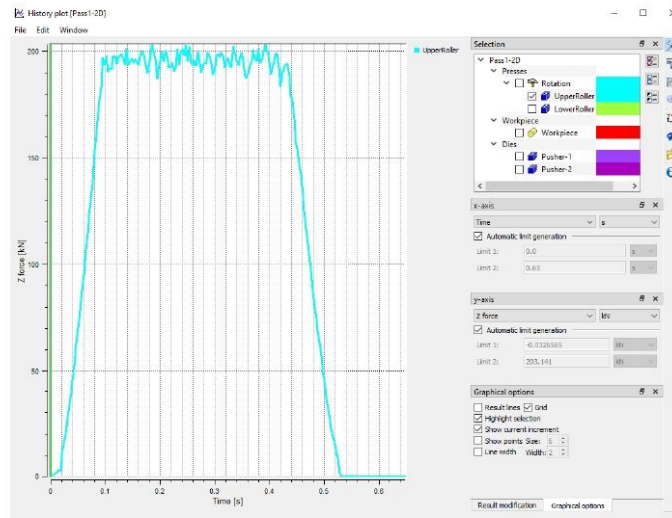


Figure 1.49. Simulated force for the UpperRoller

As you can see the curve is discontinuously. This is caused by the remeshing that is done several times (the nodes that stay in contact change during the remeshing).

Arrange the animation window and the history plot by clicking on **Window > Tile**. Manually resize and move the history plot, so that both windows are visible at the same time:

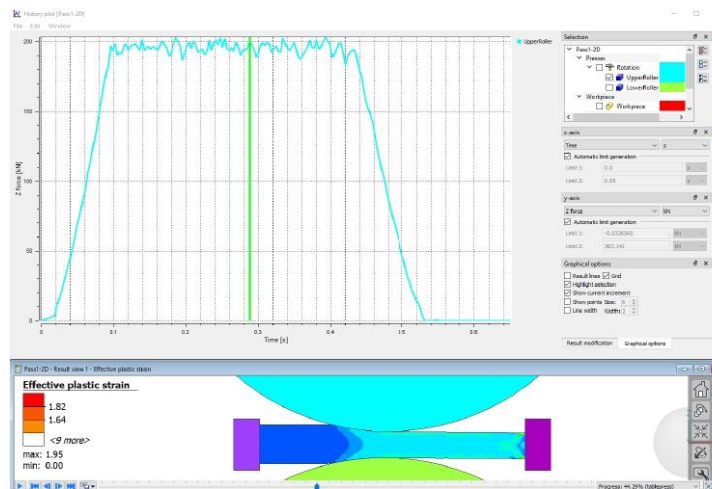


Figure 1.50. Arranged result and animation windows

Then you can select the tab **Graphical options** in the history plot window and activate the option **Result lines**.

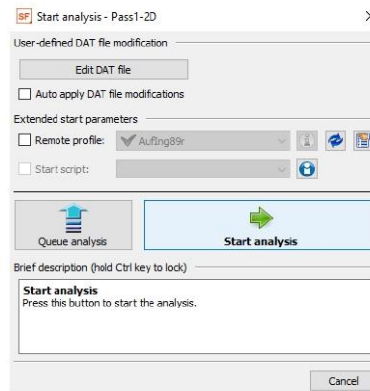


Figure 1.47. Start analysis

Start the analysis with click on **Start analysis**.

1.1.4. Postprocessing the 2D simulation

Open the result view by clicking on **Animation** or by double-clicking on **Results** in the **process tree**. In this process type the default result value is **effective plastic strain** when opening a new result view. By clicking on the title of the legend the result value can be changed.

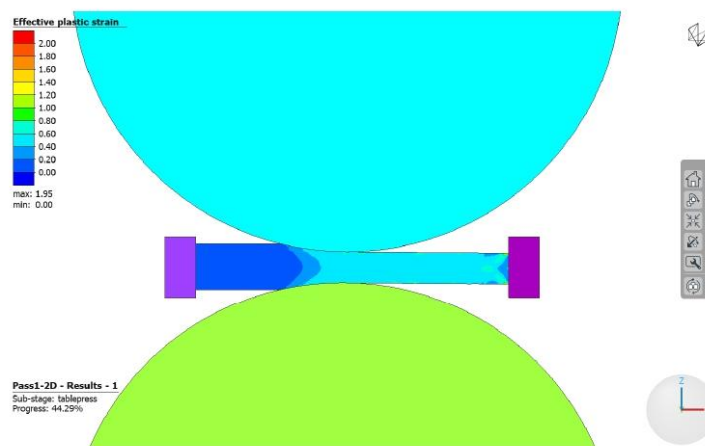




Figure 1.48. Animation of the result value effective plastic strain

By clicking on  you can start the animation.

The next step is to display the simulated rolling force for the `UpperRoller`. First you have to activate the `UpperRoller` by clicking on it in the **process tree**. Then you can create a history plot for the rolling force by clicking on :

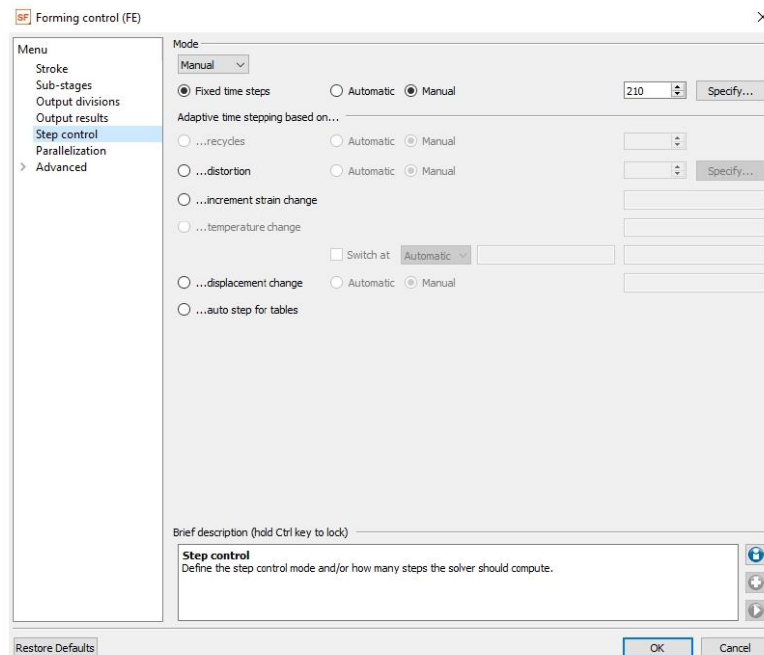



Figure 1.46. Step control

A **Fixed time step** of 210 is entered here under the **Mode Manual**. With this value, the movement of the rollers in one time step corresponds to about two thirds of the tangential element size of the rolling stock, so that a stable rolling simulation can be ensured.

