

**UNIVERSIDAD TECNICA FEDERICO SANTA MARIA
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA METALURGICA
Y DE MATERIALES**



**UNIVERSIDAD TECNICA
FEDERICO SANTA MARIA**

**Evaluación experimental de las propiedades mecánicas del acero
inoxidable 17-4PH fabricado por Atomic Diffusion Additive
Manufacturing**

**Trabajo de propuesta de memoria de titulación presentado en
conformidad a los requisitos y reglamentos requeridos para obtener el
título de Ingeniero Civil Metalúrgico**

**Profesora Guía: Alberto Monsalve
Profesor Patrocinador: Flavio De Barbieri**

**Martín Bizón
2022**

DEDICATORIA

A toda mi familia y mi polola por siempre ayudarme a realizar este trabajo y apoyarme incondicionalmente en todo.

AGRADECIMIENTOS

Agradecer al Profesor Alberto Monsalve por permitirme hacer este trabajo sobre un tema tan relevante como es la manufactura aditiva. Por su buena disposición a ayudarme y explicarme mis dudas. Y por ser un excelente docente, que explica la metalurgia con pasión.

Agradecer al Profesor Flavio De Barbieri por su apoyo en este trabajo y su excelente calidad como docente, enseñándome con peras y manzanas sobre propiedades mecánicas, índices de endurecimiento por deformación y el comportamiento mecánico de los materiales.

Agradecer a la Profesora Karem Tello, por su excelente disposición y calidad como docente para ayudarme siempre con mis dudas tanto de mi tesis como de asignaturas.

Agradecer a Rodrigo Galán y Favio Quijada, por su ayuda en este proyecto y amistad.

Le agradezco a todos los Profesores del DIMM por su gran vocación como docentes y como personas, no solo enseñándome conocimientos sino también valores y ética.

Agradecer también a todas las personas tanto de los laboratorios del DIMM, por su buena disposición siempre para ayudar y enseñarme a ocupar los equipos.

Agradecer a la Academia Politécnica Aeronáutica por su ayuda al momento de realizar los ensayos de tracción en sus instalaciones y por la excelente disposición de las personas que nos ayudaron.

Agradecer al Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile, y al laboratorio SIMET por darme la posibilidad de trabajar con manufactura aditiva y su ayuda al momento de realizar experimentos.

Agradecer al Centro de innovación FING de la Universidad de Santiago de Chile por fabricar las probetas de manufactura aditiva mediante ADAM.

Agradecer a la Industria Nacional Aeronáutica de Chile y su personal por facilitar la adquisición de la materia prima y el mecanizado de esta para fabricar las probetas.

RESUMEN

En la presente investigación se evaluaron las propiedades mecánicas de probetas de tracción de acero inoxidable 17-4PH, fabricadas mediante Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) y manufactura tradicional, ambas probetas tratadas mediante el tratamiento térmico H900 modificado. Los ensayos de tracción se realizaron a velocidades de cabezal de 0,1 mm/min, 2,5 mm/min y 10,0 mm/min, comparando las propiedades mecánicas resultantes de las probetas aditivas (MA) y las tradicionales (MT). Además, se estudió la densidad relativa de las probetas de MA, que fue de un 94.32%, la composición química de éstas y aspectos microestructurales.

Los ensayos de tracción dieron como resultado que las probetas de MA en promedio presentan un límite elástico de 1125 MPa, 1170 MPa y 1213 MPa a velocidades de cabezal de 0,1 mm/min, 2,5 mm/min y 10 mm/min respectivamente. Las probetas de MA fallaron antes de alcanzar el UTS, llegando a esfuerzos máximos de 1278 MPa, 1298 MPa y 1322 MPa respectivamente a las velocidades de cabezal mencionadas anteriormente. El promedio de todas las velocidades de tracción analizadas en probetas de MT alcanzó límites elásticos y esfuerzos máximos superiores en un 3,98% y 4,53% respectivamente. Respecto a la ductilidad de las probetas, esta fue la propiedad con mayor diferencia, dado que las probetas de MA alcanzaron en promedio un 2,28%, 1.72% y 1.52% a velocidades de cabezal de 0,1 mm/min, 2,5 mm/min y 10 mm/min respectivamente. Estos valores se encuentran muy por debajo, al compararlos con las probetas de MT, que alcanzaron una ductilidad en promedio de 12.57%, 12,10% y 12.68% a velocidades de cabezal de 0,1 mm/min, 2,5 mm/min y 10 mm/min respectivamente. Esta gran diferencia se debe a que las probetas de MA presentan, tanto en su superficie de fractura como en su microestructura, delaminaciones entre las capas, siendo éstas, un defecto de fabricación en el proceso de manufactura ADAM, las cuales actúan como grandes concentradores de esfuerzo que generan la falla prematura de la probeta.

Por último, al comparar los resultados obtenidos con los informados por Markforged, en cuanto a límite elástico y esfuerzo máximo, las propiedades obtenidas son levemente superiores a las informadas. Por el contrario, la mayor ductilidad alcanzada por las probetas MA fue de un 2.63% a una velocidad de cabezal de 0.1 mm/min, lo cual difiere en gran medida de lo que Markforged promueve, que es de un 6%.

ABSTRACT

In the present investigation, the mechanical properties of 17-4PH stainless steel specimens manufactured by Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) and traditional manufacturing, both specimens treated by modified H900 heat treatment, were evaluated. The tensile tests were carried out at strain rates of 0,1 mm/min, 2,5 mm/min and 10,0 mm/min, comparing the resulting mechanical properties of the additive (AM) and traditional (TM) specimens. In addition, the relative density of the AM specimens, which was 94,32%, their chemical composition and microstructural aspects were studied.

The tensile tests gave as a result that the AM specimens on average have an elastic limit of 1125 MPa, 1170 MPa and 1213 MPa at strain rates of 0.1 mm/min, 2.5 mm/min and 10 mm/min respectively. The AM specimens failed before reaching the UTS, reaching maximum stresses of 1278 MPa, 1298 MPa and 1322 MPa respectively at the strain rates mentioned above. The average of all the tensile speeds analyzed in TM specimens reached elastic limits and maximum stresses higher by 3,98% and 4,53%, respectively. Regarding the ductility of the specimens, this was the property with the greatest difference, given that the AM specimens reached an average of 2,28%, 1,72% and 1,52% at strain rates of 0,1 mm/min, 2,5 mm/min and 10 mm/min respectively. These values are well below, when compared to the TM specimens, which reached an average ductility of 12,57%, 12,10% and 12,68% at strain rates of 0,1 mm/min, 2,5 mm/min. min and 10 mm/min respectively. This great difference is due to the fact that the AM specimens present, both in their fracture surface and in their microstructure, delamination's between the layers, these being a manufacturing defect in the ADAM manufacturing process, which act as large concentrators of stress causing premature failure of the specimen.

Finally, when comparing the results obtained with those reported by Markforged, in terms of elastic limit and maximum stress, the properties obtained are slightly higher than those reported. On the contrary, the highest ductility achieved by the MA specimens was 2,63% at a strain rate of 0,1 mm/min, which differs greatly from what Markforged promotes, which is 6%.

TABLA DE CONTENIDOS

1. CAPITULO I: INTRODUCCIÓN.....	8
1.1 Prefacio.....	8
1.2 Planteamiento del problema.....	10
1.3 Hipótesis	10
1.4 Objetivos de la investigación.....	11
1.4.1 <i>Objetivo General.</i>	11
1.4.2 <i>Objetivos específicos.</i>	11
2. CAPITULO II: ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS.....	12
2.1 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación	12
2.1.1 <i>Revisión histórica de aceros inoxidables endurecibles por precipitación</i>	12
2.1.2 <i>Endurecimiento por precipitación</i>	13
2.2 Atomic Difussion Aditive Manufacturing	19
2.2.1 <i>Diseño</i>	20
2.2.2 <i>Impresión</i>	21
2.2.3 <i>Lavado</i>	23
2.2.4 <i>Sinterizado</i>	24
2.2.5 <i>Propiedades mecánicas esperadas de piezas fabricadas a base de filamento de acero inoxidable 17-4PH mediante ADAM</i>	25
2.2.6 <i>Microestructura y porosidades de piezas fabricadas a base de filamento de acero inoxidable 17-4PH mediante ADAM.</i>	27
2.3 Influencia de la velocidad de deformación en las propiedades mecánicas	29
3. CAPITULO III METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	32
3.1 Ensayo de tracción.....	32
3.2 Ensayo de dureza.	33
3.3 Picnometría.....	34
3.4 Espectrometría de emisión óptica.	35
3.5 Microscopia óptica.	36
3.6 Difracción de rayos X.	37
3.7 Microscopía electrónica de barrido.....	38
4. CAPITULO IV RESULTADOS Y DISCUSION	39

4.1	Objetivo general: Evaluar experimentalmente las propiedades mecánicas de aleaciones de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por Atomic Diffusion Additive Manufacturing con el objeto de comparar con aleaciones fabricadas por métodos convencionales.....	39
4.2	Objetivo específico N°1: Definir geometría, proceso de fabricación y tratamientos térmicos para probetas de tracción tradicionales y aditivas.	40
4.2.1	<i>Definir geometría y patrón de probeta para su fabricación mediante manufactura aditiva.</i>	40
4.2.2	Fabricar las probetas para pruebas de acero inoxidable 17-4PH mediante manufactura aditiva Atomic Diffusion Additive Manufacturing incluyendo el tratamiento térmico.	42
4.2.3	Fabricar las probetas para pruebas de acero inoxidable 17-4PH mediante manufactura convencional incluyendo el tratamiento térmico.....	46
4.2.4	Tratamiento térmico H900 modificado.....	48
4.3	Objetivo específico N°2: Evaluar las propiedades mecánicas a distintas velocidades de deformación, propiedades físicas y aspectos microestructurales.	51
4.3.1	<i>Ensayos de dureza.</i>	51
4.3.2	<i>Densidad relativa.</i>	53
4.3.3	<i>Microscopía óptica.</i>	54
4.3.4	<i>Microscopía electrónica de barrido.</i>	62
4.3.5	<i>Difracción de rayos X.</i>	68
4.3.6	<i>Ensayo de tracción.</i>	70
4.4	Objetivo específico N°3: Realizar un análisis comparativo de los resultados obtenidos.	77
4.4.1	<i>Limite elástico</i>	77
4.4.2	<i>Esfuerzo Máximo</i>	79
4.4.3	<i>Elongación a rotura</i>	81
5.	CAPITULO V: CONCLUSIONES.....	84
6.	REFERENCIAS.....	86
7.	ANEXOS A: Marco Teórico.	88
8.	ANEXOS B: Resultados y discusión.....	91

CAPITULO I: INTRODUCCIÓN

1.1 Prefacio

El desarrollo de nuevos métodos de fabricación de piezas metálicas es motivado a causa de una creciente demanda de piezas de altos requerimientos (geometría compleja, propiedades mecánicas específicas, materiales específicos, etc.). Debido a esto, métodos convencionales (fundición, mecanizado, forja, etc.) para la fabricación de estas piezas no cumplen los requerimientos o se vuelven engorrosos, aumentando los costos, el tiempo de fabricación y en algunos casos, sacrificando la calidad de la pieza final al tener que, por ejemplo, subdividir la pieza en secciones para fabricar por separado cada una de las secciones y luego unir las para generar la pieza. Esta problemática se ve resuelta al emplear métodos como la manufactura aditiva (MA), cuyos procesos son automatizados y permiten de manera simple, fabricar las piezas de geometría compleja en cortos períodos de tiempo. Además de esto, la manufactura aditiva es un proceso más amigable respecto a los métodos convencionales al presentar una mejor eficiencia energética y reducir la pérdida de materia prima [1] [2].

Un aspecto relevante respecto a la MA es que ésta mantiene los costos de fabricación por unidad independiente del volumen de producción, razón que favorece este tipo de procesos para volúmenes de fabricación pequeños o medianos, haciéndolo una alternativa costo-efectiva más atractiva respecto a procesos convencionales, los cuales a medida que se reduce el volumen de producción, los costos de fabricación aumentan considerablemente. Debido a esto y a las cualidades explicadas anteriormente, la MA es principalmente aplicada en industrias de alto rendimiento con volúmenes de producción pequeños o medianos como por ejemplo en la industria biomédica, automovilística y la industria aeroespacial, en la cual se prevé que tenga un gran impacto en el mercado repuestos y piezas, ahorro de costos, ahorro de energía y reducción de emisiones de CO₂ como se puede apreciar en la Figura 1- 1 [3].

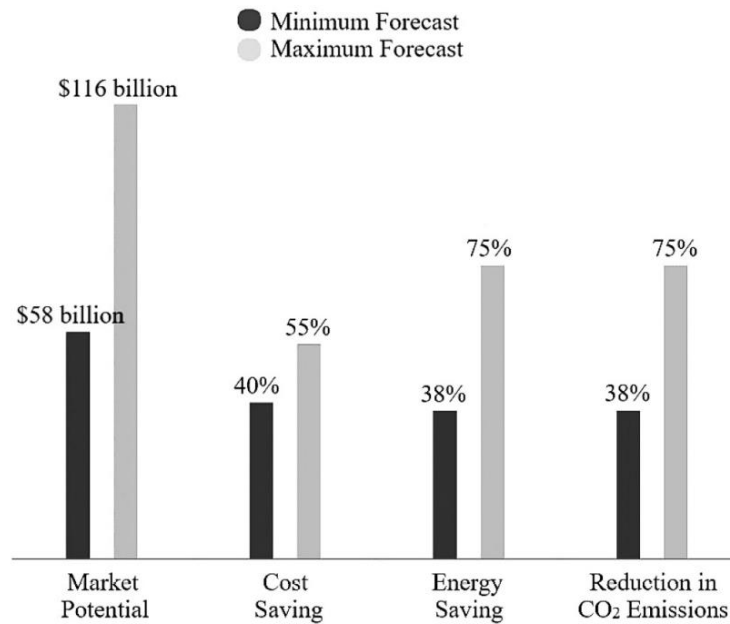


Figura 1- 1: Beneficios esperados de la manufactura aditiva en la industria aeroespacial hasta el año 2025 [3].

Un método recientemente desarrollado, caracterizado por ser una alternativa económica y amigable con el usuario es “Atomic Diffusion Additive Manufacturing” (ADAM), de la compañía norteamericana Markforged, la cual comercializa este proceso como “Metal X System”. Éste se basa en la extrusión de un filamento compuesto de un revestimiento polimérico, una resina que actúa como aglomerante y el polvo metálico de la aleación deseada. Este filamento se deposita de manera continua sobre la estación de trabajo, generando la pieza previamente modelada capa por capa, una vez terminado la pieza es sometida a un proceso de lavado en donde se extrae gran parte del polímero de la pieza. Por último, la pieza es sinterizada generando una pieza metálica completamente sólida y lista para su uso [4].

El presente trabajo propone la evaluación experimental de las propiedades mecánicas de probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por ADAM, y la comparación de éstas con probetas fabricadas a partir de metodología convencional, caracterizándose las propiedades mecánicas a tres velocidades de deformación, determinándose: tensión a rotura, esfuerzo de fluencia, tenacidad y elongación a fractura. Además, se medirá dureza y se estudiarán aspectos microestructurales tales como fases presentes, precipitados, porosidades y aspectos físicos como la densidad relativa.

1.2 Planteamiento del problema

La manufactura aditiva (MA) es el siguiente nivel evolutivo de los procesos de fabricación, permitiendo fabricar de manera simple, eficiente y precisa piezas que mediante métodos convencionales serían dificultosas o en algunos casos imposibles de realizar. Por otro lado, en la MA, el costo por unidad permanece constante independiente del volumen de piezas a fabricar, a diferencia de la manufactura convencional (MC), donde la cantidad de piezas influye en gran medida en el costo por unidad. También, debido a su gran versatilidad y adaptabilidad es posible su aplicación en gran parte de los sectores industriales actuales y de la generación de futuros a partir de ésta como el mercado espacial.

Estos nuevos procesos de fabricación podrían generar grandes beneficios en sectores productivos en Chile. Una aplicación posible de estos nuevos procesos sería la fabricación de repuestos para la industria aeroespacial, en específico, repuestos esenciales para el funcionamiento de aeronaves comerciales y militares, cuyo almacenamiento y cuidados en tierra presentan elevados costos al tener que mantener principalmente los motores y otros elementos diseñados para un uso recurrente en condiciones óptimas.

1.3 Hipótesis

Es posible analizar cuantitativamente, a través de ensayos de tracción el comportamiento mecánico de la aleación 17-4PH, con el fin de comparar dos procedimientos de fabricación: manufactura aditiva y manufactura tradicional, con el fin de validar la técnica de MA como procedimiento de fabricación.

1.4 Objetivos de la investigación

1.4.1 Objetivo General.

Evaluar experimentalmente las propiedades mecánicas de aleaciones de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por Atomic Diffusion Additive Manufacturing con el objeto de comparar con aleaciones fabricadas por métodos convencionales.

1.4.2 Objetivos específicos.

1. Definir geometría, proceso de fabricación y tratamientos térmicos para probetas de tracción tradicionales y aditivas.
2. Evaluar propiedades mecánicas a distintas velocidades de deformación, propiedades físicas y aspectos microestructurales.
3. Realizar un análisis comparativo de los resultados obtenidos.

CAPITULO II: ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS

2.1 Aceros inoxidables endurecibles por precipitación

2.1.1 Revisión histórica de aceros inoxidables endurecibles por precipitación

Los aceros inoxidables endurecibles por precipitación (aceros inoxidables EPP) comenzaron a desarrollarse en los inicios de la Segunda Guerra Mundial por la corporación norteamericana “United States Steel Corporation”, las investigaciones de estos aceros eran con finalidades bélicas principalmente dado el contexto de la época. El objetivo de éstas era desarrollar aleaciones con mejores propiedades mecánicas, mayor ductilidad para procesos de conformado y una mayor resistencia la oxidación y corrosión respecto a los aceros inoxidables clásicos. El resultado de estas investigaciones fue una nueva familia dentro de los aceros inoxidables, la familia de los EPP que cumplen con las características anteriormente mencionadas y además mantienen tanto la resistencia a la corrosión como las propiedades mecánicas incluso a altas temperaturas. Estas características de los aceros inoxidables EPP los hacen idóneos para su uso en la fabricación de aeronaves de guerra o transporte, utilizándose principalmente en componentes de motores, álabes de turbinas y engranajes entre otros [5] [6].

En esta nueva familia de aceros inoxidables se encuentran tres categorías dependiendo de su microestructura, las cuales son: acero inoxidable austeníticos EPP; aceros inoxidables martensíticos EPP; aceros inoxidables semi - austeníticos EPP. Dentro de estas categorías se encuentran las siguientes aleaciones con sus respectivas composiciones químicas que se pueden apreciar en la Tabla 2 - 1.

Tabla 2 - 1: Composiciones químicas de aleaciones de acero inoxidable austeníticos, martensíticos y semi - austeníticos EPP (endurecibles por precipitación) [6].

Elemento (%)	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	Otros
Aceros inoxidables Austeníticos EPP									
19-9 Mn (HNM)	0,30	3,50	0,30	0,03	0,50	19,00	9,50	-	
17-14 Cu Mo PH	0,12	0,75	0,20	0,01	0,50	16,00	15,00	3,00	Mo=2,5 / Nb =0,5/ Ti=0,25
17-10 PH	0,12	0,75	0,30	0,03	0,60	17,00	10,00	-	
Aceros inoxidables Martensíticos EPP									
17-7 Ti PH(W)	0,07	0,50	0,10	0,01	0,60	17,00	7,00	-	Ti =0,7 / Al =0,2
17-4 PH	0,07	0,25	0,20	0,01	0,60	16,00	4,00	5,00	Nb= 0,25
Aceros inoxidables Semi-Austeníticos EPP									
17-7 Al PH	0,07	0,60	0,02	0,01	0,40	17,00	7,00	-	Al= 1,15
16-4 Mo	0,10	0,80	0,02	0,01	0,25	16,50	4,30	-	Mo= 2,75 / N=0,1
15-4 Mo	0,13	0,95	0,02	0,01	0,25	15,50	4,30	-	Mo= 2,75/ N=0,2
15-7 Mo PH	0,07	0,60	0,02	0,01	0,40	15,00	7,00	-	Mo= 2,2 / Al=1,15
15-8 Mo PH	0,03	0,10	0,01	0,01	0,10	15,00	8,00	-	Mo=2,5 / Al=1,0

La gran cantidad de elementos aleantes que contienen estos tipos de aceros incrementa considerablemente su costo, sin embargo, estos elementos aleantes aportan distintos beneficios. El cromo, elemento alfégeno que estabiliza la fase ferrita tiene como beneficio principal el aumentar la resistencia a la oxidación y corrosión, debido a que al estar éste disuelto en solución, forma una capa pasivante de óxido cromo (Cr_2O_3) la cual aísla el acero eléctricamente del ambiente. Por otro lado, la presencia de níquel el cual es un elemento gammágeno contribuye a suprimir la formación de ferrita- δ , aumenta la tenacidad de estos aceros y además promueve la formación de precipitados. La proporción entre el cromo y níquel presente en estas aleaciones define la microestructura final. Para ello justamente, se define la razón cromo/níquel, que indica la microestructura final que presentará. En la medida que aumenta la razón tiende a formar una matriz martensítica y por el contrario, cuando decrece tiende a formar una matriz austenítica [5].

Respecto a otros elementos aleantes, cabe mencionar al cobre, titanio, aluminio y niobio presentes en estas aleaciones, éstos principalmente y en conjunto con un tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento artificial precipitan en la matriz formando precipitados, los cuales distorsionan la matriz anclando dislocaciones, lo que ocasiona un aumento tanto en las propiedades mecánicas como en la dureza, sacrificando levemente la ductilidad de la aleación.

2.1.2 Endurecimiento por precipitación

El endurecimiento por precipitación es empleado en el endurecimiento de aleaciones de aluminio, magnesio y aceros inoxidables entre otros. Para generar el endurecimiento por precipitación, el primer paso es calentar la aleación lo suficientemente alto para lograr que determinadas cantidades de elementos aleantes estén disueltos en la matriz o en solución sólida. Cabe destacar que la fase presente a altas temperaturas debe tener una solubilidad considerablemente mayor a la que se transforma a bajas temperaturas. Luego es enfriada rápidamente o templada para generar una sobresaturación de los elementos aleantes en la matriz. Por último, ésta es calentada nuevamente a una temperatura intermedia generando que la matriz rechace los elementos aleantes, los cuales forman precipitados finos que distorsionan la estructura cristalina [7].

Estas partículas finas dispersas por la matriz interactúan con las dislocaciones presentes al oponer resistencia al movimiento de éstas como se puede apreciar en la Figura 2 - 1. Se puede observar que para que la dislocación sobrepase a la partícula, ésta tiene dos posibilidades. La primera es atravesar directamente la partícula para luego continuar por la

matriz y la otra opción es rodear completamente generando un “loop” de la dislocación. Estos fenómenos justamente son los que generan el endurecimiento de la aleación al restringir el movimiento de las dislocaciones [7].

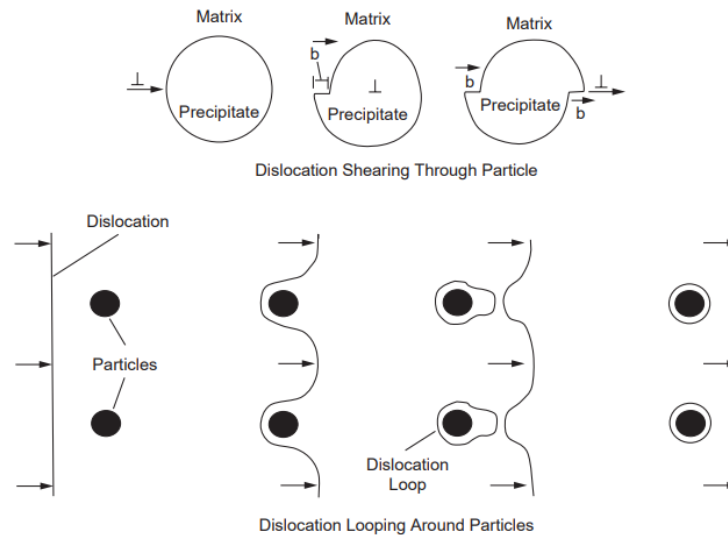


Figura 2 - 1: Ilustración que ejemplifica la interacción que sucede entre los precipitados finos y dislocaciones presentes en una determinada matriz. Como se puede apreciar para que la dislocación avance sobre la partícula tiene dos opciones. La primera es atravesar la partícula completamente y la segunda es que ésta la rodee toda la partícula generando un “loop” alrededor de la misma para luego poder continuar por la matriz [7].

Este fenómeno en aceros inoxidable EPP, es generado a partir de una serie de tratamientos térmicos que ocasionan la sobresaturación y posterior precipitación de elementos aleantes contenidos en este acero en la matriz martensítica. Este tipo de tratamiento térmico consta de una primera etapa un tratamiento térmico de solución, seguida por un temple al aire, gracias a la alta templabilidad de esta aleación. Una vez templada la pieza, ésta es sometida a un tratamiento de envejecimiento artificial el cual genera el fenómeno de endurecimiento por precipitación.

2.1.2.1 Tratamiento térmico de solución

Este tratamiento térmico es el primer paso para poder lograr el endurecimiento por precipitación, para ello la aleación endurecible es calentada a una temperatura lo suficientemente alta para lograr que los elementos aleantes presentes en ésta, se disuelvan en la matriz y estén en forma de solución sólida. La temperatura a la cual se realiza este tratamiento está determinada por las temperaturas límites presentes en la aleación y en el caso de aceros, debe ser por debajo de la temperatura eutectoide. Por otro lado,

dependiendo de la inhomogeneidad o segregación que presente la aleación en su microestructura, ésta tendrá que estar entre 1 minuto como mínimo y hasta 20 horas como máximo, para de esta manera poder homogenizar la distribución de los elementos aleantes en la misma. Es necesario tener un control minucioso de la temperatura, debido a que si la temperatura es demasiado alta y llegase a fundir microconstituyentes que usualmente se localizan en los bordes de grano, podrían arruinar completamente la pieza debido al fenómeno de agrietamiento en caliente [7].

En conclusión, la finalidad de este tratamiento térmico es generar que los elementos aleantes estén presentes en la aleación en forma de solución sólida, para posteriormente ser sometidas a un enfriamiento rápido (temple) el cual como se explica más adelante genera una sobresaturación de éstos [8].

2.1.2.2 Temple

El temple es un proceso de enfriamiento rápido desde la temperatura de austenizado hasta por debajo de la línea “Ms” (Martensita Start), cuya finalidad es generar a partir de la fase austenítica presente una cantidad controlada de martensita en la microestructura final. Esta fase es deseada para que la aleación presente una mayor dureza, esfuerzo de fluencia y UTS, definiéndose éste último como el esfuerzo máximo que un material alcanza al ser traccionado. Por otro lado, al formar esta fase en la aleación se sacrifica ductilidad y tenacidad, debido a que esta al estar recién formada “fresca”, es una fase dura y frágil. Es por ello por lo que es indispensable un tratamiento térmico posterior, que permita aliviar las tensiones dentro del material y revenir la martensita fresca para aumentar su ductilidad y tenacidad.

Para que el temple sea exitoso, es fundamental tomar en consideración la templabilidad de la aleación, las características físicas de la pieza a temprar y el medio de temple. Respecto a la templabilidad, ésta se define como la capacidad de una aleación de formar martensita en un determinado temple, en otras palabras, indica qué tanto se puede endurecer una determinada aleación. Ésta depende principalmente de la composición química del acero y se determina comúnmente mediante ensayos Jominy, los cuales se basan en el enfriamiento de una barra de dimensiones y composición química conocida, mediante un chorro de agua en uno de sus extremos, generando distintas velocidades de enfriamiento a lo largo de la barra. Estas diferencias en el enfriamiento generan un perfil de dureza a lo largo de la barra, siendo el máximo de dureza en el extremo en contacto con el chorro de agua y el mínimo de dureza en el extremo opuesto.

Por otro lado, es importante considerar tanto las dimensiones físicas y la masa de la pieza a temprar. Las dimensiones físicas indica qué tan grande o pequeña es el área de transferencia de calor, lo que aumenta o disminuye la transferencia de energía en forma de calor respectivamente. La masa en conjunto con la conductividad térmica indica la cantidad de energía en forma de calor que retiene la pieza a una determinada temperatura. Estas propiedades físicas anteriormente mencionadas son las que definen junto a la diferencia de temperatura la extracción de calor de la pieza.

Respecto al medio de temple, es necesario conocer la severidad de los medios de temple, determinándose mediante la velocidad de enfriamiento y se cuantifica a partir del coeficiente de Grossmann (H), el cual se obtiene mediante la razón entre la conductividad convectiva del medio y el doble de la conductividad térmica de la pieza [8].

Tabla 2 - 2: Factor de severidad de temple de Grossman para distintos medios de temple con diferentes agitaciones [8].

Agitation	Grossman quench severity factor, H			
	Brine	Water	Oil and Salt	Air
None	2,0	0,9-1,0	0,25-0,30	0,02
Mild	2,0-2,2	1,0-1,1	0,30-0,35	--
Moderate	--	1,2-1,3	0,35-0,4	--
Good	--	1,4-1,5	0,4-0,5	--
Strong	--	1,6-2,0	0,5-0,8	--
Violent	5,0	4,0	0,8-1,1	--

De la mano con el medio de temple está la agitación, como se aprecia en la Tabla 2 - 2, la cual a medida que aumenta, la severidad del temple se incrementa. Esto se debe a que a medida que aumenta la agitación, más rápido ocurre el recambio del fluido circundante a la pieza, lo que conlleva a que la extracción de calor por convección se vea incrementada a excepción del aire [7].

Por último, es esencial aplicar este tratamiento térmico en los aceros EPP debido a que éste genera la sobresaturación de un elemento en la fase martensítica, el cual para el caso de estudio de esta investigación es el cobre. Esta sobresaturación es imprescindible para poder lograr el fenómeno de endurecimiento por precipitación como se verá más adelante.

2.1.2.3 Envejecimiento natural y artificial.

En el tratamiento térmico de envejecimiento es donde ocurre el fenómeno de endurecimiento por precipitación, éste puede ser tanto de manera natural como de manera artificial. La diferencia entre ambos tipos radica en la temperatura a la cual es expuesta la pieza y el tiempo que transcurre para que ocurra el endurecimiento. En el caso del envejecimiento natural, la temperatura a la cual se realiza es a temperatura ambiente y se realizan solamente con aleaciones con reacciones de precipitación rápidas, que permitan que este fenómeno se lleve a cabo en pocos días. Estas condiciones se denominan T3 y T4, con la diferencia que en el caso de la condición T3, además del envejecimiento a temperatura ambiente cuenta con un previo trabajo en frío que permite incrementar los sitios de nucleación de precipitados, generados por el aumento de densidad de dislocaciones.

Respecto al envejecimiento artificial, éste se realiza a temperaturas intermedias entre 200°C y 600°C, con la finalidad de aumentar la velocidad de las reacciones de precipitación de determinadas aleaciones susceptibles a este fenómeno. Estos tratamientos se denominan condiciones T6 y T7, la diferencia entre éstos radica en que el tratamiento T6 forma precipitados semi - coherentes con la matriz, lo que ocasiona la mayor distorsión en la red cristalina, generando un incremento en las propiedades mecánicas como esfuerzo de fluencia, UTS y dureza. Sin embargo, en espesores gruesos esta distorsión genera stress corrosión cracking (SCC) o corrosión bajo tensión, fenómeno que causa la falla prematura de la pieza debido a las altas tensiones dentro de la misma. En estos casos es justamente donde entra la condición T7, la cual busca formar precipitados in - coherentes con la matriz, es decir un sobre envejecimiento que genera una menor distorsión en la red cristalina, logrando menores incrementos de las propiedades anteriormente mencionadas como se puede ver en la Figura 2 - 2 y de esta manera evitar el fenómeno de SCC [7] [9].

Estos tratamientos de envejecimiento afectan de forma considerablemente el comportamiento de una determinada aleación, esto se puede ver de forma evidente en el Anexo A I, en el cual se expone como varían los resultados de ensayos de tracción, en una aleación de aluminio sin envejecer, envejecida hasta el máximo de dureza y sobre envejecida.

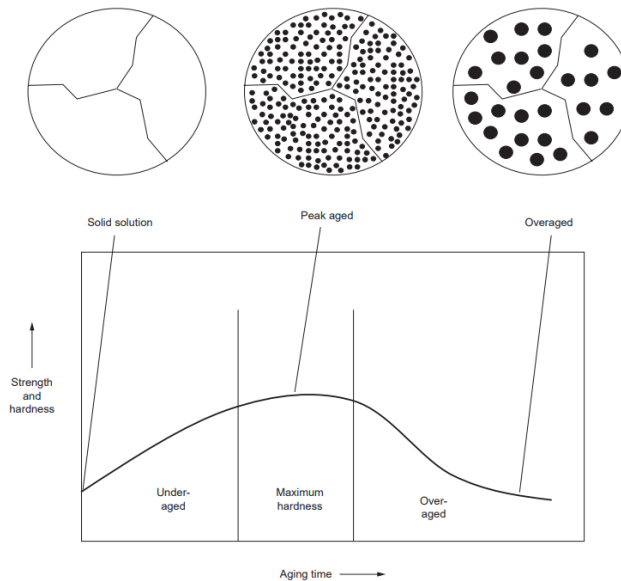


Figura 2 - 2: Gráfico que representa la dureza respecto al tiempo de envejecimiento. La condición de mayor dureza se logra en el peak de envejecimiento para luego decaer a medida que aumenta el tamaño de los precipitados en la condición sobre envejecida [9].

El mecanismo de endurecimiento por precipitación de partículas finas en una primera instancia comienza en las zonas de segregación de soluto o “clustering”, en donde hay un aumento significativo de la concentración de elementos aleantes respecto al resto de zonas con solución sólida. Esta diferencia de concentración genera una mayor tensión localmente y se denominan zonas GP1. A medida que continua el envejecimiento, estas zonas ricas en elementos aleantes aumentan su concentración y comienza un ordenamiento local de estos átomos de elementos aleantes, estas zonas se denominan Zonas GP2 (θ''). Posteriormente comienza la precipitación de precipitados finos llamados “ θ'' ”, los cuales son coherentes con la matriz y generan un aumento significativo de la dureza. A medida que transcurre el envejecimiento, estos precipitados comienzan a aumentar su tamaño y a ser semi - coherentes, lo que incrementa la dureza hasta el máximo posible, al generar una gran distorsión de la red cristalina y al anclar las dislocaciones. Esto se puede observar en la Figura 2 - 3, siendo ésta la zona entre θ'' y θ' . Posteriormente comienza la disminución de la dureza, debido al crecimiento excesivo de los precipitados y además a que éstos se vuelven in - coherentes con la matriz, lo cual disminuye considerablemente la distorsión a la red cristalina y por ende la dureza [8] [9].

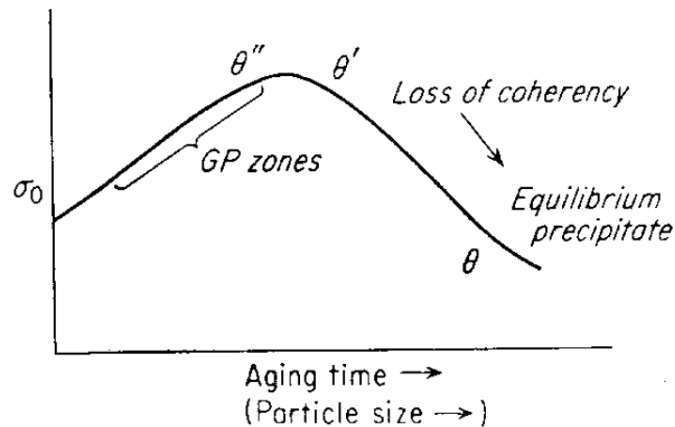


Figura 2 - 3: Ilustración que representa la dureza respecto al tiempo de envejecimiento y al tamaño.

2.2 Atomic Diffusion Additive Manufacturing

Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) es un proceso patentado y comercializado como “Metal X System” desde el año 2017 por la compañía Markforged. Este sistema consta de tres equipos, el primero de ellos llamado “Metal X”, es una impresora 3D avanzada de tipo Fused Filament Fabrication (FFF), la cual se encarga de la impresión del objeto sobredimensionado mediante un filamento que contiene el polvo metálico de la aleación deseada. El segundo equipo llamado “Wash-1” se ocupa de disolver el polímero presente en la pieza impresa. El tercer equipo llamado “Sinter-2”, lleva a cabo el sinterizado de la pieza, generando un objeto completamente sólido y listo para su uso o proceso posterior. Los procesos de ADAM se pueden resumir en el esquema de la Figura 2 - 4 [4].

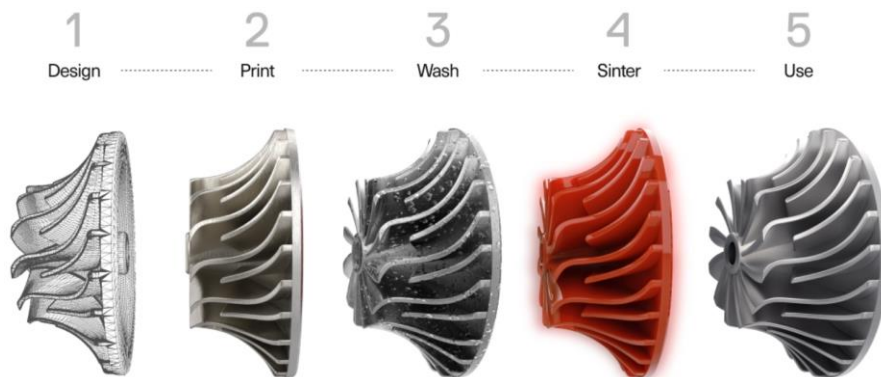


Figura 2 - 4: Esquema de fabricación de ADAM [4].

2.2.1 Diseño

El proceso comienza con el diseño del modelo de la pieza deseada, el cual se realiza en un software como por ejemplo AutoCAD, el cual permite exportar el archivo de la pieza a formato STL. Este archivo que se sube a la plataforma de Markforged llamada “Eiger” que se puede observar en la Figura 2 - 5, en el que en primera instancia se selecciona el material con el que se fabricará la pieza, que puede ser acero inoxidable 17-4PH, inconel 625, cobre, aceros para herramientas A2, D2 y H13. Luego en la pestaña de ajustes (settings) se ingresa tanto el espesor de capa post sinterizado que varía entre 50 μm y 125 μm , como el uso de “balsa”, el cual es un soporte hecho del mismo filamento, con la peculiaridad de que la capa que une tanto el soporte como la pieza es cerámica, cuya función es la facilitar la liberación de ésta. El soporte principalmente es ocupado para cuidar la mesa de trabajo del equipo y evitar problemas al momento de la deposición del filamento.

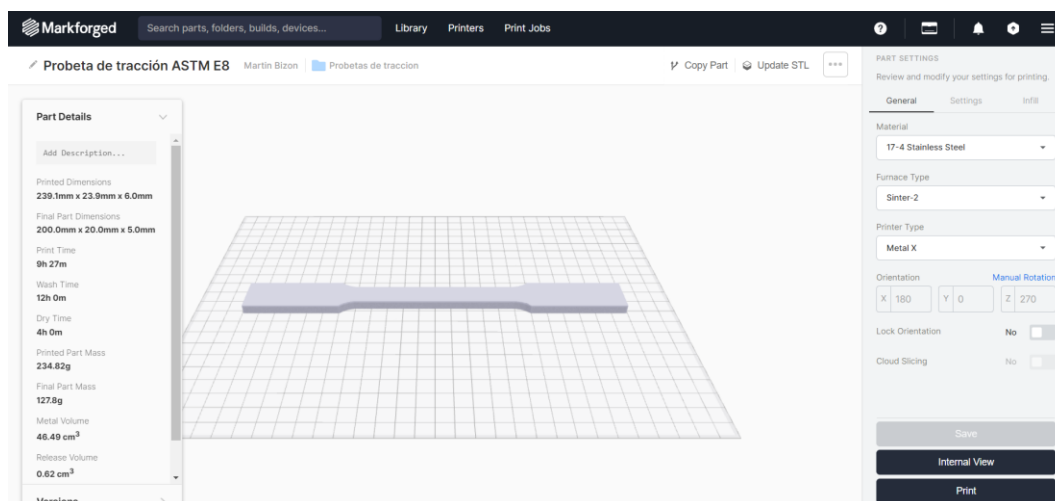


Figura 2 - 5: Selección de material, equipos y parámetros de fabricación en la plataforma web Eiger de Markforged [4].

En la pestaña de infill (llenado), se selecciona el número de capas de pared y patrón de llenado. El número de capas de pared influye en la calidad superficial de la pieza principalmente y el patrón de llenado determina el trazado con el cual se rellena el interior de la pieza, influyendo directamente en el peso y propiedades mecánicas de la pieza final. Existen tres opciones de llenado, los cuales son Gyroid Fill, Triangular Fill y Solid Fill que se pueden apreciar en la Figura 2 - 6, de donde se destaca el patrón Solid Fill, ya que el mismo es ocupado para obtener piezas con la mayor densidad posible y las mejores propiedades mecánicas de los tres tipos de patrones mencionados [4].

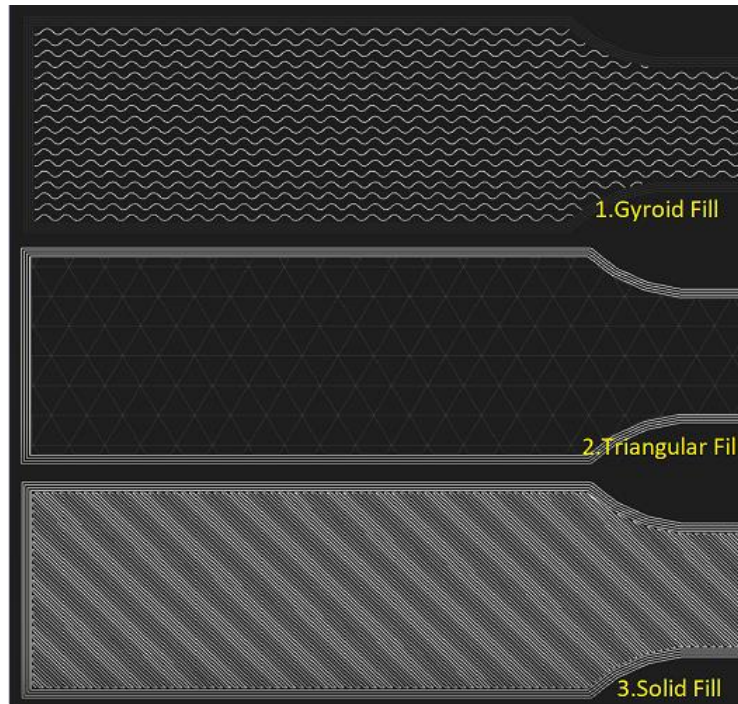


Figura 2 - 6: Patrones de llenado, 1- Gyroid Fill, 2-Triangular Fill, 3- Solid Fill [4].

El software Eiger calcula automáticamente el sobredimensionamiento de la pieza, el cual es aproximadamente de un 20% respecto a la pieza original, debido a la pérdida de material ocasionada por las etapas posteriores de lavado y sinterizado. Además, calcula el tiempo de impresión, lavado y sinterizado para la pieza. Por último, entrega una estimación del material utilizado y su costo como se aprecia en la Figura 2 - 5.

2.2.2 Impresión

El proceso de impresión se lleva a cabo en el equipo Metal X, pudiéndose observar tanto el exterior como interior de éste en la Figura 2 - 7. En la imagen exterior del equipo se aprecia tanto la mesa de trabajo en la parte inferior, como los rollos de filamentos de acero inoxidable 17-4PH y cerámico en la parte superior. Estos rollos son conectados al cabezal móvil como se puede apreciar en la imagen interior del equipo, quedando listo el equipo para comenzar el proceso.

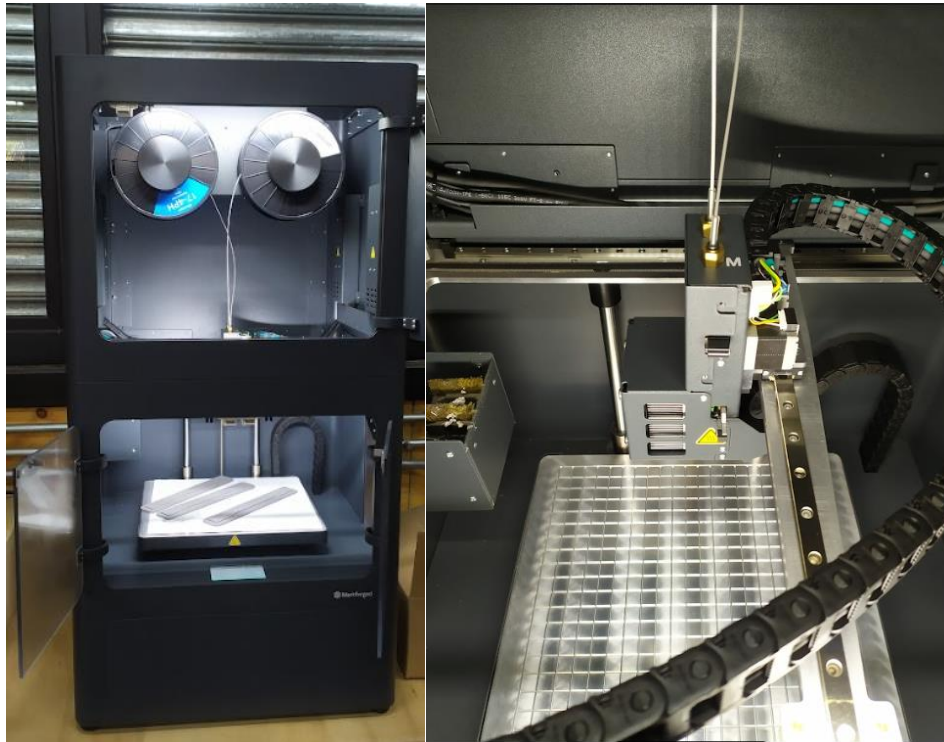


Figura 2 - 7: Imágenes exterior e interior respectivamente del equipo de impresión 3D Metal X (elaboración propia).