1.1.3. Performing the 2D simulation

Before you start the simulation you should save the project. Then start the simulation by clicking on **Start analysis** . The button is located at the bottom of the Simufact Forming window. Now your simulation is checked for errors. If there are none, following dialog will appear:

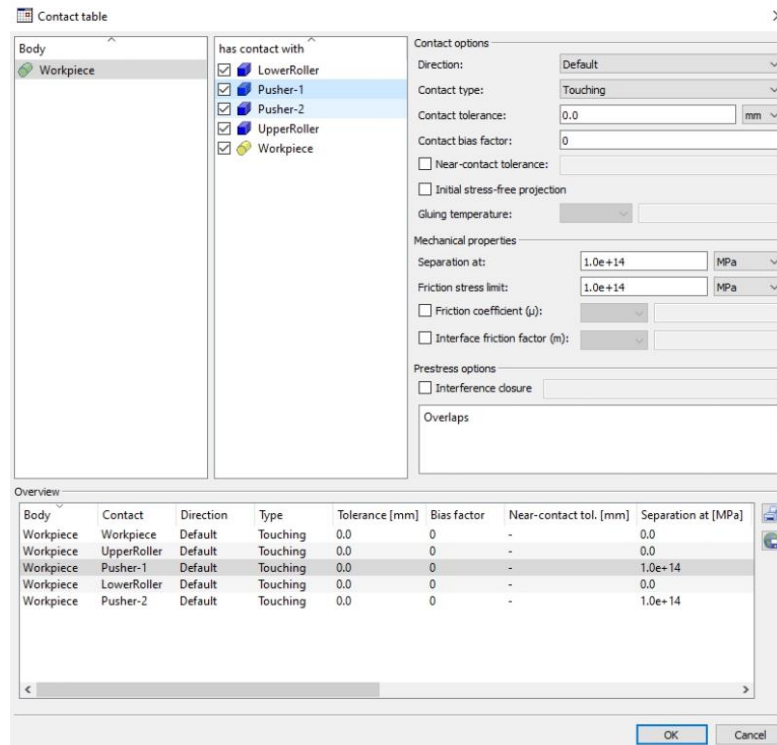


Figure 1.45. Contact table dialog

1.1.2.11. Definition of the step control

Finally, a reasonable step size should be selected for the simulation. To do this, double-click **Forming** in the **process tree**, switch to the **Step control** submenu and change the settings according to the following figure:

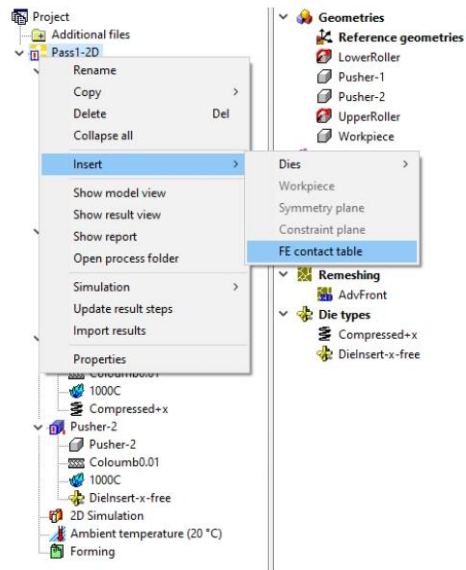


Figure 1.44. Inserting a contact table

The contact between the workpiece and the pushers and the rollers have to be defined manually. Therefore select **Workpiece** in the field **Body** and activate the pushers and rollers in the field **has contact with**. All **Contact options** can be left unchanged. Only the **Mechanical properties** of the pushers have to be modified. Set **Separation at** to $1.0e+14$. This entry prevents separation of the workpiece from the pushers. Please verify that the contact table as following looks like and finish the contact table dialog:

1.1.2.9. Meshing of the workpiece

To mesh the workpiece double-click on the mesh object in the **process tree**. This opens the mesh dialog that you can input the following settings:

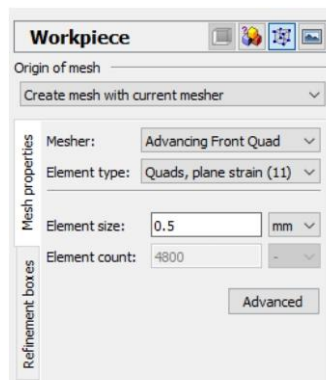


Figure 1.43. Mesh dialog

Start the meshing by clicking on **Create initial mesh**. Close the meshing dialog by clicking on **OK**. The question whether you want to use the initial mesh parameters for the remeshing has to be answered with **Yes**.

1.1.2.10. Definition of the contact between the pushers and the workpiece

The pushers have multiple functions in this model:

- They define the end planes of the workpiece from which the workpiece is not allowed to separate. Due to this fixation the length of the workpiece to be represented in the model can be shortened because the quasi-stationary state is reached more faster.
- They should push the workpiece into the rolling gap until the desired conditions are fulfilled. In every single pass the pusher behind the workpiece is used for this function.
- They position the workpiece at the beginning of a pass in front of the rolling gap.

To define the special contact conditions present in this process a **FE contact table** has to be added to the process. Right-click on the process name and select **Insert > FE contact table**:

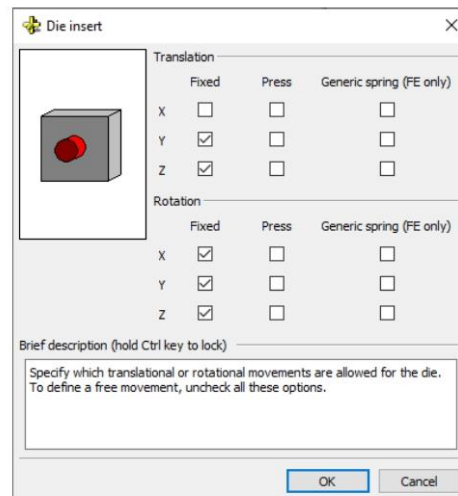


Figure 1.41. Setting for the die insert

Rename the die insert object to `DieInsert-x-free` and assign it to `Pusher-2`.

1.1.2.8. Defining the 2D cutting plane

Double-click on **2D Simulation** in the **process tree** to open the dialog for defining the 2D cutting plane. The cutting plane should automatically be in the workpiece center. If not, it can be positioned in the center of the workpiece via the button **Set to workpiece center**. Furthermore you have to enter a workpiece thickness to calculate the forces for the rollers. Enter the value here according to the figure below.

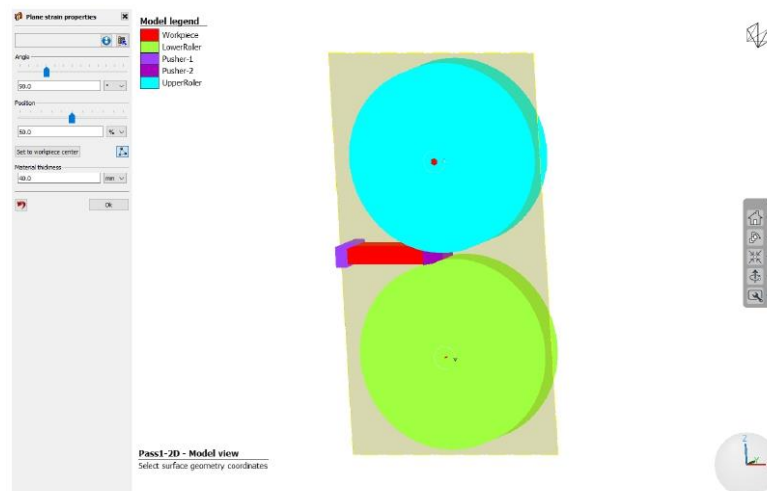


Figure 1.42. Defining the 2D cutting plane

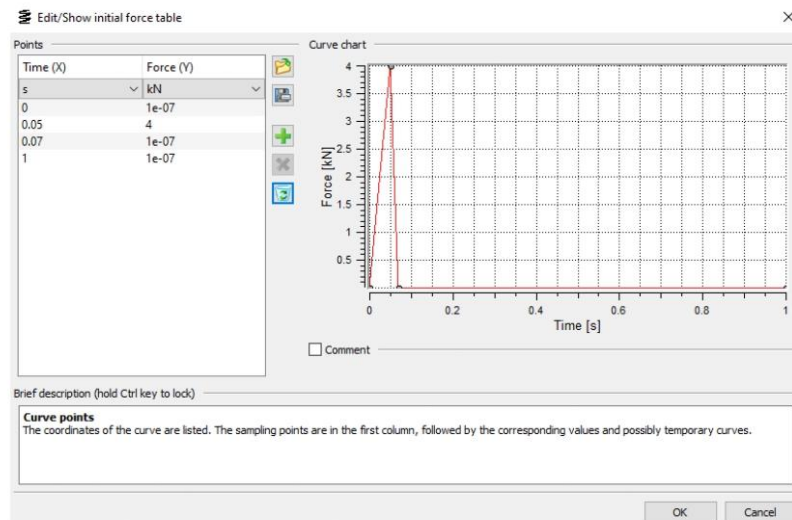


Figure 1.39. Spring properties: Initial force table

After entering all properties close the table and die spring dialog. Rename the die spring object to `Compressed+x` and assign it to the die `Pusher-1`.