La impresión comienza con la construcción de la “balsa”, para la cual se extruye el filamento de acero inoxidable por medio de la boquilla calefaccionada que presenta en cabezal móvil, la cual se deposita en la mesa de trabajo del equipo siguiendo el patrón de fabricación previamente seleccionado. El patrón de fabricación del soporte es “solid fill”, para las capas que están en contacto con la mesa de trabajo y la pieza a fabricar, y “triangular fill” para las capas interiores con el fin de ahorrar material. Una vez finalizada, el cabezal automáticamente cambia al filamento cerámico, para hacer la capa que une a la “balsa” y a la pieza, para una remoción sencilla del objeto deseado. Posteriormente comienza la fabricación de la pieza, siguiendo los parámetros de fabricación previamente seleccionados. El proceso se lleva a cabo capa por capa hasta terminar en su totalidad la pieza, la cual es posteriormente retirada y presenta un sobredimensionamiento de un 20% en todas sus dimensiones, debido a que el filamento contiene en su interior un polímero que encapsula tanto la resina como el polvo metálico [4] [10].

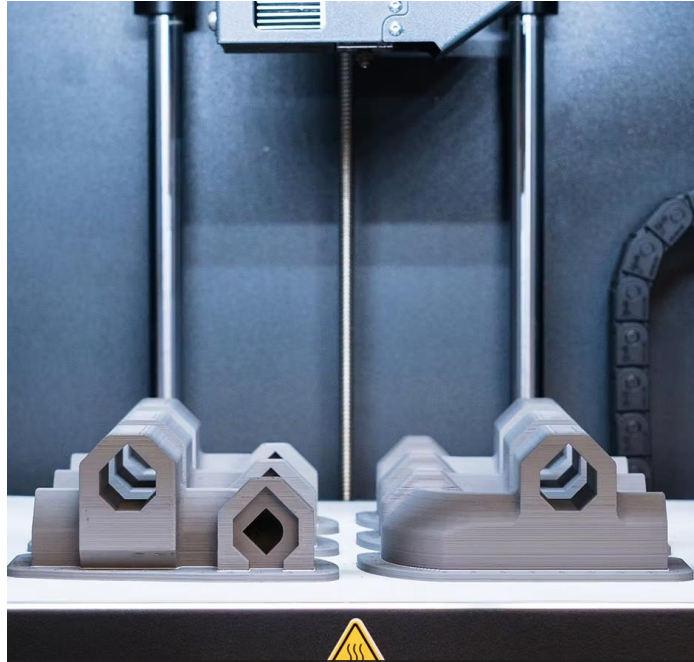


Figura 2 - 8: Pieza sobredimensionada de acero inoxidable 17-4PH fabricada mediante Metal X [4].

El objeto recién impreso es llamado “pieza verde”, la cual presenta un acabado superficial rugoso, con las líneas del filamento visibles y un tacto “plástico” como se puede observar en la Figura 2 - 8.

2.2.3 Lavado

En la etapa de lavado, la pieza con el soporte es transportada al equipo Wash-1, en la que es sumergida en Opteon Sion SF-79, el cual es un solvente de alto rendimiento que remueve del polímero que se encuentra en los filamentos. La pieza es sumergida mediante un canasto metálico en este solvente por un tiempo en el orden de horas, el cual previamente fue calculado por el software Eiger. Finalizado el tiempo, se extrae el canasto y se cuelga sobre el estanque, para remover el remante de solvente y a su vez secar la pieza como se puede apreciar en la Figura 2 - 9. Una vez completado el periodo de secado, la pieza se saca del equipo teniendo un tamaño final menor, debido a la pérdida del polímero, esta pérdida en términos de masa ronda entre un 2.7% y un 4.1% dependiendo del filamento ocupado. Acabada esta etapa, la pieza se conoce como “pieza café” [4] [11].



Figura 2 - 9: Equipo de lavado Wash-1 [4].

2.2.4 Sinterizado

En el sinterizado, la pieza es colocada en una plataforma dentro del equipo Sinter-2 como se puede apreciar en la Figura 2 - 10, el cual es un horno tubular que puede alcanzar temperaturas máximas de 1300°C en atmósferas inertes de Argón y Nitrógeno. Este proceso sinteriza el polvo metálico generando una pieza sólida con densidades similares a las del metal convencional. Además, elimina el remanente polimérico y la resina que contiene el filamento debido a las altas temperaturas. Los parámetros de temperatura y tiempo son provistos por el software al momento del modelado de la pieza [10].

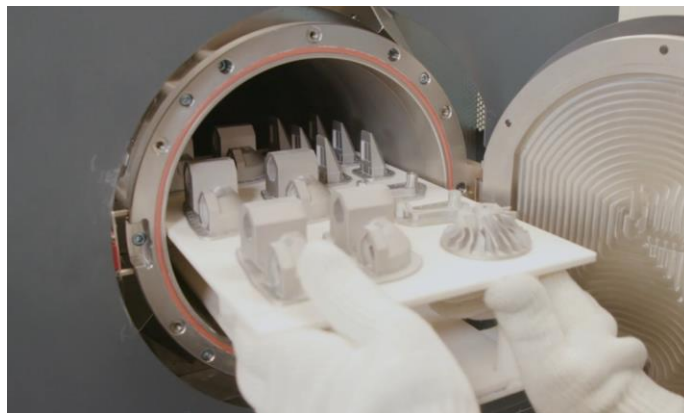


Figura 2 - 10: Equipo de sinterizado Sinter-2 [4].

Una vez finalizada la sinterización de la pieza, ésta es removida del equipo y mediante un golpe, la capa cerámica que une a la pieza y el soporte se rompe liberando la pieza. En cuanto al acabado final, el objeto tiene un aspecto metálico opaco y rugoso, en la cual se aprecian las capas depositadas como se ve en la Figura 2 - 11 [4] [10].



Figura 2 - 11: Brida de acero inoxidable 17-4PH fabricada a partir de ADAM [4].

2.2.5 Propiedades mecánicas esperadas de piezas fabricadas a base de filamento de acero inoxidable 17-4PH mediante ADAM

Las propiedades mecánicas obtenidas mediante ADAM utilizando el filamento de acero inoxidable 17-4PH, son levemente inferiores respecto a los métodos de fabricación tradicionales como se puede apreciar en la Tabla 2 - 3. Esto se debe principalmente a la densidad relativa que logran alcanzar las piezas fabricadas por ADAM, dado que las mismas alcanzan un máximo de 96%. Esta disminución de la densidad es debida a que al ser fabricado mediante un filamento que contiene el polvo, la remoción tanto del polímero, la resina y los intersticios que se crean entre las partículas de metal, generan porosidades en su interior, repercutiendo de manera negativa en las propiedades mecánicas. El límite elástico como el UTS se ven afectados debido a que, al presentar porosidades, el área transversal de la pieza es menor a la que se puede medir exteriormente, ya que contiene las porosidades las cuales restan área. Al presentar un área transversal real menor que el área exterior, para un mismo esfuerzo es necesario una menor carga. Esto genera que, al momento de calcular el esfuerzo como fuerza dividida por el área exterior, el esfuerzo sea menor. Por otro lado, la elongación a fractura se ve especialmente afectada a causa de las

porosidades, las cuales actúan como concentradores de esfuerzo, ocasionando la falla prematura en el material [4] [11].

Tabla 2 - 3: Comparación de las propiedades mecánicas y físicas del acero inoxidable 17-4PH bajo tratamiento térmico H900, obtenidas mediante manufactura convencional y Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) [4].

Propiedades típicas de acero inoxidable 17-4PH H900	Estándar	ADAM	Manufactura Convencional
UTS	ASTM E8	1250 MPa	1310 MPa
Esfuerzo de fluencia	ASTM E8	1100 MPa	1170 MPa
Módulo elástico	ASTM E8	170 GPa	190 GPa
Elongación a fractura	ASTM E8	6%	10%
Dureza	ASTM E18	36 HRC	40 HRC
Densidad Relativa	ASTM B923	96%	100%

A su vez, las propiedades como se vio anteriormente en este tipo de aceros varían significativamente dependiendo del tipo de tratamiento térmico que se lleve a cabo. Como se puede apreciar en la Tabla 2 - 4, se presentan las propiedades mecánicas de piezas fabricadas por ADAM de acero inoxidable 17-4PH en tres estados distintos. El primero de ellos es el estado inicial de la pieza sinterizada, sin ningún tratamiento térmico posterior. El segundo es la pieza tratada térmicamente con el tratamiento térmico H900, el cual consta de un tratamiento de solución a 1050°C por una hora, un temple al aire y un envejecimiento artificial a 480°C (900°F) por una hora. Por último, con el tratamiento H1150, el cual es exactamente igual al tratamiento H900 con la diferencia de que la temperatura del envejecimiento artificial es de 620°C (1150°F).

Tabla 2 - 4: Propiedades mecánicas y físicas de piezas fabricadas por ADAM a partir del filamento de acero inoxidable 17-4PH. Se señalan las propiedades bajo tres estados distintos, recién sinterizado, con el tratamiento térmico H900 y con el tratamiento térmico H1150.

Propiedades mecánicas 17-4PH	Estándar	Sinterizada	H900	H1150
UTS	ASTM E8	1050 MPa	1250 MPa	950 MPa
Esfuerzo de fluencia	ASTM E8	800 MPa	1100 MPa	880 MPa
Elongación a fractura	ASTM E8	5%	6%	10%
Dureza	ASTM E8	30 HRC	36 HRC	32 HRC
Densidad relativa	ASTM B923	96%	96%	96%

Debido al aumento de temperatura en el envejecimiento artificial del tratamiento H1150 respecto al H900, la reacción de envejecimiento ocurre de forma más rápida generando que los precipitados crezcan en tamaño y se vuelvan incoherentes respecto a la matriz. Esta condición que anteriormente fue mencionada como sobre envejecimiento, la cual explica por qué decrecen el límite elástico, UTS y la dureza y por el contrario se incrementa la ductilidad [12] [13].

2.2.6 Microestructura y porosidades de piezas fabricadas a base de filamento de acero inoxidable 17-4PH mediante ADAM.

Las fases presentes en las piezas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas a partir de ADAM y sometidas al tratamiento térmico H900 se pueden apreciar en la Figura 2 - 12, en la cual se pueden apreciar fases, pero la identificación de éstas es compleja mediante microscopia óptica, para lo cual se emplean otros estudios para averiguar qué tipo de fase es la observada. Si bien no se conoce exactamente qué fase es la observada, dado el tratamiento térmico y la alta templabilidad de esta aleación, se puede predecir que debería ser martensita revenida la fase observada y en menor medida austenita retenida. La martensita en esta aleación tiene una dureza baja, respecto a las durezas que puede alcanzar esta fase, las cuales pueden sobrepasar los 60 HRC. Esta baja dureza se debe principalmente al bajo porcentaje de carbono que presenta, siendo de un 0.015%. Si bien tiene una baja dureza, esta martensita contiene una alta densidad de dislocaciones, lo cual favorece al proceso de endurecimiento por precipitación [8] [12].

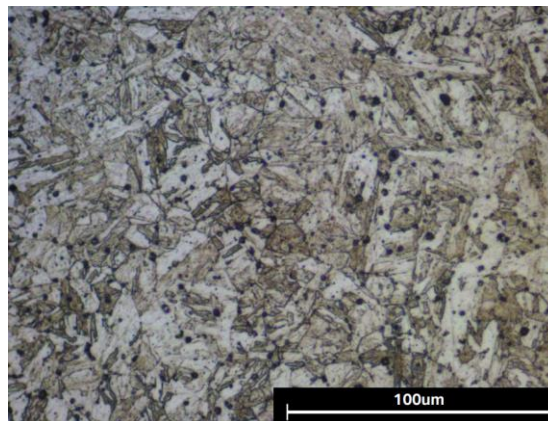


Figura 2 - 12: Metallografía a 100X de acero inoxidable 17-4PH fabricado a partir de ADAM y endurecido por precipitación mediante el tratamiento térmico H900 [4].

Las porosidades existentes se pueden clasificar en dos grupos de acuerdo con el tamaño de las mismas, el primero de ellos son las micro - porosidades, cuyo tamaño no sobrepasa

las 10 μm y presentan tanto formas como ordenamiento aleatorio. El origen de estas micro - porosidades es debido a la resina presente en el filamento y al polvo metálico que en este caso es de acero inoxidable 17-4PH. La resina que presenta la pieza es eliminada en el proceso de sinterizado, debido a la alta temperatura se evapora lo que ocasiona que existan cavidades en el lugar donde antes estaba la resina, lo cual concuerda con las formas y ordenamiento aleatorias [11].

Las macro porosidades presentan, varían entre 50 y 100 μm con una clara forma triangular en general y además un ordenamiento lineal entre sí, como se puede observar en la metalografía de la Figura 2 - 13. Tanto la forma como el ordenamiento de estas macro porosidades son generadas debido al patrón de llenado seleccionado, el cual en este caso es el patrón “solid fill” que se puede ver en la Figura 2 - 6.

Este patrón como fue anteriormente explicado rellena el interior de las piezas con un trazado de líneas paralelas con una inclinación de 45° , el cual tiene una orientación opuesta en la siguiente capa. Posteriormente cuando la pieza es lavada, se remueve la envoltura polimérica de los filamentos dejando espacios libres, los cuales en las interfaces entre capas coinciden y dejan espacios con forma de triángulos.

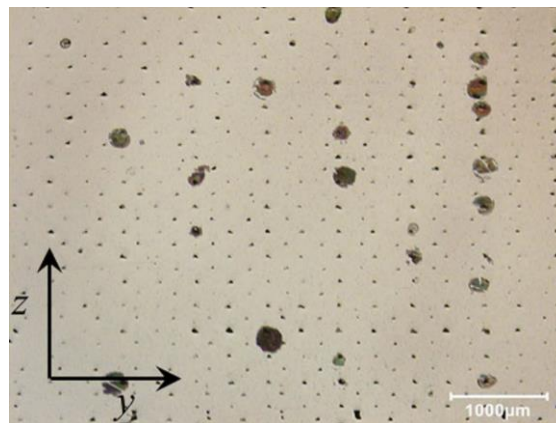


Figura 2 - 13: Metalografía en el plano YZ sin ataque químico a 2.5X de una pieza de acero inoxidable 17-4PH fabricada a partir de ADAM con el patrón de fabricación “solid fill” [11].

Los precipitados obtenidos en esta aleación están compuestos por una fase rica en cobre junto a elementos como el níquel y manganeso como se puede ver en el Anexo A II, esto se debe a que al principio el cobre está disuelto en la austenita como se observa en el diagrama de fases en el Anexo A III, posteriormente al ser enfriado éste queda

sobresaturado en la martensita que posee una solubilidad prácticamente nula de cobre. Por último, en el envejecimiento, el cobre precipita en forma de partículas de cobre las cuales crecen en tamaño dependiendo principalmente de la temperatura. Estos precipitados adquieren formas de elipse en donde sus dimensiones varían entre 10-30 nm como se puede apreciar en la Figura 2 - 14. Estos precipitados presentes en la martensita sobresaturada y con alta densidad de dislocaciones son los que generan un gran aumento de la dureza y propiedades mecánicas, debido a los mecanismos de endurecimiento descritos anteriormente [12] [14] [15].

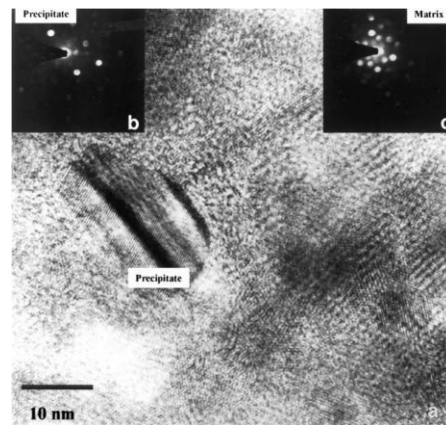


Figura 2 - 14: Imagen obtenida mediante “Field Emission Gun Transmission Electron Microscopy” (FEG – TEM), de un precipitado de cobre de una muestra de acero inoxidable 17-4PH tratada térmicamente por medio del tratamiento H900 [12].

2.3 Influencia de la velocidad de deformación en las propiedades mecánicas

Los ensayos mecánicos de tracción se realizan para conocer las propiedades mecánicas y el comportamiento del material al ser sometido a cargas tractivas, sin embargo, existen diversas variaciones de este ensayo para medir el comportamiento del material bajo distintos escenarios. Un factor clave que influencia considerablemente las propiedades mecánicas del material, es la velocidad de deformación, dependiendo de la velocidad a la cual se lleve a cabo el ensayo. Se puede clasificar en cinco tipos como se puede observar en la Tabla 2 - 5, en el que las velocidades extremadamente bajas, se emplean para observar el comportamiento de un material bajo cargas constantes. Las velocidades sumamente altas son utilizadas, para observar la reacción del material bajo condiciones “explosivas”. Los rangos de velocidades intermedios son utilizados para cuantificar y evaluar las propiedades mecánicas de materiales, siendo éstos los ensayos más recurrentes [9].

Tabla 2 - 5: Espectro de velocidades de deformación [9].

Rango de velocidad de deformación	Tipo de ensayo
$10^{-8} - 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	Ensayos de creep a carga constante
$10^{-5} - 10^{-1} \text{ s}^{-1}$	Ensayos de tracción estáticos
$10^{-1} - 10^2 \text{ s}^{-1}$	Ensayos de tracción y compresión dinámicos
$10^2 - 10^4 \text{ s}^{-1}$	Ensayos de alta velocidad
$10^4 - 10^8 \text{ s}^{-1}$	Ensayos de hiper velocidad explosivos

A medida que aumenta la velocidad de deformación, tanto el esfuerzo fluencia como el UTS aumentan y por el contrario la ductilidad disminuye. Este aumento del esfuerzo de fluencia respecto a la velocidad varía dependiendo del material y temperatura a la cual se realice el ensayo. Para ello, se ocupa el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación denominado como “m”, el cual caracteriza qué tan sensible es el esfuerzo de fluencia respecto a una variación de la velocidad de deformación, el cual se obtiene de la relación:

$$\sigma_{fluencia} = C \dot{\epsilon}^m$$

El símbolo “ σ ” se refiere al esfuerzo fluencia, $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación expresada en s^{-1} y por último C, que es una constante. Si a la ecuación anterior se le aplica logaritmo natural se obtiene la siguiente expresión:

$$\ln(\sigma_{fluencia}) = \ln(C) + m \ln(\dot{\epsilon})$$

Por ende, al graficar el $\ln(\sigma)$ vs $\ln(\dot{\epsilon})$ la pendiente de la recta que se obtiene representa el índice “m” y el intercepto de ésta con el eje de las ordenadas representa el logaritmo natural de la constante “C”. El coeficiente de sensibilidad a la velocidad de deformación usualmente a temperatura ambiente oscila en valores inferiores a 0.1 en el caso de los metales [9].

Si bien típicamente la ductilidad disminuye a medida que aumenta la velocidad de deformación en los aceros, existen excepciones en donde aumentan su ductilidad debido a un efecto llamado “Transformation induced plasticity” o TRIP. Este efecto consiste en la transformación de la austenita retenida en martensita, generando un aumento de la ductilidad, al ocupar la energía aplicada para deformar el material en la transformación de fases. Una de estas excepciones es el acero inoxidable 17-4PH, el cual, en investigaciones se ha evidenciado que presenta este fenómeno. Un ejemplo de esto es el estudio realizado por Wang et al., que trata sobre el efecto de la velocidad de deformación en probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por “Selective Laser Miting” (SLM). En esta investigación se fabricaron seis probetas de tracción de acero inoxidable 17-4PH mediante SLM, en la cual tres de éstas no fueron tratadas térmicamente, siendo llamadas “probetas

A". Las otras tres probetas restantes, fueron sometidas a un alivio de tensiones a 650°C por una hora y denominadas como "probetas B". Posteriormente, tanto las probetas A como las probetas B, fueron traccionadas a tres velocidades de deformación, las cuales fueron de 0,01 [s⁻¹], 1 [s⁻¹] y 10 [s⁻¹]. Por cada velocidad de deformación se traccionó una probeta A y una B, donde los resultados de cada una de las probetas se presentan en la Figura 2 - 15 [16].

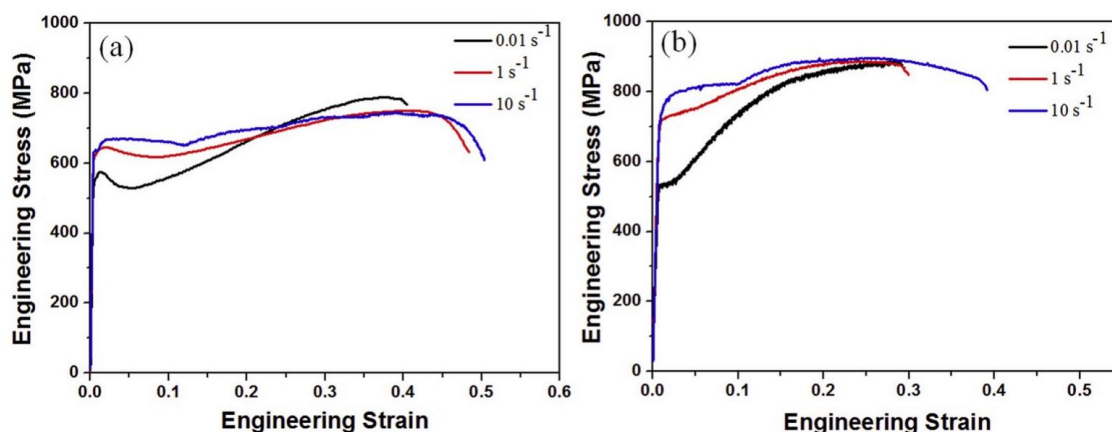


Figura 2 - 15: Resultados de ensayos de tracción a probetas A (sin alivio de tensiones) y B (con alivio de tensiones) a velocidades de deformación de 0,01 [s⁻¹], 1 [s⁻¹] y 10 [s⁻¹] [16].