In order that `Pusher-2` can follow the displacement of the workpiece, the degree of freedom in x-direction of it has to be enabled. To do this, right-click in the `object catalog` and choose `Die types > Die insert > Manual`, deactivate for the translation the fixation in x-direction:

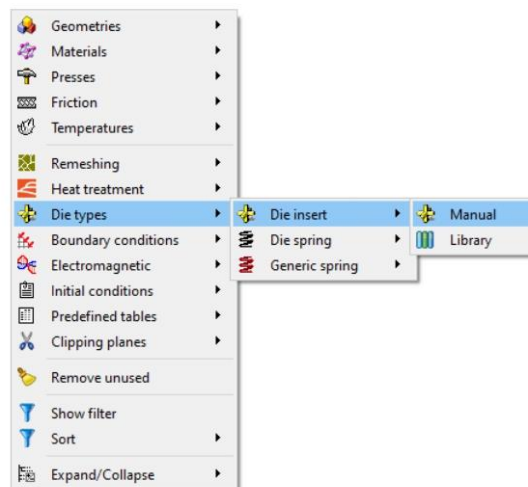


Figure 1.40. Opening the die insert dialog

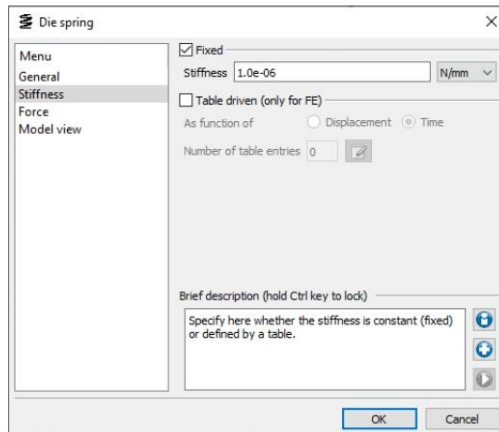


Figure 1.37. Spring properties: Stiffness

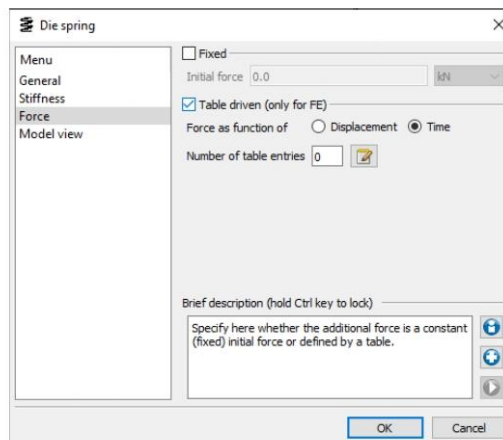


Figure 1.38. Spring properties: Force

1.1.2.7. Definition of the pusher kinematics

The pusher that pushes the workpiece into the rolling gap is controlled by a die spring. The die spring has a time-dependent force. Define a die spring by right-clicking in the **object catalog** and choosing **Die types > Die spring > Manual**:

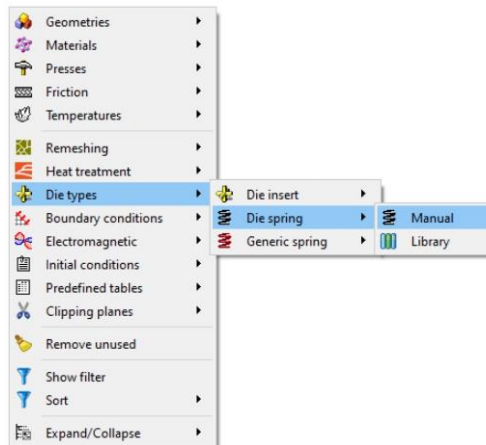


Figure 1.35. Opening the die spring dialog

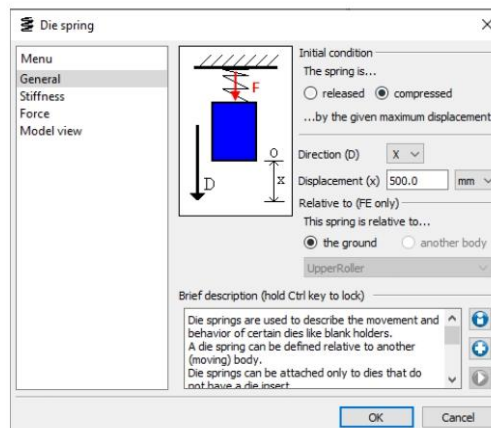


Figure 1.36. Spring properties: General

At first select the **Press type**: Tabular motion (translation & rotation):

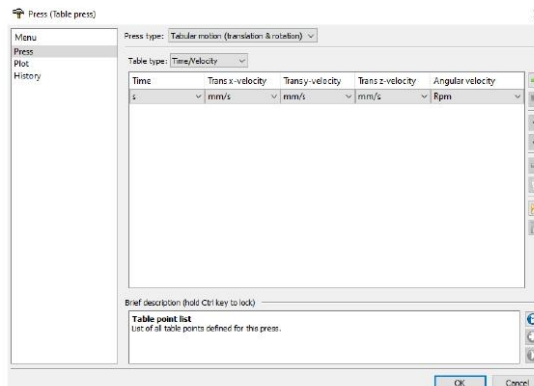



Figure 1.33. Press dialog

After choosing the press type a table appears, which you shall parameterize next. Define the time-dependent angular velocity. Add a new dataset by clicking on  in the table. By double-clicking on the entered values in the dataset they can be edited.

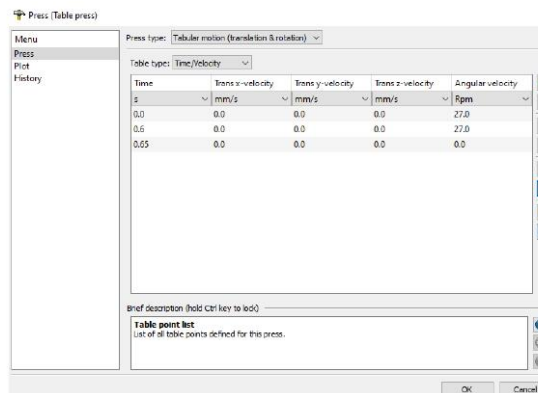



Figure 1.34. Definition of the angular velocity

Finish the dialog with **OK** and rename the created object in the **object catalog** to **Rotation**.

The assignment of the press object differs from the previous assignments. At first the press object is assigned to the process by drag&drop.

Then the rollers have to be linked with the press object. This can be done also via drag&drop. Take the dies **UpperRoller** and **LowerRoller** in the **process tree** and drop them to the press, so that both rollers are below the press in the hierarchy.

The definition of the roller kinematics is now finished.

The defined axis and rotation direction are now displayed in the model as long as the button  is activated:

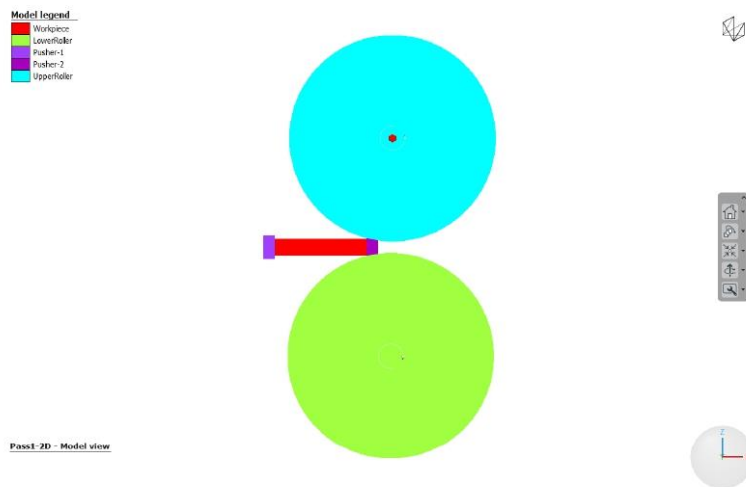



Figure 1.31. Model with defined rotation axes

In this figure the rotation directions are correct. If the rotation direction is not correct you can reopen the dialog to define the rotation axis and click on **Reverse direction**  to invert the rotation direction. Finish your change with **OK**.

To define the rotation speed, right-click on Presses in the **object catalog** and select **Manual** to open the press dialog.

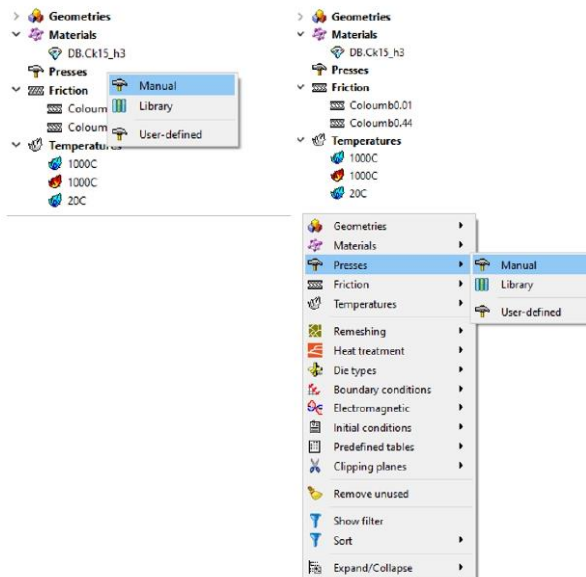


Figure 1.32. Open the press dialog

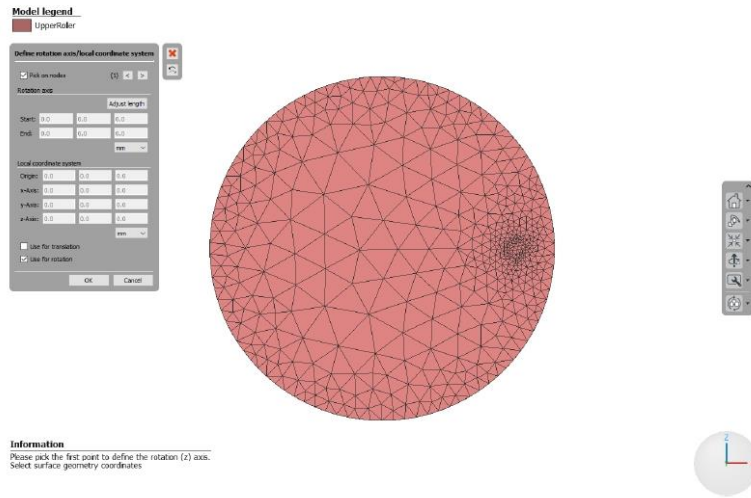


Figure 1.29. Dialog to define the rotational axis and the local coordinate system

Now you can select three nodes around the contour of the roller which should ideally have an angle of 120° to each other for reasons of accuracy when calculating the axis of rotation.



If you do not know the rotation direction just pick one. It can be changed easily afterwards.

The selected nodes are highlighted and the rotational axis with the rotation direction is shown:

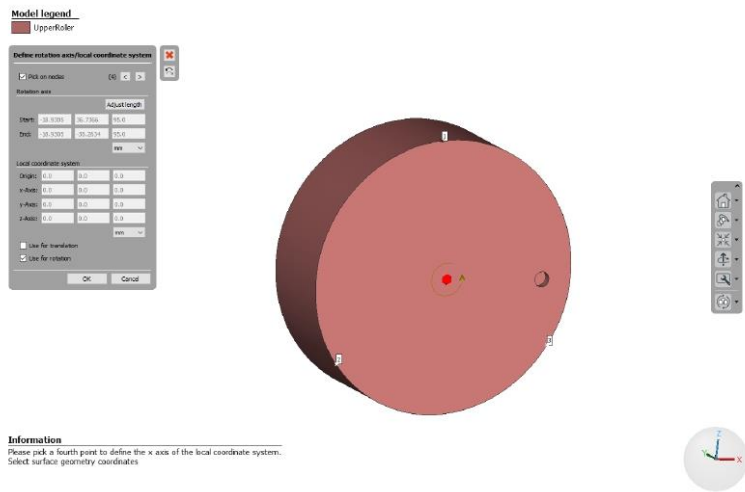


Figure 1.30. Defined rotational axis and rotation direction

Close the dialog with **OK**. Define the rotational axis for the `LowerRoller` in the same way.

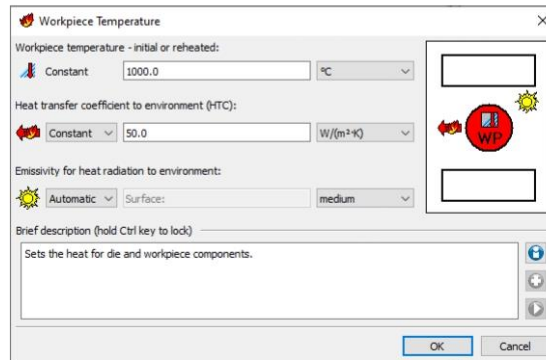


Figure 1.27. Workpiece temperature dialog

Drag&drop the created temperature object to the workpiece.

1.1.2.6. Definition of the roll kinematics

The definition of the roll kinematics is done in two steps:

- Definition of the rotational degree of freedom, the rotational axis and the positive sense of rotation
- Definition of the rotation speed.

At first a rotational axis is defined. Right-click on the geometry object of roller `UpperRoller` in the `process tree` or in the `object catalog` and choose **Rotation axis/local system**.

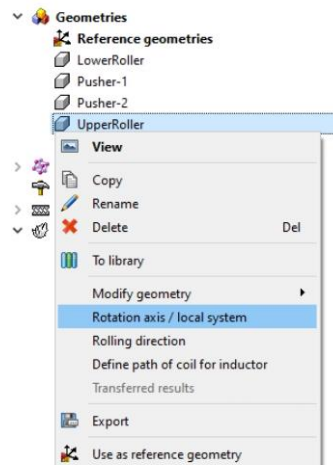



Figure 1.28. Opening the dialog to define the rotational axis and the local coordinate system

In the opening dialog you can illustrate the elements of the imported geometry by clicking . The following screen will appear:

Drag&drop the temperature object to the process name in the **process tree** to assign the temperature to all dies.

As you can see the pushers have been assigned the same initial temperature as two rollers of 20 °C. This would influence the forming process because the pushers cool down the contact zone to the plate. That is undesired and another die temperature object for the pushers have to be created. This can be done analogously to the previous step. Please create a die temperature object with an **Initial temperature** of 1000 °C and a **Heat transfer coefficient to workpiece** of 0 W/(m² K).

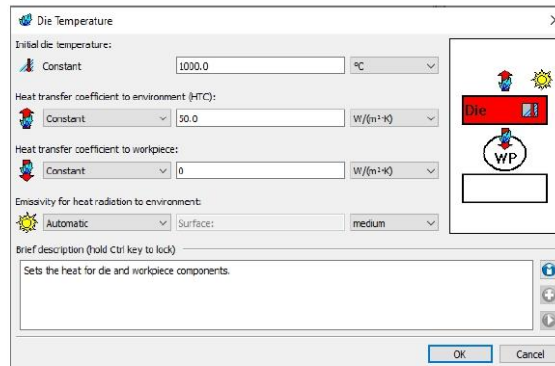


Figure 1.25. Die temperature object for pushers

Drag&drop this temperature object to the pushers. The old temperature object will be replaced.