Los diagramas de esfuerzo ingenieril vs deformación ingenieril de la Figura 2 - 15, muestran un aumento tanto del límite elástico, UTS y ductilidad a medida que aumenta la velocidad de deformación. La causa del aumento de la ductilidad fue atribuida al efecto TRIP, el cual genera la transformación de la austenita retenida en martensita. Esta transformación se evidencia en Anexo A IV y Anexo A V, en los cuales se muestra la microestructura, orientación de granos y cantidad de fases presentes previa y posterior a la tracción respectivamente. Se aprecia un aumento significativo de la cantidad de martensita presente en el área circundante a la fractura, respecto a la cantidad de martensita inicial en ambos casos. Esta transformación de austenita a martensita mediante deformación plástica se ve favorecida a medida que aumenta la velocidad de deformación, lo cual es coherente con los resultados anteriormente mencionados [16] [17].

El fenómeno de TRIP en este tipo de aceros es debido a que la austenita retenida que ronda entre el 5% y el 15%, es una austenita metaestable la cual mediante esfuerzos por sobre el límite elástico y temperaturas por debajo de la M_s y por sobre la M_d , genera deformación plástica causando la transformación no difusional de la austenita a martensita en sitios

energéticamente favorables. Éstos son bordes de grano, intersecciones entre granos martensíticos y dislocaciones apiladas entre otros. El fenómeno TRIP genera un aumento significativo en la ductilidad del material y además también incrementa el endurecimiento por deformación [17].

CAPITULO III METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1 Ensayo de tracción.

Los ensayos de tracción fueron realizados en la Academia Politécnica Aeronáutica (APA), mediante la máquina de tracción INSTRON 4482 (ver Figura 3 - 1) con una capacidad de carga máxima de 10 toneladas. Las probetas fueron traccionadas a 0,1 mm/min, 2.5 mm/min, 10 mm/min y 20 mm/min bajo la normativa ASTM E8.



Figura 3 - 1: Máquina de tracción INSTRON 4482.

3.2 Ensayo de dureza.

Previo a las mediciones de dureza, las probetas tanto de manufactura aditiva como tradicional fueron cortadas, montadas y lijadas para la toma adecuada de los ensayos. Los ensayos de dureza para las probetas cilíndricas fueron realizados en el laboratorio de ensayos de materiales del DIMM, ocupando el equipo de ensayos de dureza Rockwell Zwick Roell ZHR en la escala HRC (ver Figura 3 - 2), bajo las especificaciones de la norma ASTM E18.



Figura 3 - 2: Durómetro Rockwell Zwick Roell ZHR.

Las mediciones de dureza para probetas fabricadas a partir de ADAM se realizaron mediante un micro durómetro Vickers modelo HV-1000 el cual se puede apreciar en la Figura 3 - 3.



Figura 3 - 3: Micro durómetro Vickers modelo HV-1000.

3.3 Picnometría.

Para medir la densidad de las probetas fabricadas mediante manufactura aditiva (MA), se cortaron 6 trozos lo suficientemente pequeños como para entrar en el orificio del picnómetro. El picnómetro utilizado tenía un volumen certificado de 24.900 mL y además se ocupó una balanza analítica electrónica para medir la masa. En primera instancia se mide la masa de picnómetro vacío, luego se introducen los seis trozos de las probetas de MA adentro del picnómetro como se puede ver en la Figura 3 - 4 y se mide la masa.



Figura 3 - 4: a) Picnómetro con un volumen certificado de 24.900 mL, con trozos de probetas fabricadas por ADAM en su interior. b) Balanza analítica electrónica de 5 cifras.

El picnómetro con los trozos de probeta adentro es llenado con agua destilada y se registró la masa. Posteriormente, se extrajeron los trozos y nuevamente se llenó el picnómetro con agua para ser masado. Por último, se registró la temperatura ambiente a la hora de realizar las mediciones.

Mediante el principio de Arquímedes, el cual plantea que el volumen del objeto es igual al volumen desplazado de agua se calcula el volumen de los trozos cortados de las probetas de fabricadas por ADAM. La expresión que se ocupa para calcular dicho volumen se aprecia en la siguiente ecuación.

$$V_{desplazado} = \frac{(M_{pt} - M_p) + (M_{pa} - M_p) - (M_{pta} - M_p)}{\rho_{agua}} [mL]$$

Donde las abreviaciones ocupadas son:

- M_{pt} : Masa del picnómetro con los trozos de probetas fabricadas por ADAM en su interior.
- M_{pa} : Masa del picnómetro lleno de agua.

- M_{pta} : Masa del picnómetro lleno de agua y con los trozos de probetas ADAM en su interior.
- M_p : Masa del picnómetro vacío.
- $V_{desplazado}$: Volumen de agua desplazado por trozos de probetas ADAM (Volumen de los trozos)

Calculado el volumen de agua desplazado por los trozos cortados, el cual es igual al volumen de los trozos, se calcula la densidad de las probetas fabricadas por ADAM mediante la siguiente expresión.

$$\rho_{ADAM} = \frac{(M_{pt} - M_p)}{V_{desplazado}} \left[\frac{g}{mL} \right]$$

Por último, la densidad relativa de las probetas ADAM se obtiene como el cociente entre la densidad obtenida de las probetas ADAM y la densidad teórica del acero inoxidable 17-4PH, la cual es de 7800 [kg/m³].

$$\rho_{relativa} = \frac{\rho_{ADAM}}{\rho_{teorica}} [-]$$

3.4 Espectrometría de emisión óptica.

Para conocer la composición química de las probetas se utilizó el espectrómetro de emisión óptica del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile (Ver Figura 3 - 5). Esta técnica mediante un alto voltaje crea un arco eléctrico que excita los átomos de la muestra metálica, estos átomos excitados posteriormente emiten fotones en longitudes de ondas específicas dependiendo del elemento químico al cual corresponda el átomo. Estas distintas longitudes de onda son captadas por receptores y posteriormente procesados por el ordenador obteniendo de forma cuantitativa la composición de la muestra metálica analizada.



Figura 3 - 5: Equipo de espectrometría de emisión óptica marca SPECTRO MAXX.

3.5 Microscopia óptica.

Previo a la caracterización de la microestructura, secciones transversales de ambos tipos de probetas fueron cortadas y montadas en baquelita transparente. Luego fueron lijadas en el equipo GP-2-200 que se puede apreciar en la Figura 3 - 6, a una velocidad de rotación de 320 rpm y utilizando lijas No. 240, 300, 400, 600, 800, 1000, 1200 y 2000 respectivamente. Al momento de cambio de lija se realizaba cuando solamente se apreciaban rayas en la dirección de lijado y al momento de realizar el cambio de lija, la probeta se rotaba en 90° repitiendo el proceso hasta que nuevamente las únicas rayas que se observaran fueran las de la dirección de lijado.



Figura 3 - 6: Estación de lijado y pulido.

Finalizado el lijado, las lijas fueron cambiadas por paños de pulido en el mismo equipo. En esta etapa se pulieron utilizando alúmina de 1 μm , 0,3 μm y 0,04 μm a una velocidad de rotación de 200 rpm, moviendo circularmente la probeta por el contorno del paño en sentido contrario a la rotación de éste. Las probetas fueron pulidas hasta lograr una imagen especular, libre de rayas visibles, para luego ser sumergidas en etanol y puestas en el equipo de ultrasonido para remover toda la alúmina presente en la superficie.

Para revelar la microestructura de las muestras fueron atacadas con dos soluciones siendo la primera de ellas Glicerregia, la cual no fue exitosa al no poder atacar la superficie de la muestra pulida y solamente producir “pitting” en ésta. Debido a lo anterior, se optó por atacar las muestras con Vilella, cuya composición química se puede apreciar en la Tabla 3 - 1. Luego de 90 segundos de exposición con este reactivo se logró develar la microestructura.

Tabla 3 - 1: Composición química del reactivo Vilella.

<i>Vilella</i>	
<i>Reactivo</i>	<i>Cantidad</i>
<i>Etanol</i>	<i>100 ml</i>
<i>Acido pícrico</i>	<i>1 gr</i>
<i>Cloruro de cobre</i>	<i>5 ml</i>

Atacada la muestra, ésta fue rápidamente lavada con agua para eliminar el ácido de la superficie, luego fue lavada con etanol y secada. Los equipos utilizados pertenecen al laboratorio de materiales del DIMM.

Por último, fueron observadas mediante microscopio óptico Leitz que se puede ver en la Figura 3 - 1, el cual presenta en parte superior una cámara acoplada a éste que permite tomar fotografías de la microestructura presente en el material analizado.



Figura 3 - 7: Microscopio óptico Leitz con un máximo de aumento de 1000X.

3.6 Difracción de rayos X.

La identificación de fases presentes se llevó a cabo mediante la comparación directa, basado en la proporcionalidad definida entre las intensidades de una fase en una mezcla de fases y su concentración volumétrica. Esta medición se realizó utilizando el difractómetro STOE modelo STADI MP (Ver Figura 3 - 8) del laboratorio de metalografías del Departamento de Ingeniería en Minas y Metalurgia de la Universidad Técnica Federico Santa María



Figura 3 - 8: Difractómetro STOE modelo STADI MP del laboratorio de metalografías del DIMM.

3.7 Microscopía electrónica de barrido

El análisis de la superficie de fractura tanto de probetas tradicionales como elaboradas por ADAM se realizó mediante el equipo de microscopía de emisión óptica del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile (Ver Figura 3 - 9). Esta técnica emplea un vacío parcial o total en el cual un haz de electrones es enfocado hacia la superficie a observar, captándose los fotones emitidos permitiendo ver con alta definición la superficie. Además de obtener imágenes detalladas de la superficie, se pueden realizar análisis químicos puntuales, para determinar composiciones de inclusiones o puntos de particular interés.



Figura 3 - 9: Equipo de microscopía de emisión óptica marca JEOL, modelo JSM-6010LA.

CAPITULO IV RESULTADOS Y DISCUSION

4.1 Objetivo general: Evaluar experimentalmente las propiedades mecánicas de aleaciones de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por Atomic Diffusion Additive Manufacturing con el objeto de comparar con aleaciones fabricadas por métodos convencionales.

En esta investigación se evaluaron las propiedades mecánicas de probetas de tracción de acero inoxidable 17-4PH, fabricadas mediante manufactura tradicional y por medio del método de manufactura aditiva Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM). Todas las probetas fueron tratadas térmicamente con el mismo tratamiento térmico, siendo éste el H900 modificado. Éste consta de un tratamiento de solución seguido de un temple al aire, y, por último, un envejecimiento artificial para generar el endurecimiento por precipitación.

Las propiedades mecánicas se evaluarán mediante ensayos de tracción a tres velocidades de deformación, las cuales son 0,1 mm/min, 2,5 mm/min y 10,0 mm/min, siendo la velocidad de deformación la variable independiente, y las propiedades mecánicas resultantes, las variables dependientes. Estos ensayos se llevarán a cabo en duplicado, lo que implica dos ensayos de probetas aditivas y dos ensayos de probetas tradicionales, por cada velocidad de deformación. Además de la evaluación de propiedades mecánicas, se estudiarán propiedades físicas como la densidad relativa y otros aspectos como la morfología de la fractura de las probetas y aspectos microestructurales.

Por último, se compararán las propiedades mecánicas obtenidas para contrastar las diferencias entre las probetas fabricadas mediante ADAM y las probetas tradicionales, apoyándose en los demás aspectos estudiados, para encontrar el motivo de las diferencias.

4.2 Objetivo específico N°1: Definir geometría, proceso de fabricación y tratamientos térmicos para probetas de tracción tradicionales y aditivas.

4.2.1 Definir geometría y patrón de probeta para su fabricación mediante manufactura aditiva.

Se definió una geometría rectangular por sobre una cilíndrica en el caso de las probetas de tracción a fabricar mediante ADAM, dado que ésta forma disminuye tanto el costo, material y tiempo de elaboración, al presentar formas planas en su base, lo cual simplifica la geometría del soporte de la pieza.

Definida la forma de las probetas, mediante el programa AutoCad versión 2019, éstas fueron diseñadas en 3D, cuyas dimensiones están dadas por la norma ASTM E8 y se pueden ver en la Figura 4 - 1.

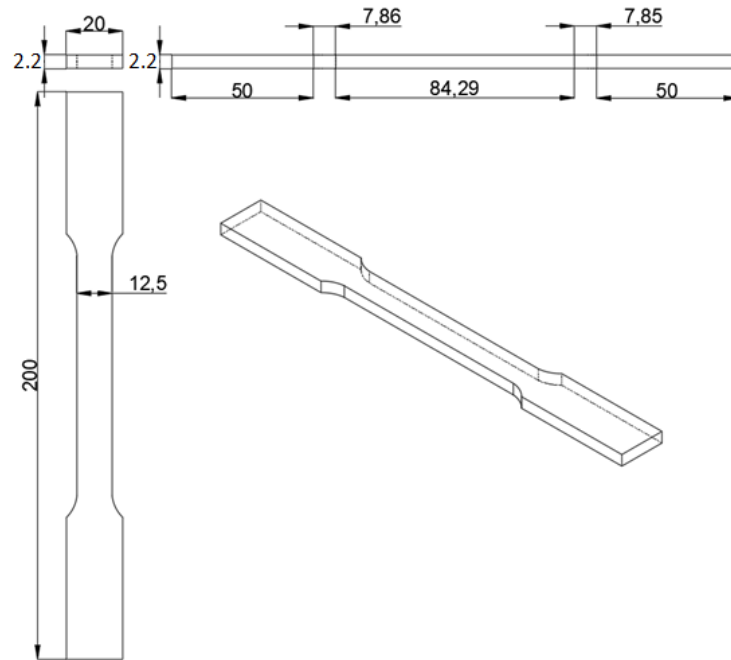


Figura 4 - 1: Dimensiones en milímetros de probetas de tracción bajo normativa ASTM E8, para ser fabricadas a partir de ADAM.

Una vez terminado el diseño de las probetas, éstas fueron exportadas a formato STL o "STereoLithography", formato el cual se ocupa para almacenar la información de la geometría 3D del objeto, texturas, escala y material, entre otras cosas. El archivo posteriormente fue subido a la plataforma Eiger del sitio web de Markforged, el cual se puede observar en la Figura 4 - 2, donde el modelo tridimensional de la probeta es cargado

instantáneamente en un área delimitada, que representa el área disponible físicamente por el equipo de impresión.

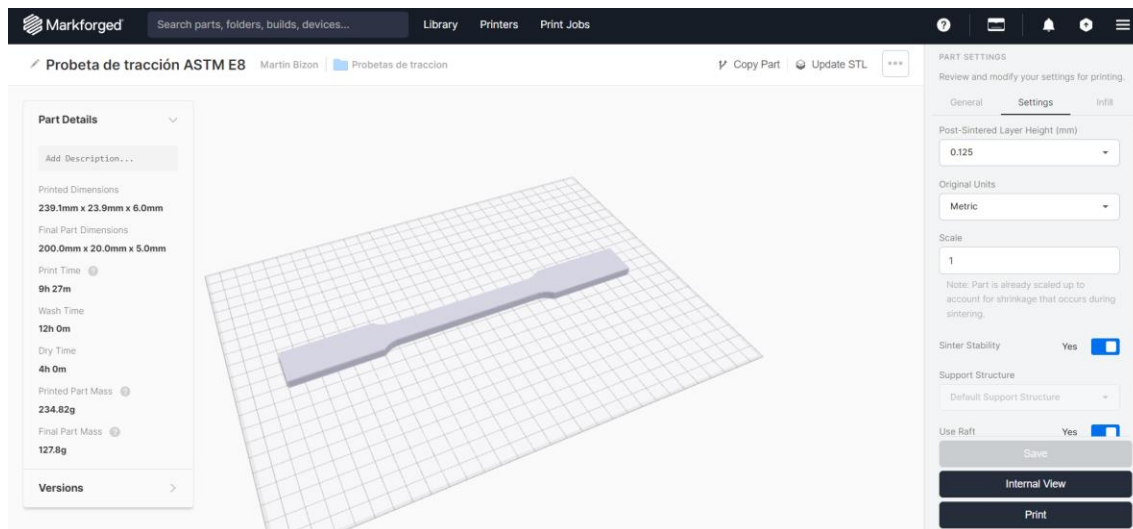


Figura 4 - 2: Plataforma digital Eiger de Markforged.

Una vez definida la ubicación y orientación de la pieza, se seleccionaron tanto las opciones como los parámetros de fabricación que fueron previamente explicados en el marco teórico. Éstos estaban distribuidos en el apartado general, apartado de ajustes y apartado de llenado que se observan en la Figura 4 - 2, seleccionándose las siguientes opciones.

Apartado general

- Material del filamento: Acero inoxidable 17-4PH
- Tipo de Horno: Sinter 2
- Tipo de Impresora: Metal X

Apartado de ajustes

- Espesor de capa post – sinterizado: 125 μm
- Sistema de unidades original: Métrico
- Escala: 1
- Estabilidad de sinterizado: Habilitado
- Uso de “Balsa”: Habilitado

Apartado de llenado

- Patrón de llenado: “Solid Fill”

- Linas de pared: 4

Seleccionados los parámetros y opciones, se guardaron los datos; el software automáticamente calcula el sobredimensionamiento requerido de la pieza, dada la pérdida de material en el proceso. Adicionalmente, calcula los tiempos de cada una de las etapas del proceso, una estimación del volumen de la pieza, el peso y costo de la pieza a fabricar. También se habilita la opción de visión interna, permitiendo observar el proceso de impresión capa por capa del soporte, la capa cerámica de liberación y la pieza, como se puede apreciar en la Figura 4 - 3. Opción útil para corroborar que tanto los patrones como opciones seleccionadas anteriormente, sean las deseadas.

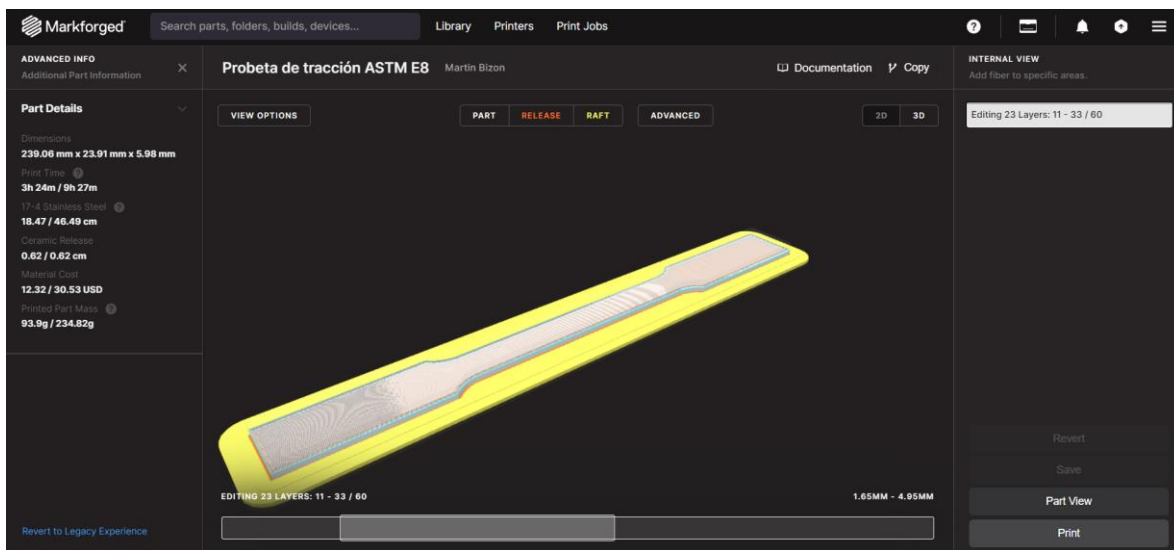


Figura 4 - 3: Visión interna del proceso de impresión de una probeta de acero inoxidable 17-4PH.

4.2.2 *Fabricar las probetas para pruebas de acero inoxidable 17-4PH mediante manufactura aditiva Atomic Diffusion Additive Manufacturing incluyendo el tratamiento térmico.*

En el laboratorio de prototipado de la Universidad de Santiago de Chile, fueron fabricadas quince probetas mediante ADAM. Las probetas fueron fabricadas en orientaciones de 0°, 45° y 90°, elaborando cinco probetas por orientación.

Éstas fueron impresas en grupos de a tres mediante la impresora Metal X (ver Figura 4 - 4), la cual comienza con la fabricación del soporte o “balsa” mediante la extrusión de filamento de acero inoxidable 17-4PH a través de la boquilla calefaccionada, siguiendo las instrucciones previamente establecidas. Una vez terminada, se ocupa el filamento cerámico

para generar la unión entre la pieza y el soporte. Luego, comienza la impresión propiamente tal de la pieza deseada, siguiendo el patrón previamente establecido, el cual es “solid fill”.

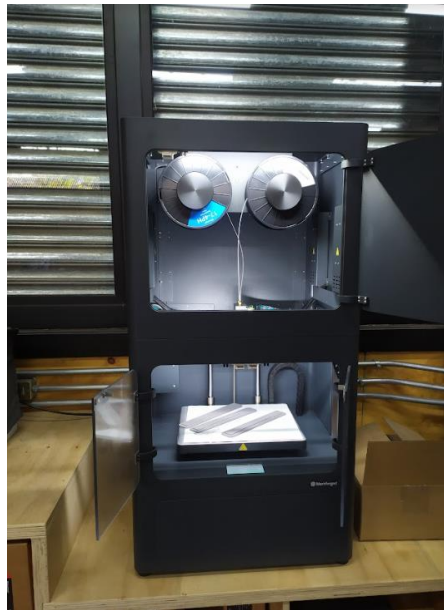


Figura 4 - 4: Impresora 3D “Metal X”.

El proceso de impresión demoró nueve horas y media por probeta, dando como resultado final, probetas con un sobredimensionamiento de un 20% en todas sus dimensiones, al estar compuestas tanto por resina, polímero y polvo de acero inoxidable 17-4PH.



Figura 4 - 5: Equipo de lavado “Wash-1”.

Posteriormente, se sometieron las probetas a la etapa de lavado en el equipo “Wash-1” (ver Figura 4 - 5), mediante el solvente Opteon SF-79, se removió gran parte del polímero de

revestimiento del filamento, proceso que duró 12 horas. Posteriormente se dejaron las piezas por 4 horas, para remover el solvente remanente en éstas. Debido a la remoción de material que se genera en esta etapa, las probetas en promedio disminuyeron su masa en un 4,1% respecto a su masa inicial.



Figura 4 - 6: Equipo de sinterizado “Sinter-2”.

La última etapa del proceso es el sinterizado, el cual se realizó en el equipo “Sinter 2” (ver Figura 4 - 6), cuyos parámetros de operación fueron previamente determinados mediante el software Eiger.

- Tiempo de sinterizado: 30 horas
- Temperatura de sinterizado: 1300°C
- Composición de atmósfera inerte: Argón (97.07%) & Hidrógeno (2.93%)
- Presión: 30,829 kPa.