Open the context menu by right-clicking on **Temperatures** in the **object catalog** and choosing **Workpiece > Manual**:

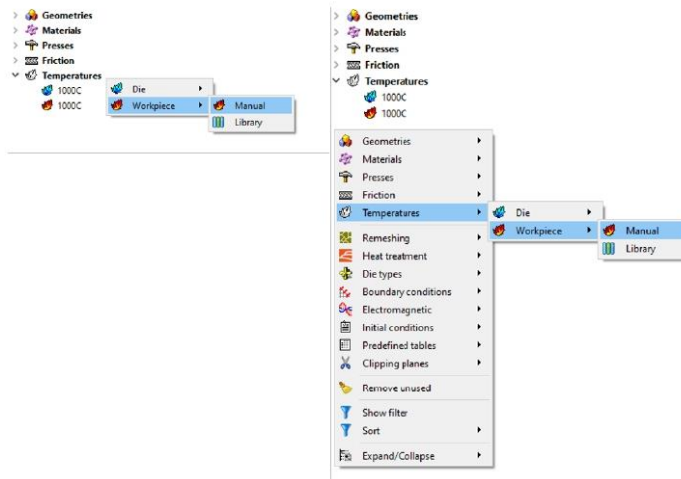


Figure 1.26. Opening the dialog to create the temperature object for the workpiece

Change the **Workpiece temperature** to 1000 °C, all other values do not require any modification. Close the dialog by clicking on **OK**.

It is possible to assign a friction object individually to a single die. This allows every single object have a different friction law.

Note that you can rename every object by right-clicking on it and selecting **Rename**. It is very helpful to use self-explanatory names. Especially if you have to handle a lot of objects.

1.1.2.5. Definition of the thermal properties

Please open the dialog for the die temperature by right-clicking on **Temperatures** in the **object catalog** and selecting **Die > Manual**:

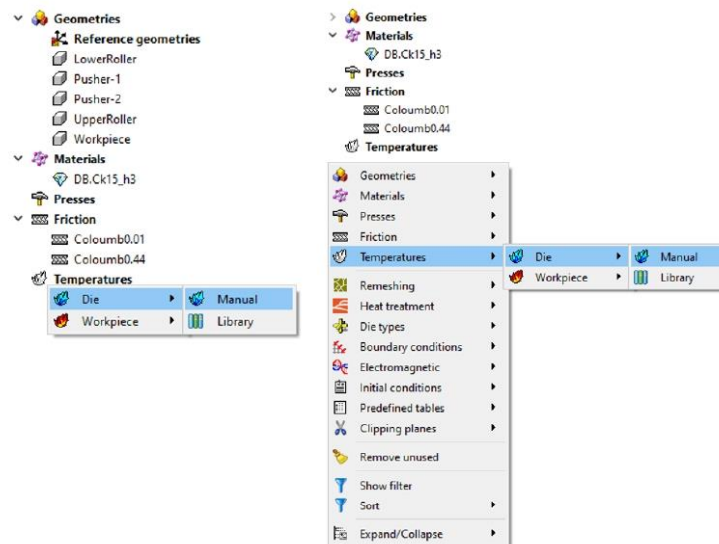


Figure 1.23. Opening of the die temperature dialog

All preset values can be taken over unchanged. You can finish the dialog by clicking on **OK**.

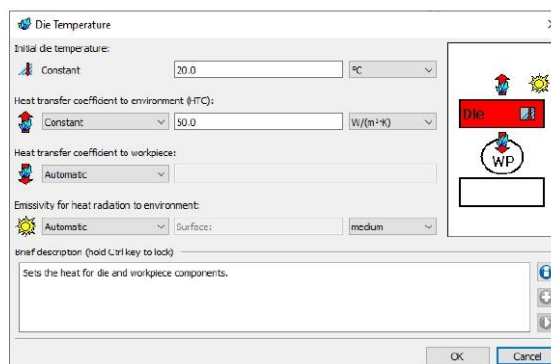


Figure 1.24. Die temperature dialog

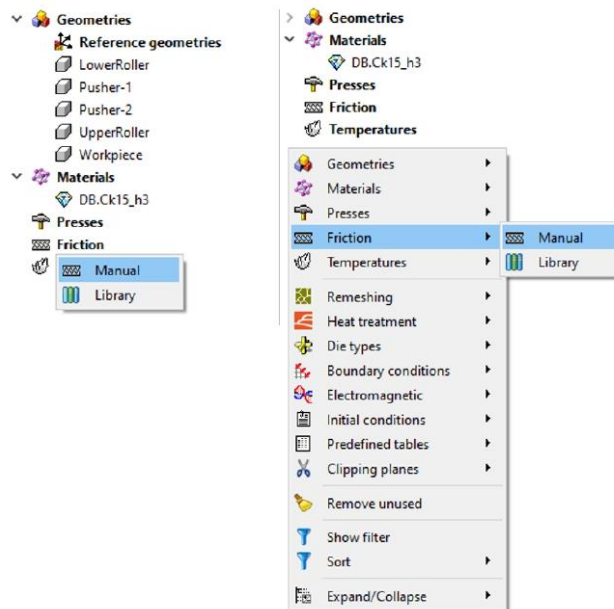


Figure 1.21. Open context menu to create a friction object

Change in the friction dialog to the **Specification mode** Manual. Activate the **Coulomb Friction law** by clicking on Coulomb and enter a **Friction coefficient** of 0.44. Accept and exit the dialog with **OK**.

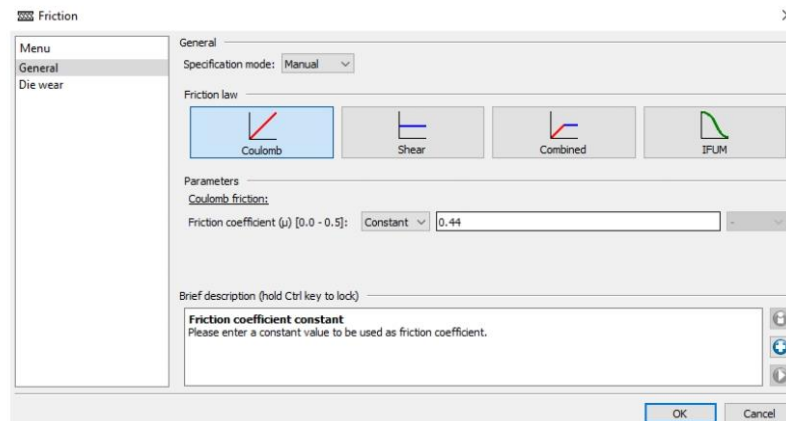


Figure 1.22. Friction dialog

Rename the new friction object to **Coulomb0.44** and drag & drop it to the process name to assign the friction object to all tools.

Define a second friction object and enter a **Friction coefficient** of 0.01 and name it **Coulomb0.01**. Assign this object to both pusher tools.