Terminado el sinterizado, las probetas fueron retiradas del equipo y se les removió el soporte mediante golpes secos con un martillo de goma, dando como resultado quince probetas de tracción sólidas, con un acabado superficial rugoso y distinto en cada cara como se puede apreciar en la Figura 4 - 7. Esta diferencia se debe a que la cara inferior, es decir, la que está unida al soporte mediante la capa cerámica, al retirar el soporte, la

capa cerámica queda adherida a la pieza y no al soporte. Esto es algo no deseado, que perjudica el acabado final de la pieza.

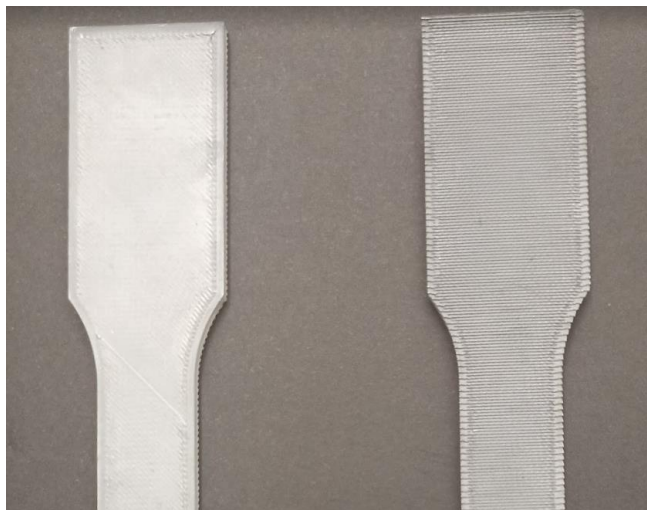


Figura 4 - 7: Fotografía de probetas de tracción de acero inoxidable 17-4PH, fabricada a partir de ADAM terminadas, como se puede apreciar posee un acabo superficial rugoso.

A una probeta, se le extrajo un pequeño trozo para ser analizado químicamente mediante espectroscopía de emisión óptica. Los resultados del análisis realizado se aprecian en la Tabla 4 - 1, donde se ratifica que la composición química de la probeta analizada corresponde a la de un acero inoxidable 17-4PH.

Tabla 4 - 1: Análisis químico mediante espectrometría de emisión óptica de probeta de acero inoxidable 17-4PH fabricada mediante ADAM.

Porcentaje en peso	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Nb
Máximo normado	0,07	1,00	1,00	0,03	0,04	17,50	5,00	5,00	0,45
Muestra	0,07	0,34	0,13	0,01	0,03	16,16	4,09	3,70	0,26

Dado el pobre acabado superficial de las probetas, se optó por mejorar la calidad superficial de éstas mediante mecanizado, con la finalidad de disminuir los posibles concentradores de esfuerzo que presentaban. Las probetas fueron fresadas en un equipo de mecanizado SAEIL, en las instalaciones del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Universidad de Santiago de Chile. Las probetas mecanizadas disminuyeron su espesor desde 2.2 milímetros a valores que varían entre 1.6 y 1.8 milímetros. Respecto al acabado superficial final, éste se puede observar en la Figura 4 - 8, donde se aprecia un acabado superficial liso, con pequeñas marcas provenientes del fresado.



Figura 4 - 8: Fotografía de probetas de tracción de acero inoxidable 17-4PH, fabricadas a partir de ADAM después del mecanizado para mejorar calidad superficial.

4.2.3 *Fabricar las probetas para pruebas de acero inoxidable 17-4PH mediante manufactura convencional incluyendo el tratamiento térmico.*

La materia prima para la fabricar las probetas tradicionales, fue adquirida mediante la compra de una barra de 12.5 mm de diámetro de acero inoxidable 17-4PH (ver Figura 4 - 9) a la Empresa Nacional de Aeronáutica de Chile (ENAER).



Figura 4 - 9: Trozos cortados de una barra de acero inoxidable 17-4PH adquirida en ENAER, con largos de 200 milímetros y diámetros de 12,5 milímetros.

Dos muestras extraídas de la barra fueron trasladadas a las instalaciones del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile, para corroborar su composición química, mediante espectroscopía de emisión óptica. Los resultados se pueden observar en la Figura 4 - 9, donde las composiciones químicas de ambas muestras corresponden a las de un acero inoxidable 17-4PH o AISI 630.

Tabla 4 - 2: Análisis químico mediante espectrometría de emisión óptica de barra de acero inoxidable 17-4PH adquirida en ENAER.

Porcentaje en peso %	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Nb
Máximo normado	0,07	1,00	1,00	0,03	0,04	17,5	5,00	5,00	0,45
Muestra 1	0,035	0,38	0,88	0,028	0,036	15,57	4,31	3,74	0,257
Muestra 2	0,031	0,37	0,88	0,027	0,038	15,60	4,30	3,72	0,256

Dada la forma de la barra y dimensiones, se optó por fabricar probetas de tracción cilíndricas bajo la normativa ASTM E8, cuyas dimensiones se pueden apreciar en Figura 4 - 10.

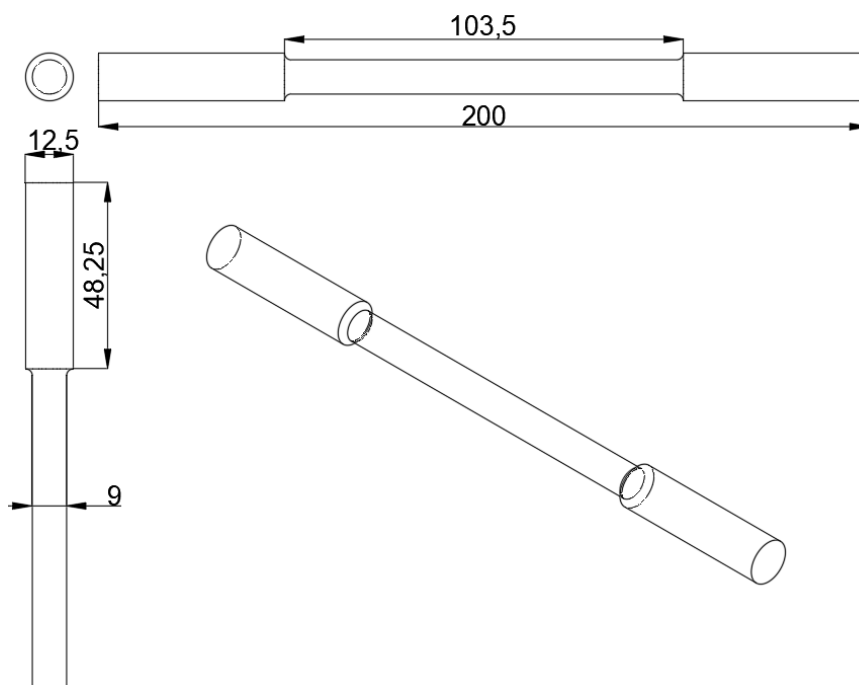


Figura 4 - 10: Dimensiones de probetas de tracción cilíndricas de 9 mm de diámetro, fabricadas a partir de una barra de acero inoxidable 17-4PH fabricadas de 12,5 mm de diámetro.

El dimensionado de los trozos para fabricar las probetas, se realizó mediante mecanizado con equipos CNC de la Empresa Nacional de Aeronáutica (ENAER), ubicada en la base aérea El Bosque de la Fuerza Aérea de Chile. Dando como resultado quince probetas cilíndricas con un acabado superficial liso como se puede apreciar en la Figura 4 - 11.



Figura 4 - 11: Fotografía de probetas de tracción de 9 milímetros de diámetro en la sección más angosta, fabricadas mediante CNC a partir de una barra de acero inoxidable 17-4PH de 12,5 milímetros de diámetro.

4.2.4 Tratamiento térmico H900 modificado.

El tratamiento térmico realizado se conoce como H900 modificado (ver Gráfico 4 - 1), el cual consta en primera instancia de un tratamiento térmico de solución a 1050°C durante una hora, seguido de un temple al aire. Posteriormente, las probetas son sometidas a un tratamiento de envejecimiento artificial a 480 °C por cuatro horas y luego enfriadas al aire. El objetivo de este tratamiento térmico es mejorar las propiedades mecánicas de los aceros 17-4 PH, produciendo el fenómeno de endurecimiento por precipitación.

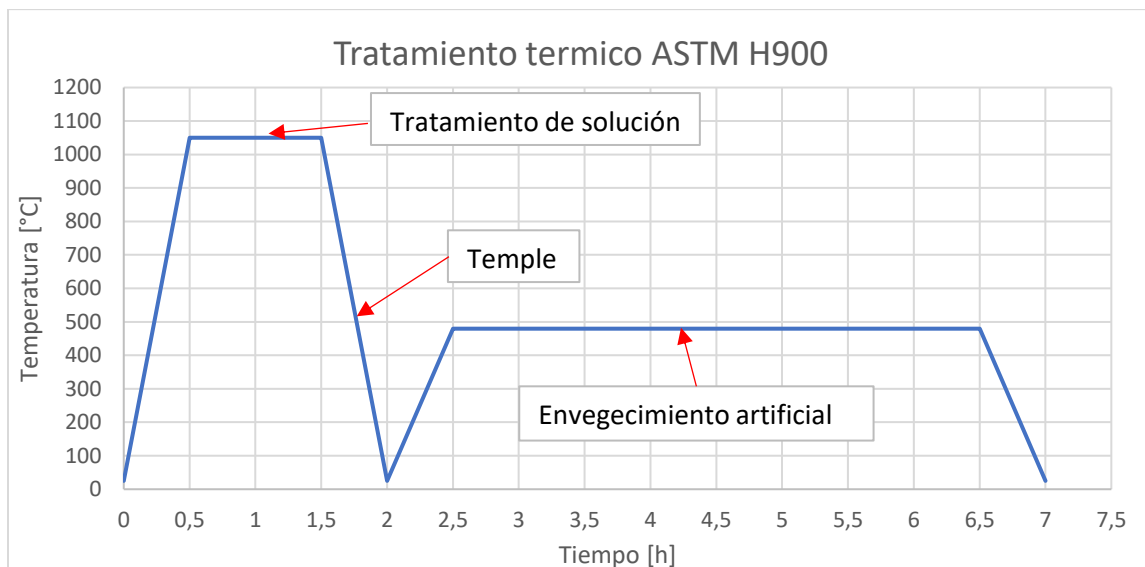


Gráfico 4 - 1: Esquema de tratamiento térmico H900 modificado, realizado para generar el endurecimiento por precipitación en aceros inoxidables 17-4PH. Éste consta de un tratamiento de solución a 1050°C por una hora, luego un temple al aire y por último de un envejecimiento artificial a 480°C (900°F) por cuatro horas.

El tratamiento térmico de las probetas de tracción fabricadas mediante ADAM y manufactura convencional fue realizado en la Academia Politécnica Aeronáutica (APA), ocupando un horno de resistencias de la marca BRASIMET.

Previo al tratamiento térmico, las probetas fueron pintadas con pintura refractaria ALFACARB de la marca QUANTA, para evitar una oxidación de la superficie de éstas en el tratamiento de solución. Una vez pintadas las probetas, las mismas fueron secadas al aire libre como se puede observar en la Figura 4 - 12.



Figura 4 - 12: a) Fotografía de probetas de tracción fabricadas mediante ADAM, pintadas con pintura ALFACARB.

El horno BRASIMET fue calentado hasta una temperatura de 1050°C, para posteriormente introducir siete probetas por una hora como se puede apreciar en la Figura 4 - 13. Una vez transcurrido el tiempo, las probetas fueron templadas al aire hasta alcanzar temperatura ambiente. El mismo procedimiento se repitió para el resto de las probetas.



Figura 4 - 13: Tratamiento térmico de solución a 1050°C por una hora en horno BRASIMET a siete probetas cilíndricas de acero inoxidable 17-4PH pintadas con pintura refractaria.

Tratadas las 30 probetas, se llevó a cabo el tratamiento térmico de envejecimiento artificial a 480°C por cuatro horas, de igual manera que en tratamiento anterior, las probetas fueron introducidas en grupos de a siete y al finalizar el tiempo fueron enfriadas al aire libre hasta temperatura ambiente.

4.3 Objetivo específico N°2: Evaluar las propiedades mecánicas a distintas velocidades de deformación, propiedades físicas y aspectos microestructurales.

4.3.1 Ensayos de dureza.

La caracterización de la dureza de las probetas de manufactura aditiva y tradicionales se llevó a cabo en el estado inicial de las muestras, posterior al temple al aire y finalizado el tratamiento térmico H900 modificado (H900*).

4.3.1.1 Caracterización de probetas de acero inoxidable 17-4PH tradicionales.

La toma de dureza de las probetas de acero inoxidable 17-4PH adquiridas en ENAER, fueron realizadas en la escala Rockwell C (HRC), ocupándose un equipo Rockwell Zwick Roell ZHR certificado, con un indentador de cono de diamante y una carga de 150 kilogramos. Se tomaron 8 mediciones por probeta, con las recomendaciones indicadas en la norma ASTM E8.

Tabla 4 - 3: Resultados de mediciones de dureza de probetas de acero inoxidable 17-4PH convencionales con tratamiento térmico H900 modificado y sin tratamiento.

Muestra	Estado inicial	Temple al aire	H900*
Medición	Dureza [HRC]	Dureza [HRC]	Dureza [HRC]
1	28,9	31,7	42,4
2	29,7	32,1	42,4
3	26,7	32,6	42,6
4	28,9	31,5	42,9
5	28,5	31,7	41,8
6	29,0	32,5	40,8
7	28,9	32,1	41,7
8	29,1	32	42,0
Promedio	28,7	32,0	42,1
Desviación estándar	0,8	0,4	0,6

Los resultados, como se pueden observar en la Tabla 4 - 3, muestran un aumento de la dureza de un 46,7 %, en las probetas tratadas con el tratamiento H900 modificado (H900*), respecto a la dureza inicial del material. Esta gran diferencia se debe al tratamiento térmico H900*, el cual induce el fenómeno de endurecimiento por precipitación que distorsiona la matriz y aumenta la dureza. Por otro lado, con el objetivo de observar la efectividad del mecanismo de endurecimiento por precipitación, se realizaron mediciones de dureza a trozos de la barra de acero inoxidable 17-4PH, sometidos al tratamiento térmico de solución y temple al aire únicamente. Para dilucidar si el cambio de dureza es atribuible a la transformación de austenita a martensita, o a el endurecimiento por la precipitación de

precipitados de cobre. Se obtuvo que la dureza de los trozos templados al aire aumenta un 9,7% respecto a la dureza inicial. Por otro lado, al comparar la dureza de las probetas envejecidas artificialmente nuevamente con la dureza inicial, se obtiene que éstas aumentan su dureza en un 33,8%. Estos resultados corroboran que el aumento de dureza es atribuible al fenómeno de endurecimiento por precipitación.

4.3.1.2 Caracterización de probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por ADAM.

Dadas las dimensiones finales de las probetas de acero inoxidable 17-4PH elaboradas mediante ADAM, se optó por cuantificar la dureza de estas mediante un micro - durómetro Vickers, siguiendo las indicaciones establecidas por la norma ASTM E384 -17. Previo a la toma de mediciones, se montaron trozos transversales de la probeta en baquelita transparente, siendo lijadas y pulidas hasta obtener una imagen especular. Posteriormente se tomaron mediciones, seleccionando únicamente las mediciones que no alcanzaran macro-porosidades, ya que al indentar éstas o parte de éstas, la dureza disminuía drásticamente.

Tabla 4 - 4: Resultado de mediciones de micro – dureza en escala Rockwell C a trozos transversales de probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas por ADAM. Cuantificando tanto el estado inicial como el posterior al tratamiento térmico H900*.

Muestra	Estado inicial	H900*
Medición	Dureza [HRC]	Dureza [HRC]
1	29,9	39,1
2	29,9	35,5
3	28,8	36,6
4	29,9	39,1
5	29,9	39,1
6	28,8	40,4
7	30,9	39,1
8	28,8	34,3
Promedio	29,6	37,9
Desviación estándar	0,7	2,0

Los resultados se pueden apreciar en la Tabla 4 - 4, en donde en promedio, la dureza posterior al tratamiento térmico H900* respecto a la inicial, aumenta en un 28.0 % debido a la precipitación de precipitados ricos en cobre. La composición química de estos no está establecida con certeza, pero en la investigación Guma Yeli et al., que trata sobre la nucleación secuencial de fases en los aceros inoxidables 17-4PH, mediante un mapa atómico, muestran que estos están compuestos casi exclusivamente de cobre, con otros

elementos en menor medida como el niobio, níquel y manganeso. Esto se puede apreciar en el Anexo A II [15].

4.3.2 Densidad relativa.

La densidad relativa fue cuantificada mediante picnometría. El volumen del sólido se obtiene de forma implícita, al medir la masa desplazada de un líquido conocido al ser sumergido. Al transformar la masa del líquido desplazado a volumen mediante la densidad del líquido, se obtiene el volumen desplazado, siendo éste equivalente al volumen del sólido. La densidad aparente se calcula mediante el cociente de la masa y el volumen del sólido. Por último, la densidad relativa se obtiene mediante la división de la densidad aparente respecto a la densidad teórica.

El sólido sumergido para la medición de la densidad relativa de las probetas fabricadas a partir de ADAM se obtuvo cortando varios trozos de un extremo de una de las probetas, siendo lo suficientemente pequeños para que todos juntos quepan dentro del picnómetro.

Tabla 4 - 5: Resultado de la densidad aparente y relativa de trozos de probetas de acero inoxidable 17-4PH mediante ADAM.

Medición	Densidad metal [g/mL]	Densidad relativa
1	7,36	94,31%
2	7,36	94,31%
3	7,36	94,31%
4	7,36	94,31%
5	7,36	94,31%
Promedio	7,36	94,31%

La densidad aparente de las probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas mediante ADAM fue de 7360 [kg/m³], la cual comparada con la teórica de esta aleación que es 7800 [kg/m³], da como resultado una densidad relativa de un 94.31%.

Markforged informa que piezas fabricadas a partir del filamento de acero inoxidable 17-4PH, aplicando el patrón de fabricación “solid fill”, logran alcanzar densidades relativas de un 96%. Esto difiere de la densidad obtenida en un 1,69%, factor que influye directamente en las propiedades mecánicas de las piezas analizadas, al contener una mayor cantidad de porosidades.

4.3.3 Microscopía óptica.

Previo a la caracterización metalográfica, las probetas de manufactura convencional y aditiva fueron cortadas, montadas, lijadas y pulidas hasta lograr una imagen especular. Fueron observadas secciones transversales y longitudinales de cada una de las muestras, y en el caso de las probetas tradicionales de acero inoxidable 17-4PH, se observó el tamaño y forma de los granos.

4.3.3.1 Microestructura de estado inicial de barra de acero inoxidable 17-4PH.

Respecto al estado inicial de la barra de acero inoxidable 17-4PH, se tomaron muestras de la sección transversal y longitudinal de la misma, por lo que se puede observar que la microestructura es similar en cuanto a tamaño, forma y distribución de los granos. Además, no se aprecia una orientación predominante en ninguna de las secciones que indique un previo trabajo mecánico en frío.

Las metalografías que se pueden apreciar en las Figura 4 - 14, Figura 4 - 15 y Figura 4 - 16, muestran una microestructura martensítica, la cual presenta un color gris con tonalidades que varían de oscuras a claras.

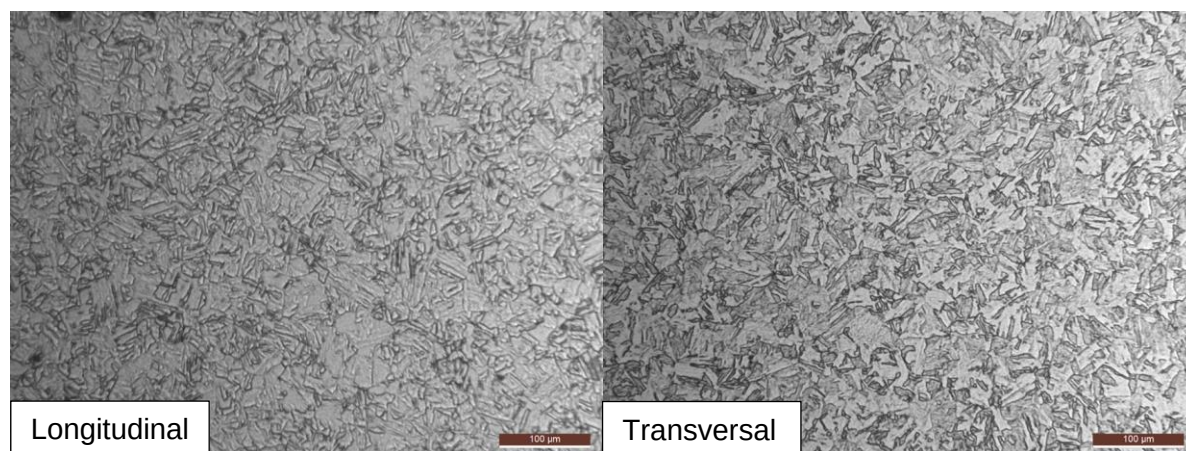


Figura 4 - 14: Metalografía de sección longitudinal (izquierda) y transversal (derecha), atacada de barra de acero inoxidable 17-4PH en su estado inicial a 100X.

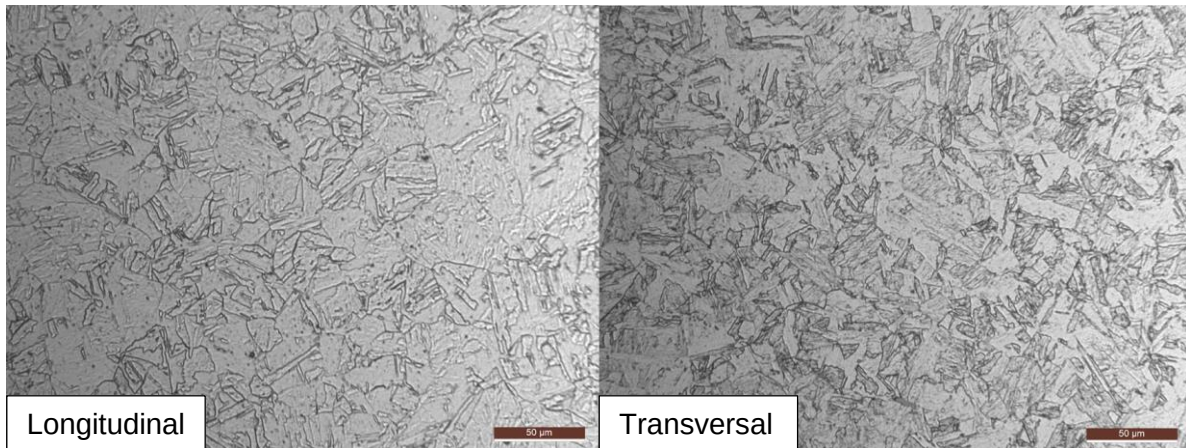


Figura 4 - 15: Metalografía de sección longitudinal (izquierda) y transversal (derecha), atacadas de barra de acero inoxidable 17-4PH en su estado inicial a 200X.

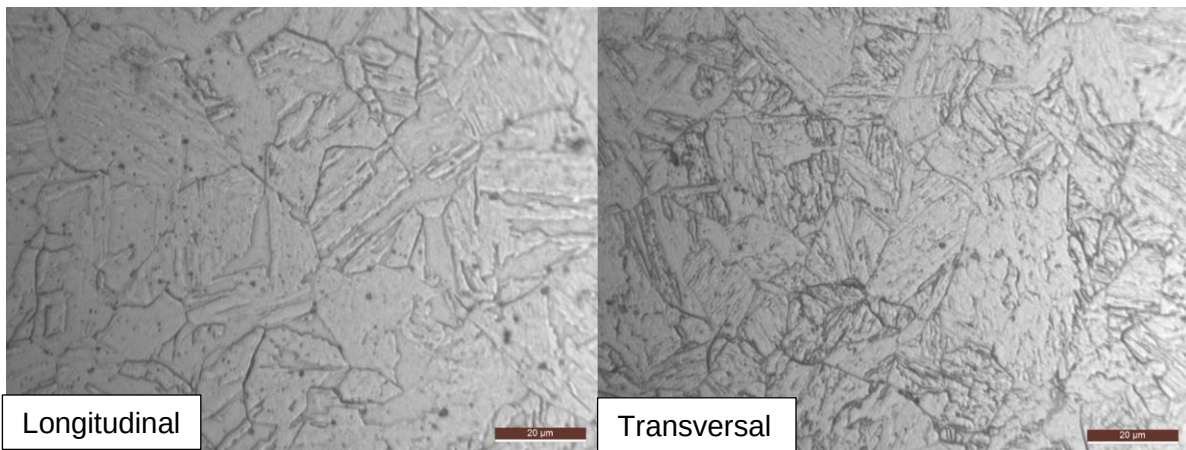


Figura 4 - 16: Metalografías de sección longitudinal (izquierda) y transversal (derecha), atacadas de barra de acero inoxidable 17-4PH en su estado inicial a 500X.

Las metalografías evidencian que el estado inicial de la barra adquirida en ENAER tiene una matriz aparentemente martensítica, siendo esto esperable dada la gran templabilidad de esta aleación. Esto es coherente con las durezas obtenidas, siendo la martensita presente en esta aleación de baja dureza, dado el porcentaje de carbono en este acero.

4.3.3.2 Microestructura de probetas de acero inoxidable tratadas térmicamente.

Las muestras tratadas mediante el tratamiento térmico H900 modificado, al igual que en las muestras iniciales una microestructura martensita, como se aprecian en la Figura 4 - 17, Figura 4 - 18 y Figura 4 - 19.

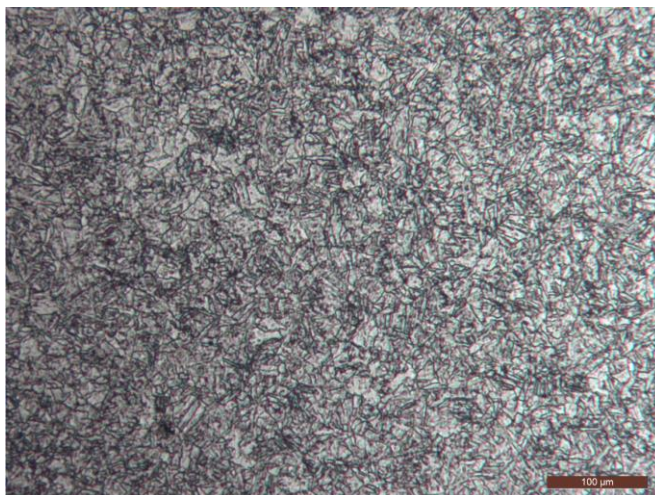


Figura 4 - 17: Metalografía a 100X de muestra transversal atacada de barra de acero inoxidable 17-4PH tratada térmicamente mediante el tratamiento térmico H900 modificado.

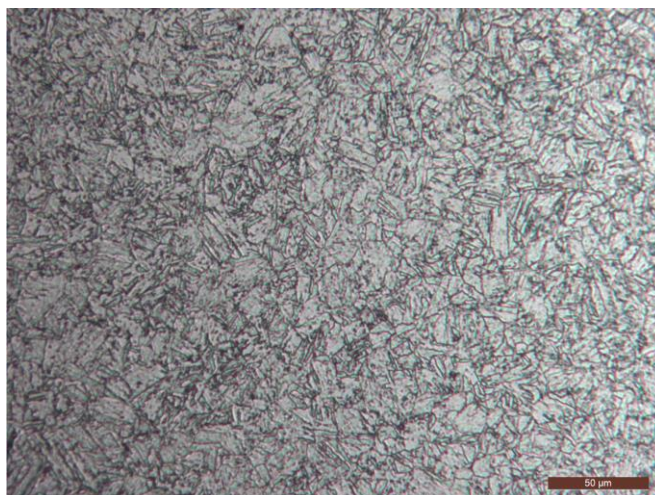


Figura 4 - 18: Metalografía a 200X de muestra transversal atacada de barra de acero inoxidable 17-4PH tratada térmicamente mediante el tratamiento térmico H900 modificado.

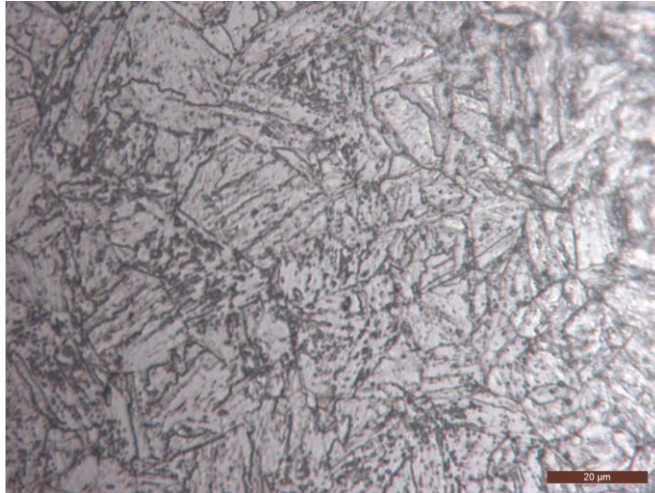


Figura 4 - 19: Metalografía a 500X de muestra transversal atacada de barra de acero inoxidable 17-4PH tratada térmicamente mediante el tratamiento térmico H900 modificado.

Por otro lado, al comparar las metalografías del estado inicial respecto a las tratadas térmicamente, se observa en las muestras tratadas térmicamente un aumento de la “rugosidad” o bien un tono más opaco en los bordes de grano. Esto se debe a la precipitación de partículas de cobre, ocasionado por el tratamiento térmico, que si bien no son visibles ya que rondan el orden de 10- 30 nm, influyen en el aspecto de la martensita presente.

El tamaño de grano de las muestras de acero inoxidable 17-4PH “tradicionales” no varía dado el tratamiento térmico realizado. Los tamaños y diámetros fueron analizados mediante el método de los interceptos según la norma ASTM E112. Como resultado se obtuvo que los granos presentaban un diámetro promedio de 20 μm y un tamaño de grano ASTM 8.0 [18].

4.3.3.3 Microestructura de probetas fabricadas mediante ADAM sinterizadas.

Las probetas fabricadas a partir de ADAM poseen en su microestructura macro y microporosidades como se puede ver en la Figura 4 - 20 y Figura 4 - 22. Las macro porosidades presentan formas triangulares y una distribución en un patrón lineal entre sí. Por otro lado, se pueden apreciar “delaminaciones” como se observa en la Figura 4 - 21, las cuales tienen formas alargadas y delgadas, siendo grandes concentradores de esfuerzo. Éstas se ubican en la interfaz entre capas, siendo generadas por la extracción del polímero que recubre el filamento, el que al ser removido genera espacios, los cuales, como se observa, no logran ser llenados en el sinterizado.

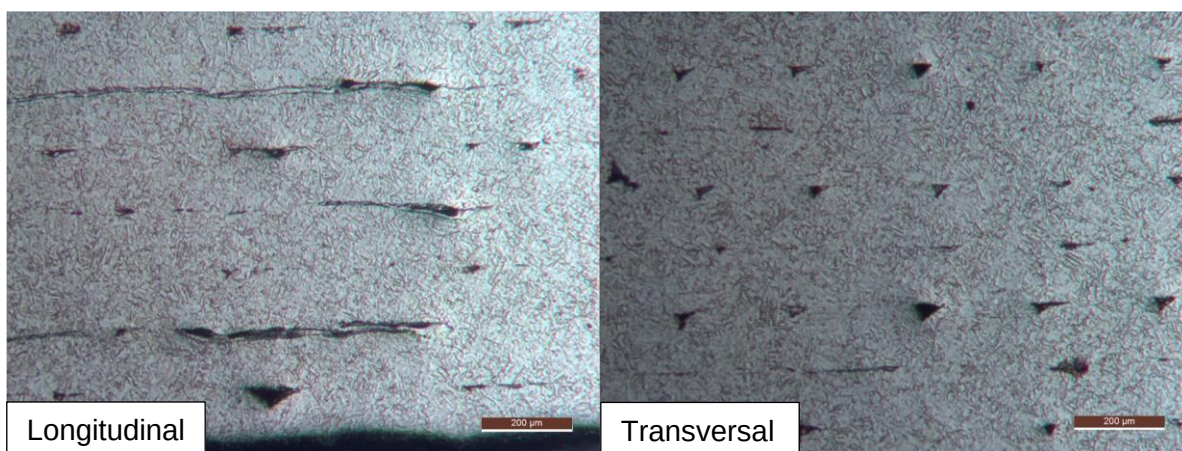


Figura 4 - 20: Metalografía a 50X de sección transversal atacada, de probeta de acero inoxidable 17-4PH fabricada por ADAM.

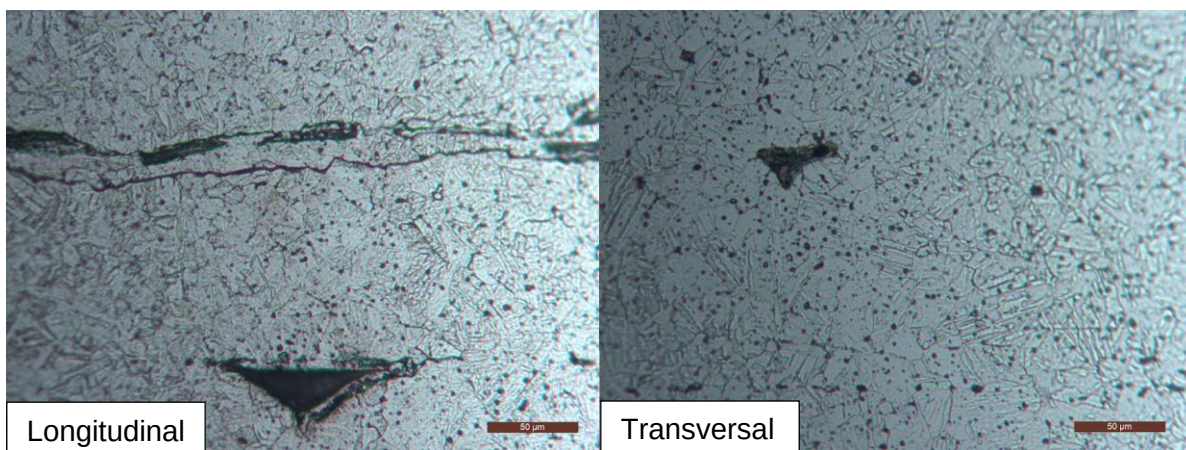


Figura 4 - 21: Metalografía a 200X de sección transversal atacada, de probeta de acero inoxidable 17-4PH fabricada por ADAM.

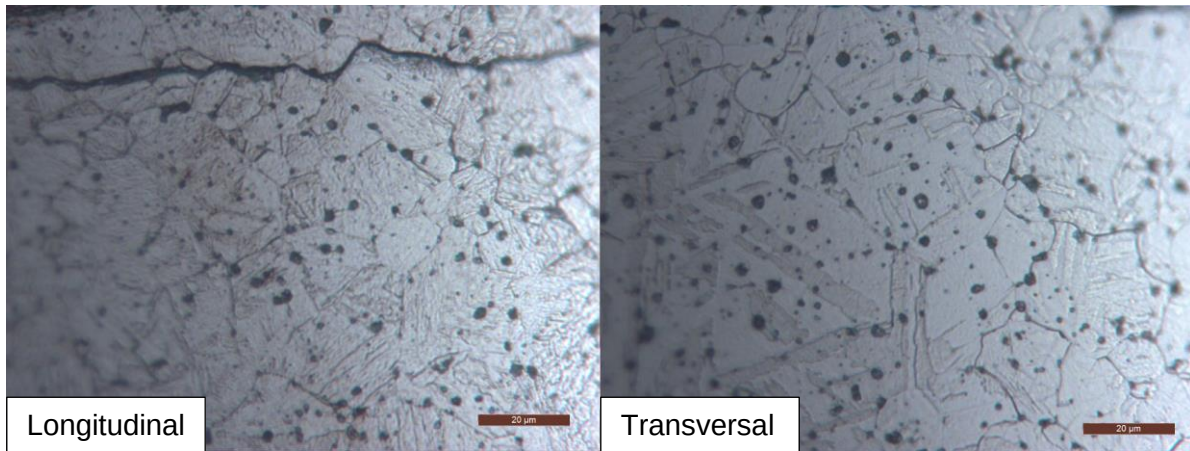


Figura 4 - 22: Metalografía a 500X de sección transversal atacada, de probeta de acero inoxidable 17-4PH fabricada por ADAM.

Respecto a la microestructura, ésta presenta una matriz martensítica, con un color gris claro como se aprecia en la Figura 4 - 22. Las delaminaciones que también se pueden observar, en algunos casos como éste, se encuentran unidas por grietas, siendo defectos de fabricación críticos e indeseados, que provocarán indudablemente una falla anticipada del material. Estos defectos además se encuentran perpendiculares a la dirección de tracción de la probeta, como se puede observar en el Diagrama 4 - 1, siendo aún más perjudiciales.

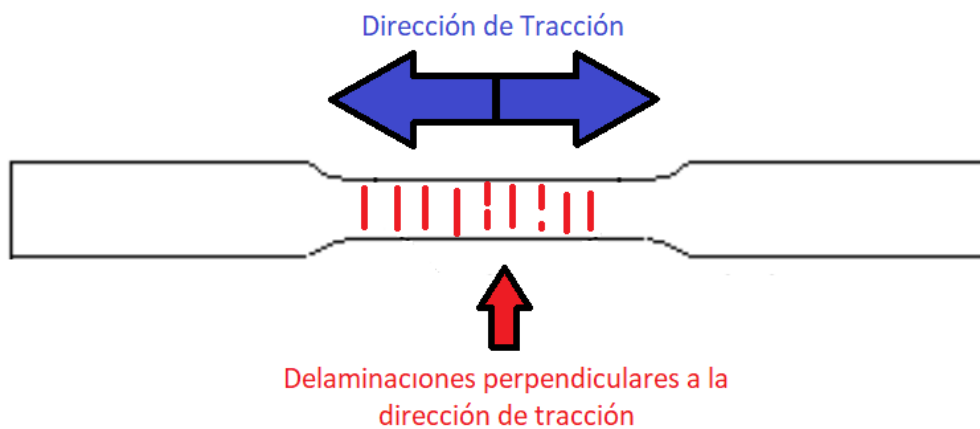


Diagrama 4 - 1: Diagrama de probeta de tracción, donde se indica con flechas azules la dirección de tracción y mediante líneas rojas, las delaminaciones críticas perpendiculares a la dirección de tracción (elaboración propia).

4.3.3.4 Microestructura de probetas fabricadas mediante ADAM tratadas térmicamente.

La muestra a la cual se le aplico el tratamiento térmico H900 modificado presenta una microestructura martensítica, con un aumento en la cantidad de interfases presentes. Esto se puede ver en la Figura 4 - 24 y Figura 4 - 25, en las cuales la martensita presenta un color gris amarillento debido a la iluminación del microscopio. Es destacable por otro lado, que en la Figura 4 - 23 se aprecia de mejor forma el ordenamiento lineal entre las macro porosidades, con formas triangulares definidas.

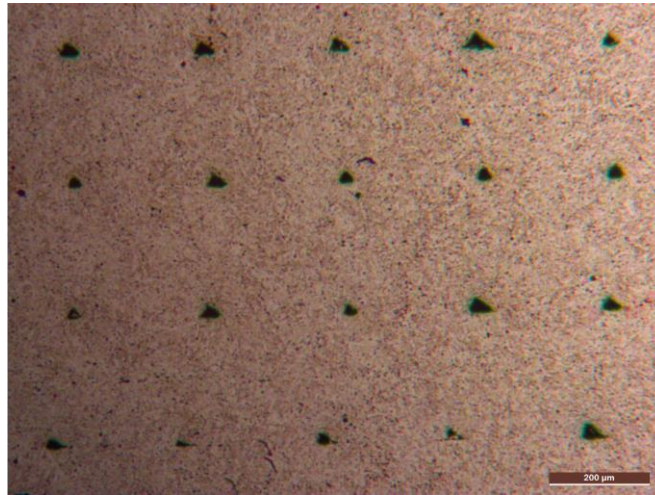


Figura 4 - 23: Metalografía a 50X de sección transversal atacada de probeta de acero inoxidable 17-4PH, fabricada por ADAM y tratada térmicamente mediante el tratamiento térmico H900 modificado.

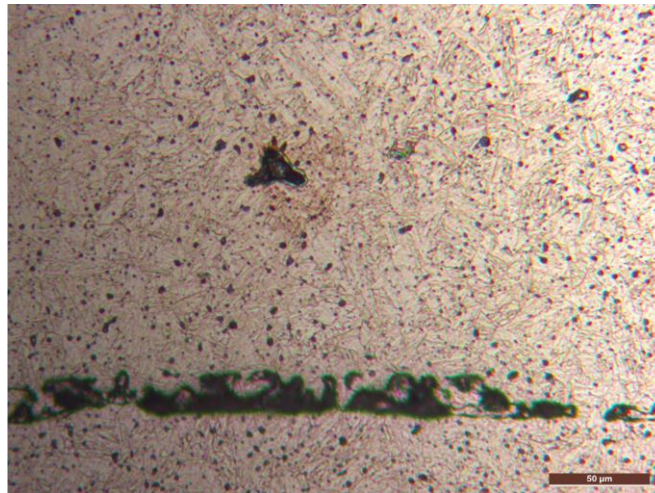


Figura 4 - 24: Metalografía a 200X de sección transversal atacada de probeta de acero inoxidable 17-4PH, fabricada por ADAM y tratada térmicamente mediante el tratamiento térmico H900 modificado.

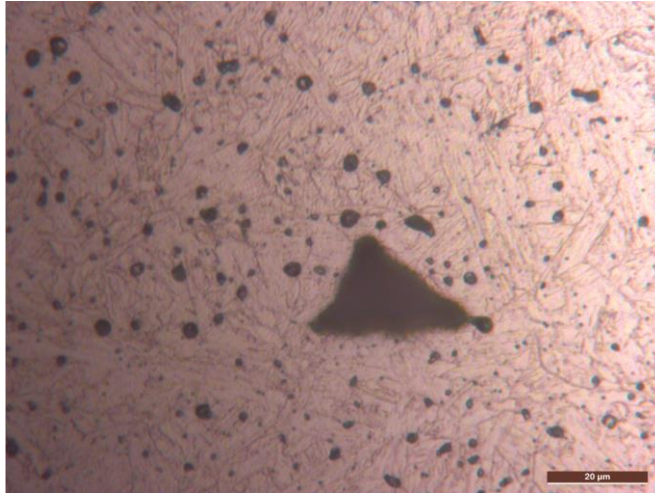


Figura 4 - 25: Metalografía a 500X de sección transversal atacada de probeta de acero inoxidable 17-4PH, fabricada por ADAM y tratada térmicamente mediante el tratamiento térmico H900 modificado.

El ataque químico realizado a las probetas fabricadas por manufactura aditiva fue menos efectivo respecto a las probetas convencionales. Esto se debe a que el reactivo utilizado que fue Vilella, al momento de atacar las muestras, se alojaba en las porosidades y generaba un sobre ataque localizado que perjudicaba el acabado final de las muestras. Debido a esto, se optó por atacar durante menos tiempo las probetas y lavar con agua un mayor tiempo las muestras, lo cual reveló la microestructura que poseen éstas, pero no de manera tan clara como las muestras extraídas de la barra de acero inoxidable 17-4PH adquirida.

Respecto al tamaño de grano, éste fue cuantificado mediante el método de los interceptos bajo la norma ASTM E112, dando como resultado un promedio de diámetro de grano de 15 μm y un tamaño de grano ASTM 9 [18].

4.3.4 Microscopía electrónica de barrido.

La superficie de fractura de las probetas tradicionales y fabricadas a través de manufactura aditiva, se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido, para poder observar el tipo de comportamiento que tuvo el material al momento de fallar y sus posibles causas.

Tabla 4 - 6: Probetas de manufactura tradicional (MT) y Manufactura aditiva (MA) analizadas mediante SEM.

Probetas SEM			
Tipo	Número de ensayo	Velocidad de deformación [mm/min]	Orientación de fractura
MT	1	0,1	0°
	3	2,5	0°
	6	10	0°
MA	2	0,1	0°
	3	2,5	0°
	45	2,5	45°
	5	10	0°

En la Tabla 4 - 6, se puede apreciar cada una de las probetas de manufactura aditiva (MA) y manufactura tradicional (MT) analizadas mediante SEM. Se escogió una probeta por velocidad de deformación con excepción de la probeta de MA N°45, la cual se agregó debido a que su superficie de fractura presenta una orientación de 45°, que se puede observar en la Figura 4 - 26. Esta orientación es interesante analizar dado que el patrón de llenado “solid fill”, el cual fue utilizado en la elaboración de estas probetas, tiene orientación en 45° como se puede apreciar en la Figura 2 - 6.



Figura 4 - 26: Fotografía de fractura de probeta de tracción MA N°45, traccionada a 2.5 mm/min.