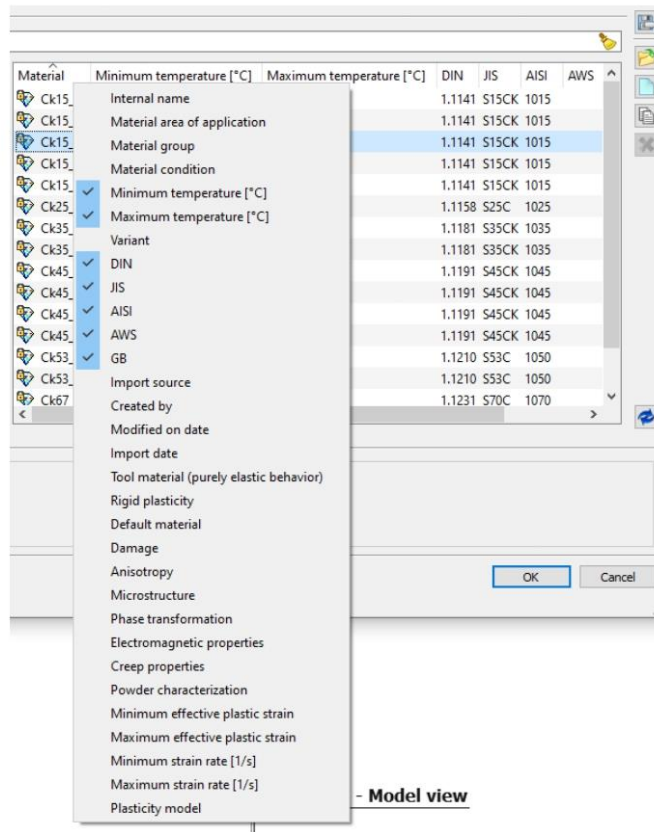


Figure 1.20. Opening a context menu to display more information about dataset

Finish the dialog by clicking on **OK**. You will now find the material in your **object catalog**. Using drag and drop you can assign the material to the workpiece.

1.1.2.4. Definition of friction

To add an object that defines the friction you have to right-click on **Friction** in the **object catalog** and choose **Manual**:

to select only datasets being categorized by AISI standards

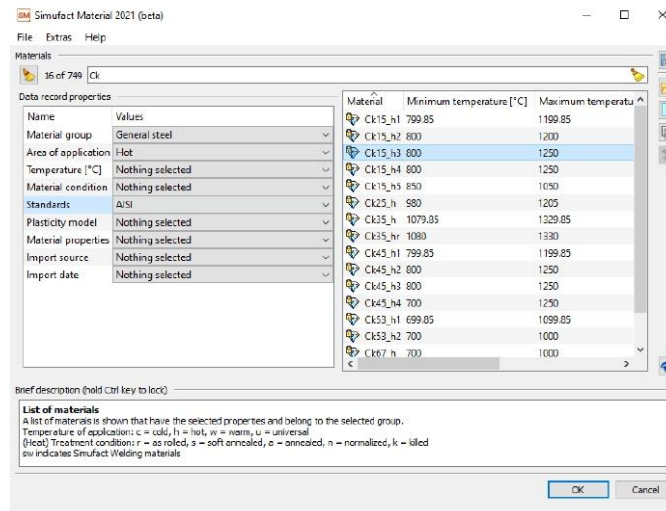


Figure 1.19. Material database

We pick the dataset of the Ck15_h3. This dataset contains material properties originating from MATILDA-database and is valid for a temperature range from 800°C to 1250°C. Please note that you can activate more data columns providing properties of each dataset by right-clicking on one of the column headers:

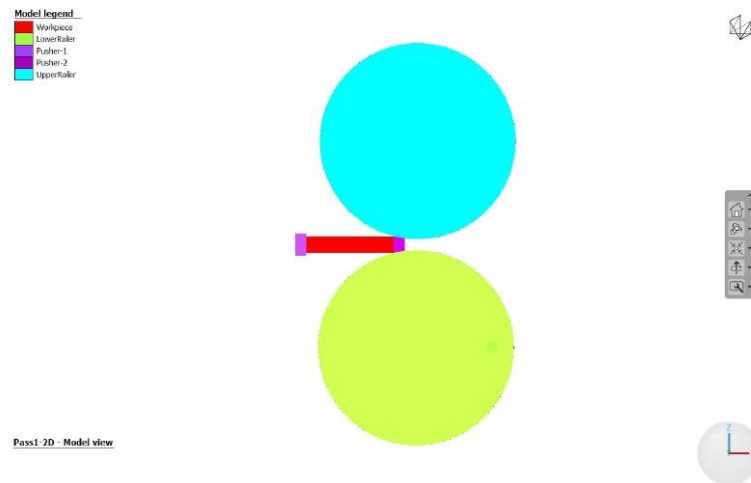


Figure 1.17. Model after positioning

1.1.2.3. Definition of the material properties

Open the material database by right-clicking on **Materials** in the **object catalog** and choose **Library**:

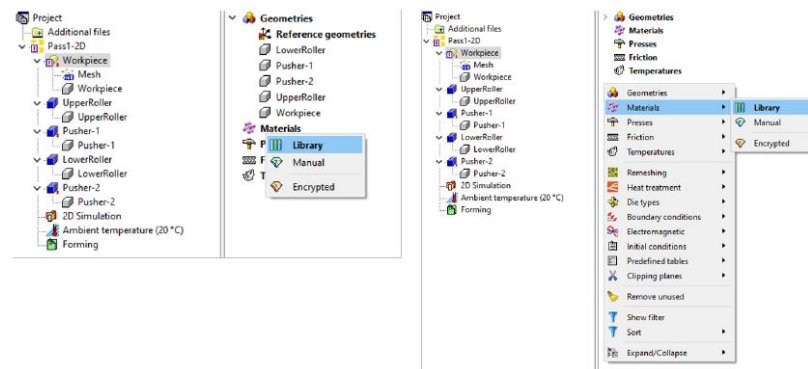


Figure 1.18. Opening the material database

A steel according to **AISI 1015** should be used. To find the correct dataset you can change the filter in the data record properties field and type in **ck**:

Area of application	Hot
	to select only datasets to be used in hot forming
Material group	General Steel
	to select only datasets to be used for general engineering purpose
Standards	AISI

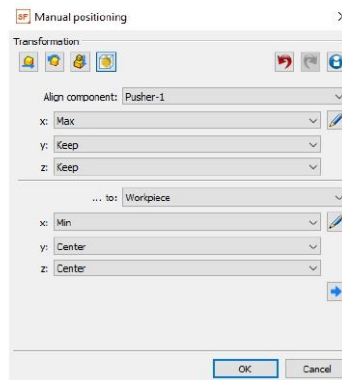



Figure 1.15. Bounding box alignment for Pusher-1

Start the positioning with  and close the dialog window with **OK**. The die *Pusher-2* will be positioned using the **Bounding box alignment**, too:

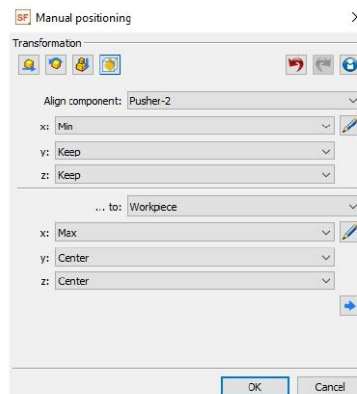


Figure 1.16. Bounding box alignment for Pusher-2

It is recommended to save the model again at this stage.

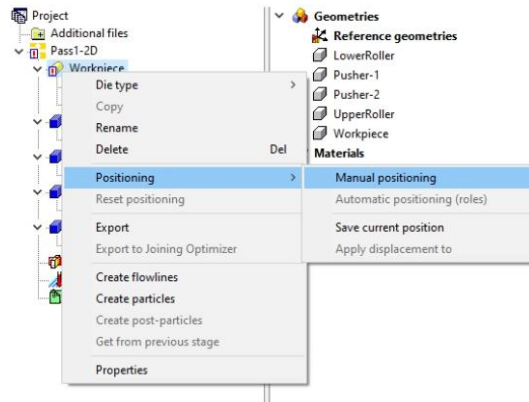


Figure 1.13. Calling the positioner

Select the **Gravity positioner** () and use the following settings:

- **Method:** Translational
- **Direction:** X

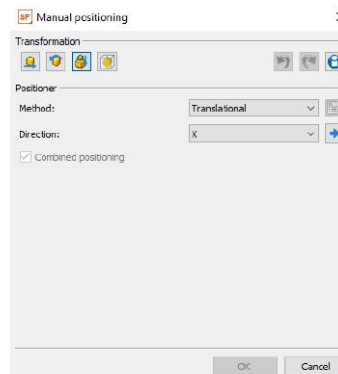




Figure 1.14. Gravity positioner

By clicking on the button  you can start the positioner. Now the workpiece will be positioned in positive x-direction until contact is found. After a short calculation time the workpiece is in contact with rollers. Click **OK** to save the new position and close the positioning dialog.