4.3.4.1 A continuación, se analizan la superficie de fractura de las probetas tradicionales.

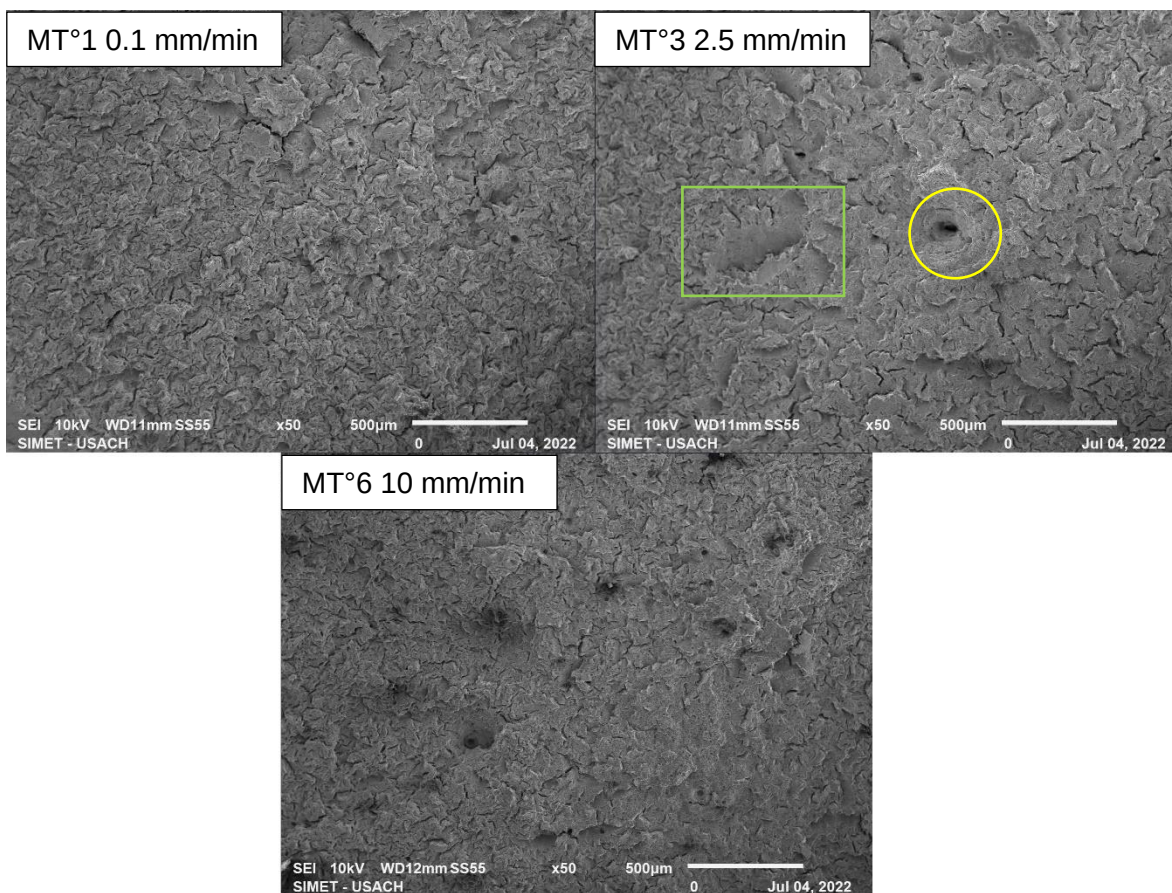


Figura 4 - 27: Morfología de superficie de fractura de probetas tradicionales a 50X, obtenidas mediante SEM. En verde se marca una zona de clivaje y en amarillo un hueco posiblemente originado por el desprendimiento de inclusiones.

La superficie de fractura de las probetas tradicionales independiente de la velocidad a la cual fueron traccionadas presenta microgrietas como se observa en la Figura 4 - 27. La densidad de microgrietas y su tamaño aumenta a medida que la velocidad de tracción disminuye.

Por otro lado, se pueden observar orificios o cavidades circulares en la Figura 4 - 27, los cuales probablemente, dada su forma, pueden originarse por el desprendimiento de inclusiones de óxidos de cromo (circulo amarillo). Estas cavidades fueron observadas a una mayor magnificación y se les realizó un análisis químico puntual como se aprecia en la Figura 4 - 28.

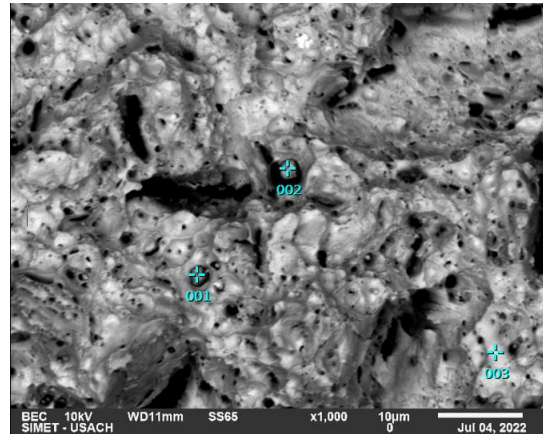


Figura 4 - 28: Análisis químico puntual mediante SEM a probeta de tracción tradicional de acero inoxidable 17-4PH traccionada a 10 mm/min. Se aprecian tres mediciones en celeste en el que se analizó la composición química de forma aproximada.

Los dos primeros puntuales corresponden a posibles inclusiones dentro de cavidades similares a la anteriormente señalada, en las cuales se obtuvo que las partículas dentro de las cavidades efectivamente corresponden a inclusiones de óxido de cromo u óxido de manganeso. La composición química de los dos puntuales mencionados se puede apreciar en la Figura 4 - 29 y se especifican en los Anexo B I y Anexo B II.

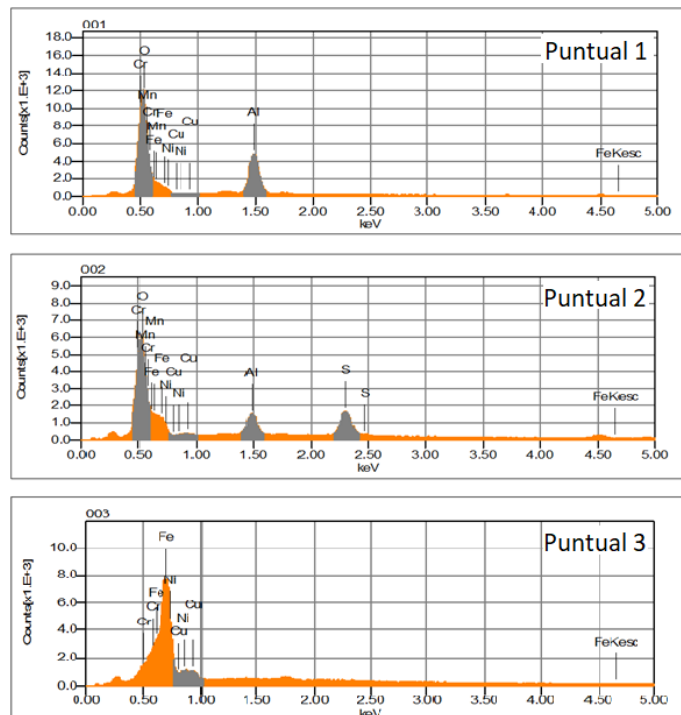


Figura 4 - 29: Gráficos resultantes de el análisis químico mediante SEM de los tres puntuales analizados en probetas tradicionales de acero inoxidable 17-4PH.

Por otro lado, respecto al puntual 3, éste corresponde al metal base, el cual se tomó como referencia para comprobar la precisión del análisis químico realizado. Los resultados del análisis químico del puntual anteriormente mencionado se aprecian en la Figura 4 - 29 y Anexo B III.

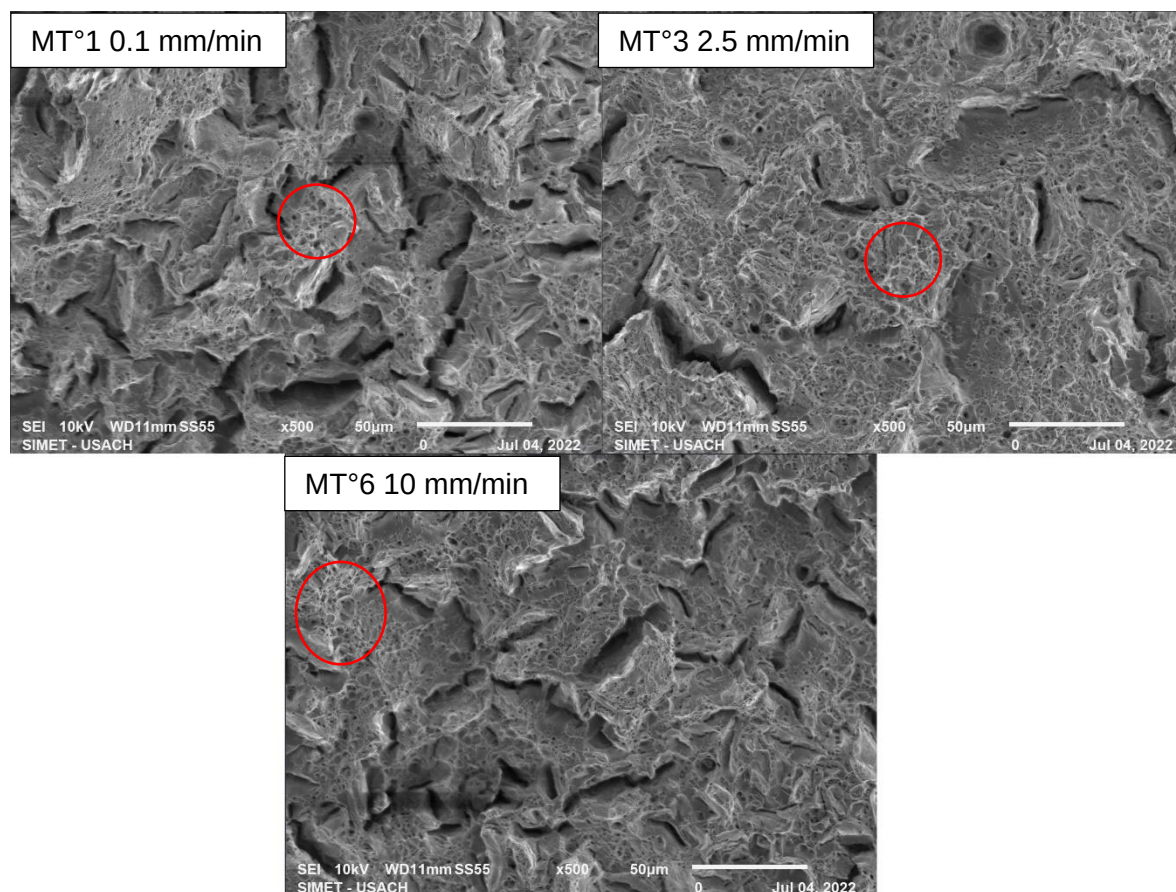


Figura 4 - 30: Morfología de superficie de fractura de probetas tradicionales a 500X, obtenidas mediante SEM.

Al observar las imágenes a mayor magnificación en la Figura 4 - 30, el material presenta un comportamiento dúctil, dada la cantidad de “dimples” (señalados mediante círculos rojos), los cuales son zonas que indican una gran cantidad de deformación, ya que están en un plano superior. Estos se aprecian de forma más clara en el Anexo B IV.

Sintetizando lo analizado anteriormente, se evidencia que el material falla de forma dúctil dada la gran deformación presente. Además, se aprecian microgrietas que dan a entender la buena tenacidad que presenta este material.

4.3.4.2 Análisis de fractura probetas fabricadas por ADAM.

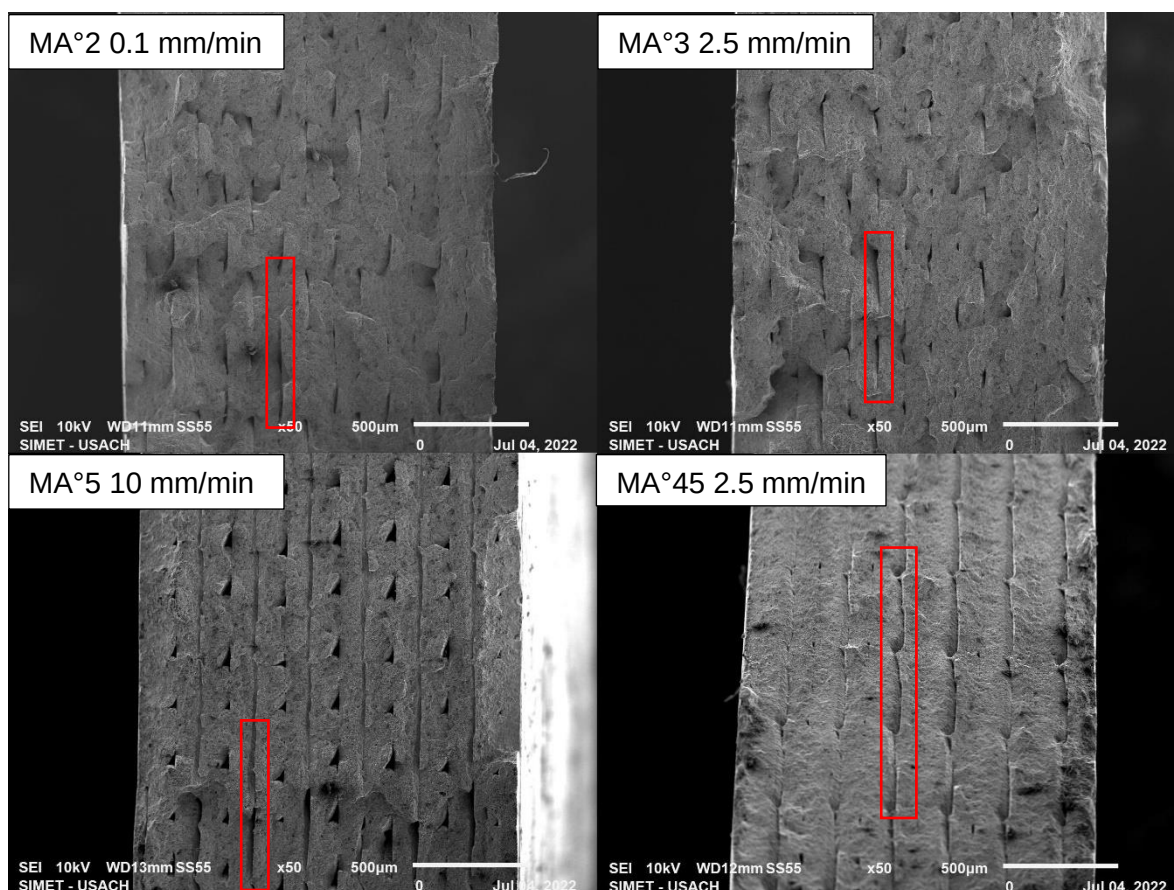


Figura 4 - 31: Morfología de la superficie de fractura de probetas aditivas a 50X, obtenidas mediante SEM. Con un rectángulo rojo se marcan las delaminaciones presentes en las superficies de fractura.

La superficie de fractura de las probetas fabricadas por ADAM evidencia delaminaciones presentes en este método de manufactura, que están señaladas mediante rectángulos rojos en la Figura 4 - 31. Gran parte de estas delaminaciones se forman en la interfase entre capas, razón por la cual presentan una forma alargada y paralela a las capas, que son originadas producto de defectos en el proceso de fabricación. Esto es sumamente perjudicial para las probetas, ya que favorece la concentración de esfuerzos y por ende facilita la falla prematura de la probeta.

Las probetas MA°2, MA°3 y MA°5 a pesar de ser traccionadas a distintas velocidades de tracción, la orientación de la superficie de fractura fue perpendicular a la dirección de tracción. Sin embargo, se observa que las macro porosidades en la probeta MA°5, presentan un mayor tamaño en las interfases entre capas, además se adicionan las

porosidades triangulares en el interior de cada capa, porosidades que solamente están presentes en esta probeta y podrían ser un defecto en la fabricación.

A diferencia de las probetas anteriores, la probeta MA N°45 presenta una superficie de fractura en 45° como se observa en la Figura 4 - 26. La superficie de fractura de esta probeta posee límites claros entre capas, en el que las delaminaciones se encuentran unidas formando una gran delaminación. Este factor indudablemente jugó un rol preponderante en la orientación de la superficie de falla de esta probeta.

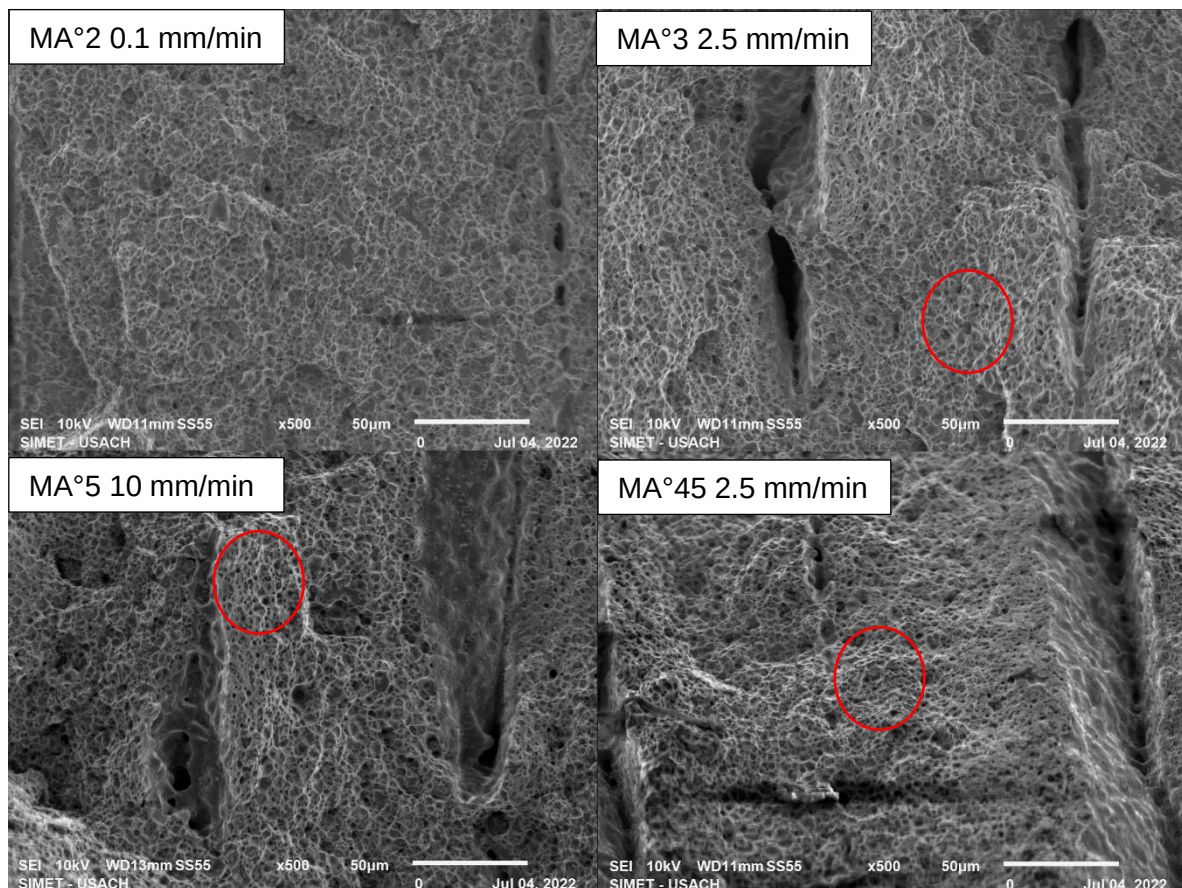


Figura 4 - 32: Morfología de superficie de fractura de probetas aditivas a 500X, obtenidas mediante SEM. Mediante círculos en rojo se señala la presencia de “dimples”.

Al observar la superficie a una mayor magnificación en la Figura 4 - 32, se aprecian además de las macro porosidades, las microporosidades las cuales pueden ser originadas debido al método de fabricación o por el desprendimiento de inclusiones. Esto se comprobó realizando, al igual que en las probetas tradicionales, un análisis químico puntual a cavidades con partículas en su interior como se puede observar en el Anexo B V. Se obtuvo

como resultado que las partículas alojadas al interior de las cavidades corresponden a óxidos de cromo dada su composición química, la cual se puede observar en los Anexo B VI, Anexo B VII y Anexo B VIII.

Por último, se evidencia con la presencia de “dimples” señalados mediante círculos rojos en la Figura 4 - 32, que son zonas blancas que muestran gran deformación plástica del material dado que se encuentran en un plano superior. Éstas se pueden ver de forma más clara en Anexo B IX. Esto da a entender que el material se comporta de forma dúctil y que la razón de la falla prematura se debe a la presencia de delaminaciones.

4.3.5 Difracción de rayos X.

La identificación de las fases presentes en las probetas de manufactura aditiva fue realizada mediante difracción de rayos X bajo la norma ASTM E-975-03, en donde los parámetros utilizados se especifican en el Anexo B X. Fueron analizadas dos muestras, una de éstas envejecida artificialmente mediante el tratamiento térmico H900 modificado y la otra sin tratar térmicamente, es decir, como salió la probeta después de sinterizar [19].

La señal fue procesada en el programa Origin 8 Pro, situándose una nueva línea base en el eje de las abscisas y además identificando los ángulos de los “peaks” registrados. Estos ángulos posteriormente fueron comparados con los ángulos obtenidos de forma teórica mediante la ley de Bragg, cálculos que se pueden revisar en el Anexo B XI, Anexo B XII y Anexo B XIII.

Respecto a la muestra sin tratamiento térmico, el resultado de la medición y análisis se puede observar en la Figura 4 - 34, en la cual se identificaron tres peaks de ferrita α y un solo peak de austenita γ . La ferrita α corresponde a la fase martensítica, dado que a bajos porcentajes de carbono, como es el caso de las muestras analizadas, la estructura cristalina tetragonal (BCT), la cual es una versión distorsionada de la estructura cristalina centrada en el cuerpo (BCC) como se aprecia en la Figura 4 - 33, se puede aproximar a ésta [20].



Figura 4 - 33: Estructuras cristalinas de austenita (centradas en las caras FCC), ferrita (centrada en el cuerpo BCC) y martensita (tetragonal BCT). El círculo negro representa un átomo de carbono.

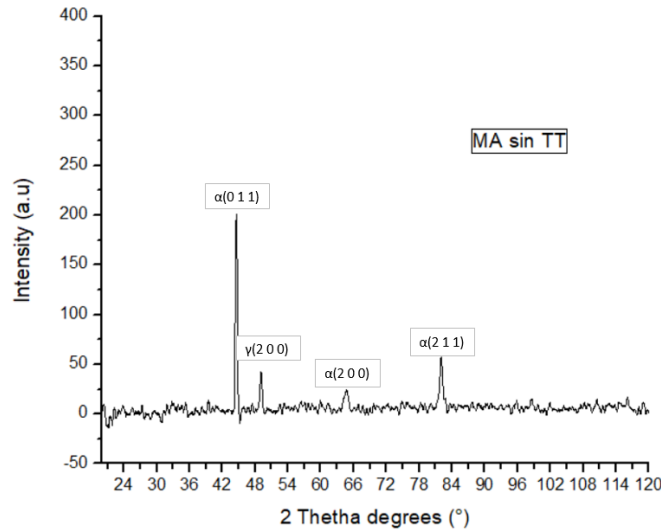


Figura 4 - 34: Señal procesada y analizada de muestra de MA sin tratar térmicamente, mediante difracción de rayos X.