The die **Pusher-1** will be positioned using the **Bounding box alignment** (). It should be in contact with the workpiece. Please use the following settings:

This will open the tool dialog. There you can select the tool geometries for the rollers and pushers. By clicking on **OK** the tools are inserted in the **process tree** and the geometries are assigned in the same step.

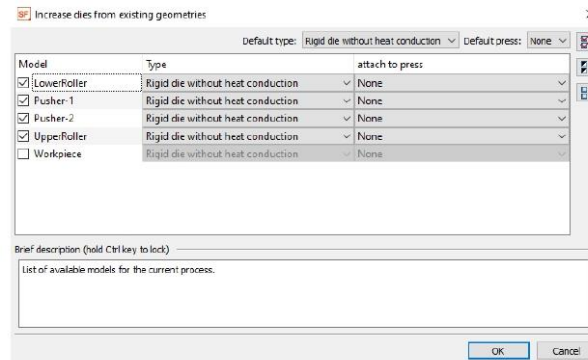


Figure 1.11. Tool dialog

The geometry of the workpiece can be assigned to the **process tree** directly. Use the drag & drop function to assign the geometry object from **object catalog** to the **process tree**.

Now the project should look like below. At the moment both pushers are at the same position.

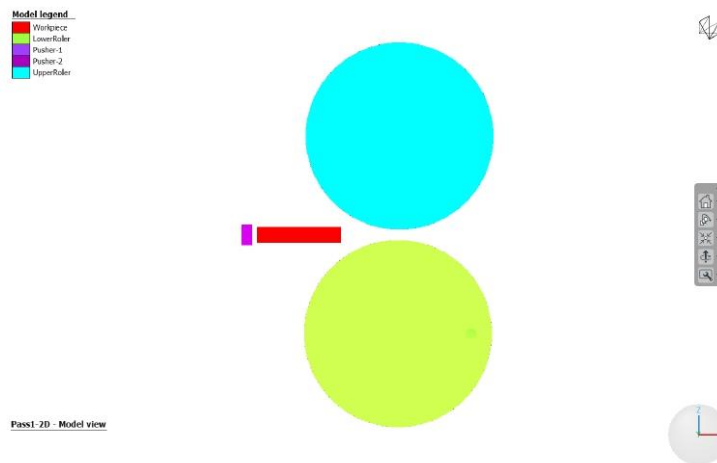


Figure 1.12. Project after assignment of the geometries

You will notice that there is no contact between the workpiece and the rollers or the pushers. To get a better stability and reduce the computation time there should be an initial contact.

Please save the model before you start the positioning so that it will be possible to recover the actual status.

Call the positioning dialog by right-clicking on the workpiece in the **process tree**:

When assigning a geometry from the **object catalog** to the **process tree** a renaming is automatically done. To provide a comprehensible structure you should check if the geometry objects are named meaningful otherwise rename them like this:

- UpperRoller#1 as UpperRoller
- LowerRoller#1 as LowerRoller
- Pusher#1 as Pusher-1
- Workpiece#1 as Workpiece

Copy the geometry object Pusher-1 using the following menu and leave the suggested name unchanged:

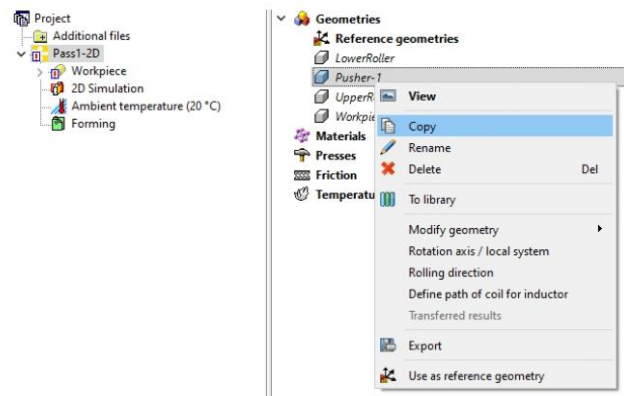


Figure 1.9. Copy of a die

Now the tools can be inserted and the imported geometries are assigned to the tools in the **process tree**. By right-clicking on the name of your process you can enter a context menu. Choose **Insert > Dies > from existing geometries**:

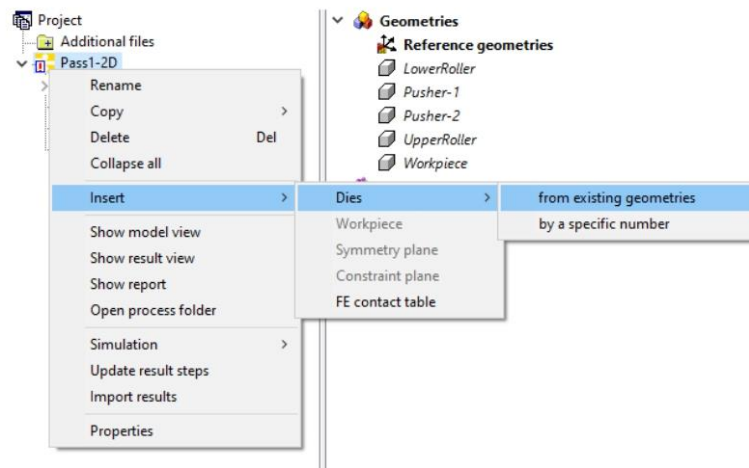


Figure 1.10. Inserting the dies

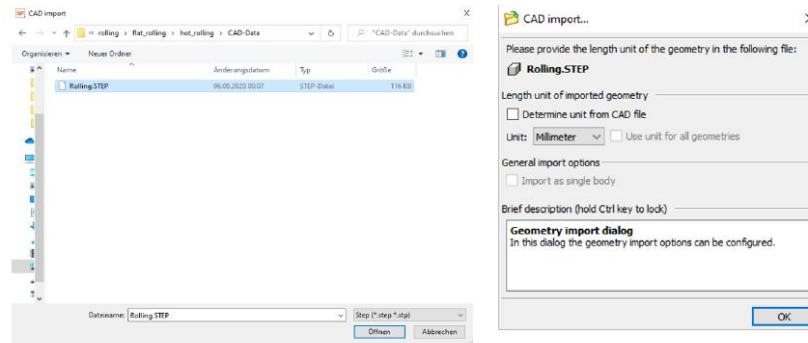


Figure 1.6. Import dialog

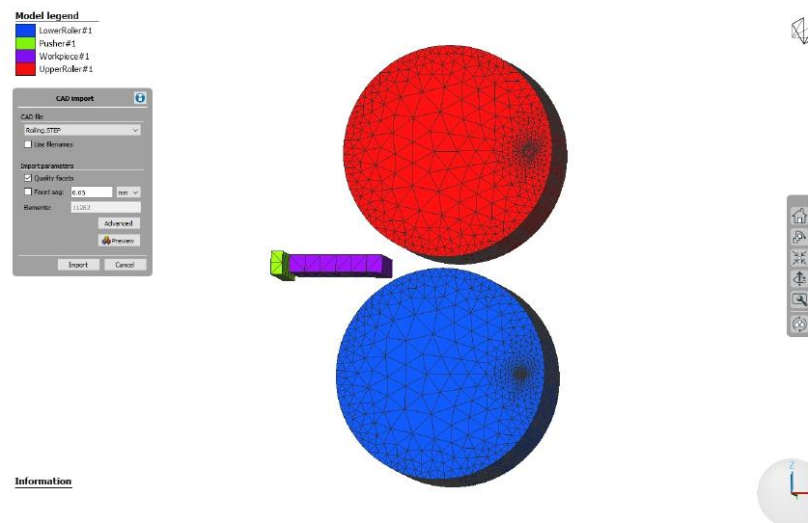


Figure 1.7. Import settings

After the import the following geometries appear in the **object catalog**.

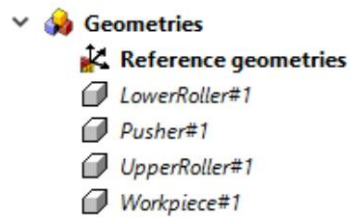


Figure 1.8. Object catalog with imported geometries

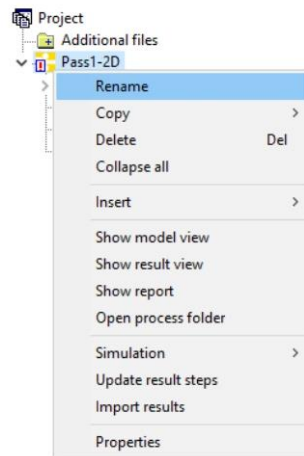



Figure 1.4. Renaming the process

Save the project by clicking on **Save project** .

1.1.2.2. Geometry definition

Right-click on **Geometries** in **object catalog** and select **Import CAD (Surface mesh)** or right-click in **object catalog** and select **Geometries > Import CAD (Surface mesh)** to call the CAD-Import dialog:

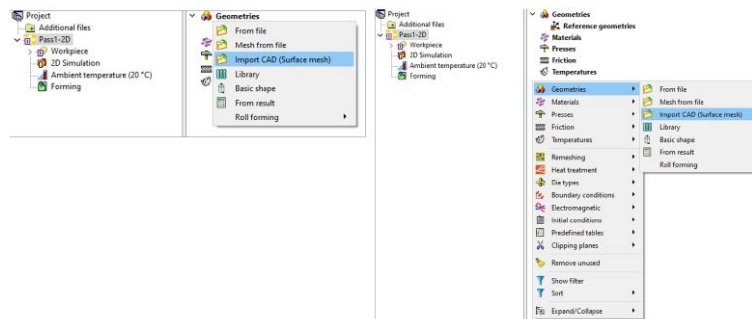


Figure 1.5. Call the import dialog

In the opening dialog select the **STEP-geometry data** in the folder `C:\Program Files\simufact\forming\2023.2\sfForming\examples\rolling\flat_rolling\hot_rolling\CAD-Data` and then import the geometries using the following settings:

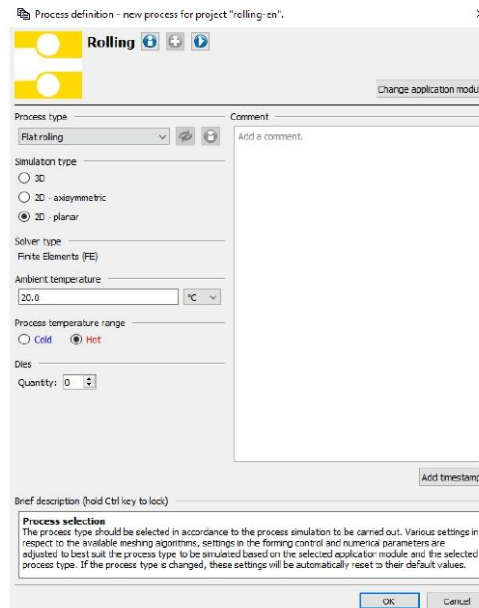


Figure 1.3. Process definition

Choose the following settings:

- **Process type:**

Flat rolling

- **Simulation type:**

2D - planar

- **Ambient temperature:**

20 °C

- **Process temperature range:**

Hot

- **Dies:**

0

Finish your input with **OK**.

Rename the process to `Pass1-2D`. In general it is not necessary to change the names but it is recommended to use self-explanatory names.

1.1.1. Process description and objective of the simulations

In this Finite-Element simulation a thick plate of 15 mm thickness is rolled in a single pass to 10 mm thickness. For this purpose, the CAD data provided are imported and the tool and process properties are assigned. During the simulation the rolling forces and the projected length shall be determined.

In this simulation no plug is used. Therefore, the rolling stock only has line contact with the rolls at first, which implies that the bite condition and the pass condition are not met. To get a sound surface contact in the rolling gap a pusher is used to press the slab in between the rolls and to keep the outer sides of the rolling stock flat. This means that a segment from the center of the real rolling stock is simulated. After the bite condition and the pass condition are met the rolls transport the workpiece based on the friction contact. From that point on the pusher has no influence on the simulation any more.

First a 2D - planar process is modeled. Afterwards the process is performed as a 3D simulation. Finally a second pass will be modeled as a 3D simulation.

When selecting the simulation type 2D - planar a plane strain state is supposed, i.e. the results in this direction are identical. This simplification can be done, if the geometry and the forming conditions are homogeneous in one of the three dimensions and the length of this dimension is much longer than the other two dimensions.

1.1.2. Set up the 2D simulation

Open Simufact Forming.

1.1.2.1. Process definition


Create a new project by clicking on **New Project** . This opens the selection of the application module.



Figure 1.2. Select application module

Select the application module **Rolling** and change to the process definition by clicking on **OK**.

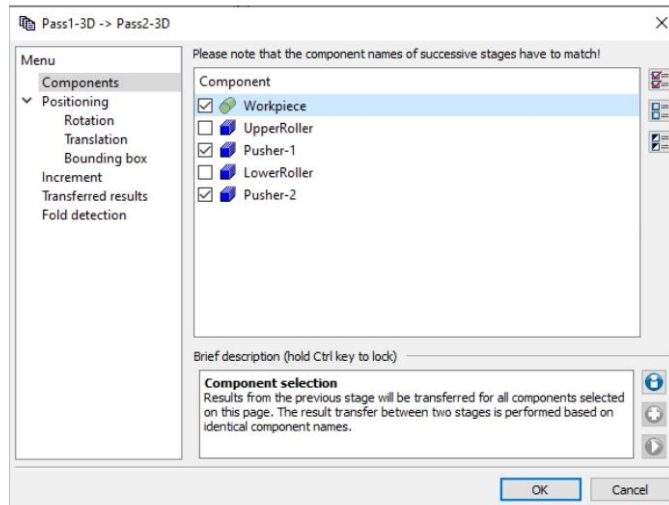


Figure 1.67. Dialog to select the object to be imported

In the tab **Positioning > Translation** enter for the workpiece a translation in the x-direction of 150 mm:

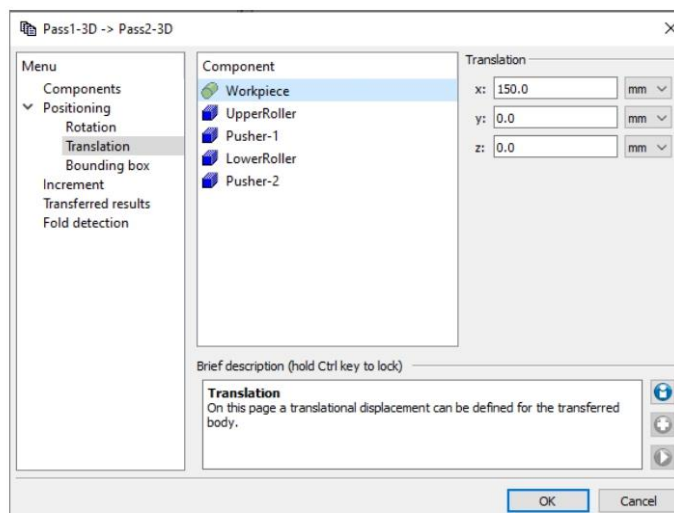



Figure 1.68. Translation during the import

Repeat the entry shown above for `Pusher-1` and `Pusher-2`. Save the project and start the simulation by clicking on `StageControl1` in the `process tree` to activate it and then clicking `Start analysis` .

1.1.10. Postprocessing of pass 2

The postprocessing of the variation is not described separately. It can be done like the postprocessing of a single simulation.