Por último, los resultados de difracción de rayos X para la muestra tratada térmicamente se observan en la Figura 4 - 35, donde se presenta un único peak de austenita y múltiples peaks de martensita. Por lo cual, al igual que en la muestra sin tratamiento térmico, existe una pequeña cantidad de austenita retenida en las muestras analizadas, teniendo las muestras una matriz compuesta mayoritariamente por martensita, lo cual concuerda con lo analizado mediante microscopía óptica, en el cual no se pudieron apreciar granos austeníticos de forma evidente, los cuales se caracterizan por presentar un grano con un tamaño pequeño, hexagonal y color blanco pálido en este tipo de aceros.

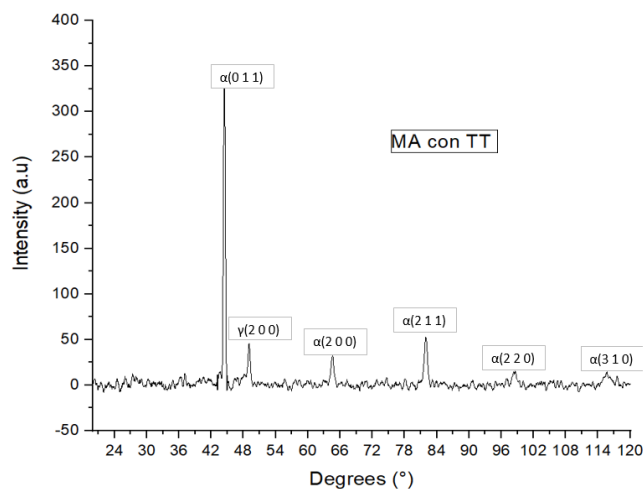


Figura 4 - 35: Señal procesada y analizada de muestra de MA tratada térmicamente (H900 modificado), mediante difracción de rayos X.

4.3.6 Ensayo de tracción.

La tracción de las probetas de manufactura aditiva (MA) y manufactura tradicional (MT) fueron realizadas en duplicado por velocidad y tipo de probeta. La denominación de cada uno de los ensayos, el tipo de probeta y la velocidad de tracción se especifican en la Tabla 4 - 7.

Tabla 4 - 7: Enumeración de ensayos de tracción realizados a distintas velocidades de deformación, realizados a las probetas MA y MT.

Ensayo	Tipo de probeta	Velocidad de tracción [mm/min]
MA N°1	MA	0,1
MA N°2	MA	0,1
MA N°3	MA	2,5
MA N°4	MA	2,5
MA N°5	MA	10,0
MA N°6	MA	10,0
MT N°1	MT	0,1
MT N°2	MT	0,1
MT N°3	MT	2,5
MT N°4	MT	2,5
MT N°5	MT	10,0
MT N°6	MT	10,0

4.3.6.1 Ensayos de tracción de probetas aditivas.

Previo a los ensayos de tracción, a todas las probetas de MA se les realizó marcas con una separación entre ellas de 50 milímetros mediante un pie de metro, donde posteriormente se colocó el extensómetro para registrar la deformación. Dado el conocimiento previo de los defectos de las probetas, se optó por programar el equipo de tracción para retirar el extensómetro una vez alcanzado el UTS. Sin embargo y como se puede apreciar en la Figura 4 - 36, las probetas fallaron antes del UTS con el extensómetro puesto.

Los resultados de los ensayos de tracción realizados a las probetas de manufactura aditiva (MA) se pueden observar en la Figura 4 - 36, donde la mayor elongación a rotura registrada fue de 2.63% en el ensayo MA N°2 a 0,1 mm/min y la menor fue de 1,43% en ensayo MA N°6 a 10 mm/min. En todos los ensayos realizados, la ductilidad registrada fue significativamente menor, como se especifica en la Tabla 4 - 8, a la informada por Markforged que es de un 6%.

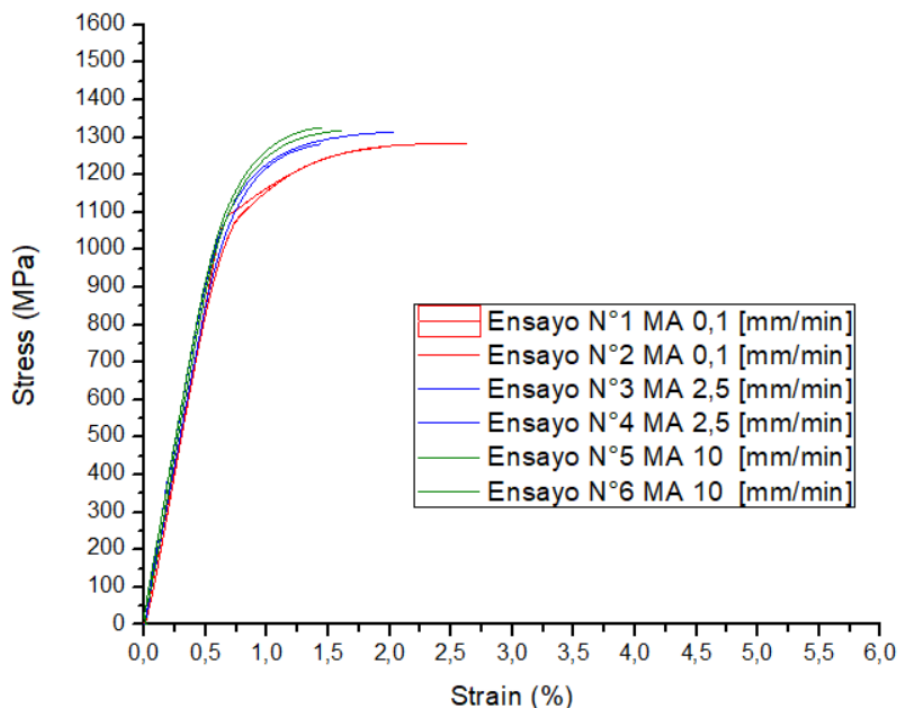


Figura 4 - 36: Resultados de ensayos de tracción a velocidades de deformación de 0,1, 2,5 y 10 mm/min de probetas de MA.

Respecto tanto al límite elástico como al esfuerzo máximo alcanzado por las probetas, éstos aumentaron a medida que aumentó la velocidad de tracción como se puede ver en la Tabla 4 - 8, lo cual es coherente, ya que a medida que aumenta la velocidad, aumenta el límite elástico dado que disminuye el tiempo para el movimiento de dislocaciones.

Tabla 4 - 8: Resumen de propiedades mecánicas obtenidas a partir de los ensayos de tracción a 0,1, 2,5 y 10 mm/min de las probetas de MA.

Ensayo	Velocidad de deformación [mm/min]	Límite elástico [MPa]	Esfuerzo máximo [MPa]	Elongación a rotura [%]
MA N°1	0,1	1119,29	1272,41	1,93
MA N°2	0,1	1131,03	1283,87	2,63
MA N°3	2,5	1172,67	1281,30	1,43
MA N°4	2,5	1167,17	1314,25	2,02
MA N°5	10,0	1205,64	1318,13	1,61
MA N°6	10,0	1219,76	1325,90	1,43

El índice de sensibilidad a la velocidad de deformación ("m") obtenido para las probetas de MA fue de 0,0155 como se puede observar en el Gráfico 4 - 2, donde la pendiente obtenida corresponde al índice "m". El detalle de los cálculos se puede ver en el Anexo B XIV.

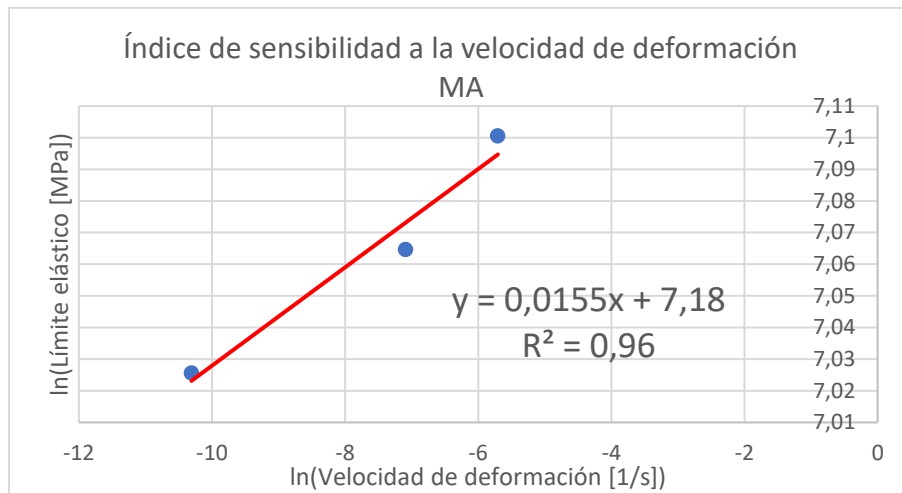


Gráfico 4 - 2: Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación (pendiente) de probetas de MA, traccionadas a 0,1, 2,5 y 10 mm/min.

Respecto al índice de endurecimiento por deformación obtenido en las probetas de MA, éste fue calculado a partir de la norma ASTM E646, tomando siete puntos entre el límite elástico y el último esfuerzo registrado por el equipo, dado que las probetas no alcanzaron el UTS. El índice de endurecimiento por deformación de cada ensayo se calculó mediante la ecuación especificada en el Anexo B XV. Los resultados se pueden observar en la Tabla 4 – 9 [21].

Tabla 4 – 9: Índices de endurecimiento por deformación obtenidos de las probetas de tracción fabricadas mediante MA.

N° de ensayo	Tipo de probeta	Velocidad de tracción [mm/min]	n
MA N°1	MA	0,1	0,13
MA N°2	MA	0,1	0,18
MA N°3	MA	2,5	0,13
MA N°4	MA	2,5	0,18
MA N°5	MA	10	0,13
MA N°6	MA	10	0,15
Promedio			0,15
Desviación estándar			0,02

El índice de endurecimiento obtenido entra en el rango normal de los aceros, el cual comprende entre 0,1 y 0,3. Cabe destacar que el valor obtenido puede ser distinto al real de las probetas, dado que éstas fallaron antes del UTS.

El mecanismo de endurecimiento en estas probetas fue analizado mediante la obtención de los gráficos de la derivada del esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera, donde el resultado se puede apreciar en la Figura 4 - 37. Los patrones observados dan a entender que el único mecanismo de endurecimiento por deformación presente en esta aleación es la interacción entre los defectos del material y el movimiento de dislocaciones. Para mayor detalle del resto de ensayos de probetas MA, revisar desde el Anexo B XVI hasta el Anexo B XX.

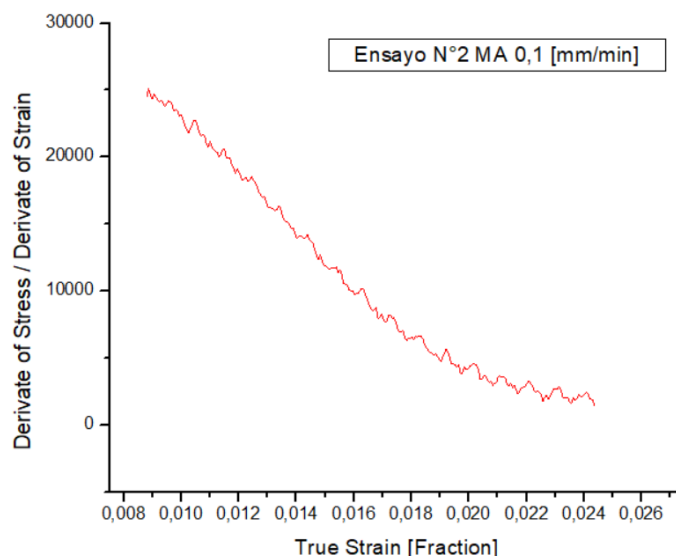


Figura 4 - 37: Curva de la derivada del esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MA N°2 realizado a 0,1 mm/min.

A modo de síntesis, las probetas fabricadas mediante ADAM y tratadas térmicamente, presentan un límite elástico y esfuerzo máximo levemente superiores a los informados por Markforged. Sin embargo, esto se ve mermado dado el pobre desempeño alcanzado en la deformación máxima, lo que es causado por las delaminaciones observadas y analizadas previamente mediante microscopía electrónica de barrido. Estos defectos son propios del proceso de fabricación y generan indudablemente la falla prematura de las probetas.

4.3.6.2 Ensayos de tracción de probetas tradicionales.

En los ensayos ejecutados, a todas las probetas se les realizaron dos marcas con una separación entre ellas de 50 milímetros mediante un pie de metro, posteriormente, se colocó el extensómetro de 50 milímetros y se comenzó con el ensayo. El extensómetro en todos los ensayos de tracción fue retirado al 7% de deformación como se observa en el Anexo B XXI, para el cuidado de éste. Posteriormente y una vez fracturada la probeta, se procedió a medir la distancia entre marcas nuevamente con el pie de metro, para medir la

extensión final de la ésta. Por último, a las curvas que se pueden apreciar en la Figura 4 - 38, se les realizó un ajuste cuadrático para unir el punto donde se quitó el extensómetro (7%), con el último punto, que está constituido por el esfuerzo al momento de fallar la probeta y la deformación final medida con el pie de metro.

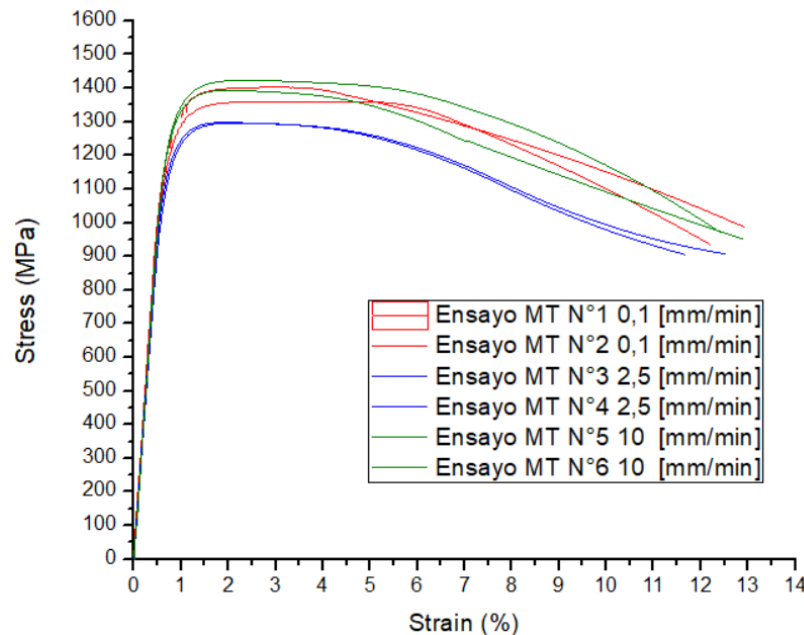


Figura 4 - 38: Resultados de ensayos de tracción a velocidades de deformación de 0,1, 2,5 y 10 mm/min de probetas de MT.

Las curvas ingenieriles de tracción de las probetas tradicionales (MT) se observan en la Figura 4 - 38, donde se aprecia el comportamiento de las probetas traccionadas a distintas velocidades. Se puede observar que, respecto a la deformación máxima de las probetas, ésta se mantuvo relativamente constante e independiente de la velocidad de deformación como se puede ver en la Tabla 4 - 10. Por el contrario, el límite elástico y el UTS sufrieron variaciones, en el caso del límite elástico, éste en promedio para los ensayos realizados a una velocidad de 0.1 mm/min fue de 1209 MPa, disminuyendo al aumentar la velocidad de deformación a 2.5 mm/min a un valor de 1167 MPa, y por último al traccionar a la velocidad más alta de 10 mm/min, presentó su valor máximo que fue de 1280 MPa. Este resultado fue inesperado, ya que a medida que aumenta la velocidad de deformación, el límite elástico debería aumentar, lo que en este caso no se cumplió. El motivo por el cual sucedió esto no está claro, pero dado que el foco de esta investigación es comparar la manufactura aditiva con la convencional, no se continuó investigando la causa de la anomalía detectada.

Tabla 4 - 10: Resumen de propiedades mecánicas obtenidas a partir de los ensayos de tracción a 0,1, 2,5 y 10 mm/min de las probetas de MT.

Tipo de probeta	Velocidad de deformación [mm/min]	Límite elástico [MPa]	UTS [MPa]	Elongación a rotura [%]
MT N°1	0,1	1203,73	1360,77	12,20
MT N°2	0,1	1214,41	1402,35	12,94
MT N°3	2,5	1173,82	1297,79	11,66
MT N°4	2,5	1159,91	1296,27	12,54
MT N°5	10,0	1274,83	1393,79	12,92
MT N°6	10,0	1285,44	1423,43	12,44

Respecto al índice de sensibilidad a la velocidad de deformación, se obtuvieron dos índices de sensibilidad a la deformación. El primero de ellos negativo con un valor de -0.011 y el segundo positivo con un valor de 0.067, como se puede apreciar en el Gráfico 4 - 3. Como fue mencionado anteriormente, el límite elástico debería aumentar a medida que aumenta la velocidad. Por ende, solamente debería haber un índice de sensibilidad a la velocidad de deformación único y con un valor positivo. Esto al igual que el comportamiento del límite elástico no fue estudiado en profundidad, ya que escapa al propósito de la investigación. El detalle de los cálculos y tablas ocupadas se puede ver en el Anexo B XXII.

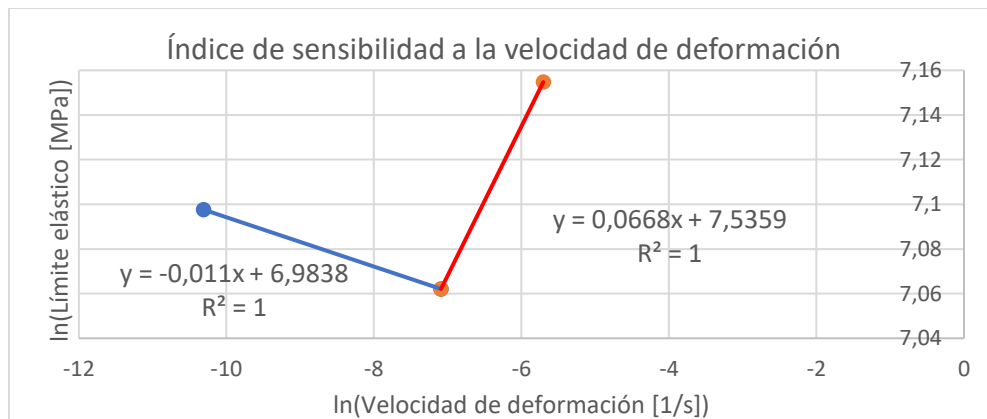


Gráfico 4 - 3: Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación (pendiente) de probetas de MT, traccionadas a 0,1, 2,5 y 10 mm/min.

El índice de endurecimiento por deformación, al igual que en el caso de las probetas aditivas, fue calculado mediante la ecuación estipulada en la norma ASTM E646, previamente mencionada en el Anexo B XV. A diferencia de las probetas aditivas, para este caso se tomaron siete puntos desde el límite elástico hasta el UTS de cada una de las probetas y los resultados se observan en la Tabla 4 - 11. El promedio de los índices de

endurecimiento obtenidos tiene un valor de 0.11, el cual es similar al obtenido en las probetas de MA y encuentra en el rango normal de los aceros, que varía entre 0.1 y 0.3 [21].

Tabla 4 - 11: Índices de endurecimiento por deformación obtenidos de las probetas de tracción fabricadas mediante MT.

N° de ensayo	Tipo de probeta	Velocidad de tracción [mm/min]	n
MT N°1	MT	0,1	0,08
MT N°2	MT	0,1	0,10
MT N°3	MT	2,5	0,12
MT N°4	MT	2,5	0,14
MT N°5	MT	10	0,11
MT N°6	MT	10	0,10
Promedio			0,11
Desviación estándar			0,02

El mecanismo de endurecimiento que actúa en las probetas tradicionales al igual que en el caso de las probetas aditivas fue el movimiento de dislocaciones, al analizar desde el límite elástico hasta el UTS, la derivada del esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus la deformación verdadera, como se puede ver en el Figura 4 - 39. No se detectan patrones en la curva que indiquen que otro mecanismo de endurecimiento esté actuando en el endurecimiento por deformación.

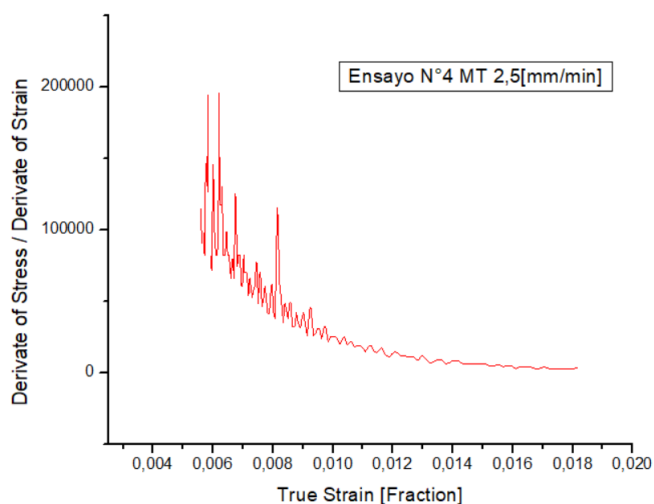


Figura 4 - 39: Curva de esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MT N°4 realizado a 2.5 mm/min.

El detalle de las otras curvas del resto de los ensayos de probetas tradicionales se puede ver desde el Anexo B XXIII hasta el Anexo B XXVII.

4.4 Objetivo específico N°3: Realizar un análisis comparativo de los resultados obtenidos.

4.4.1 Limite elástico

El límite elástico alcanzado por ambos tipos de probetas fue comparado a cada una de las velocidades de deformación definidas, las que pueden apreciar de forma gráfica en el Figura 4 - 40. Se puede observar que las probetas tradicionales y aditivas presentan un límite elástico prácticamente igual a una velocidad de deformación de 2.5 mm/min. A diferencia de esto, a velocidades de deformación de 0.1 mm/min y 10 mm/min, la diferencia entre la manufactura aditiva y la tradicional aumenta considerablemente. Esto es esperable dado que como se explicó anteriormente, el área transversal exterior de las probetas aditivas es mayor al área transversal real de éstas, debido a las porosidades y delaminaciones en su interior. Esta diferencia entre áreas transversales provoca que las probetas aditivas soporten menores cargas, lo que se traduce en un menor límite elástico respecto a las probetas tradicionales.

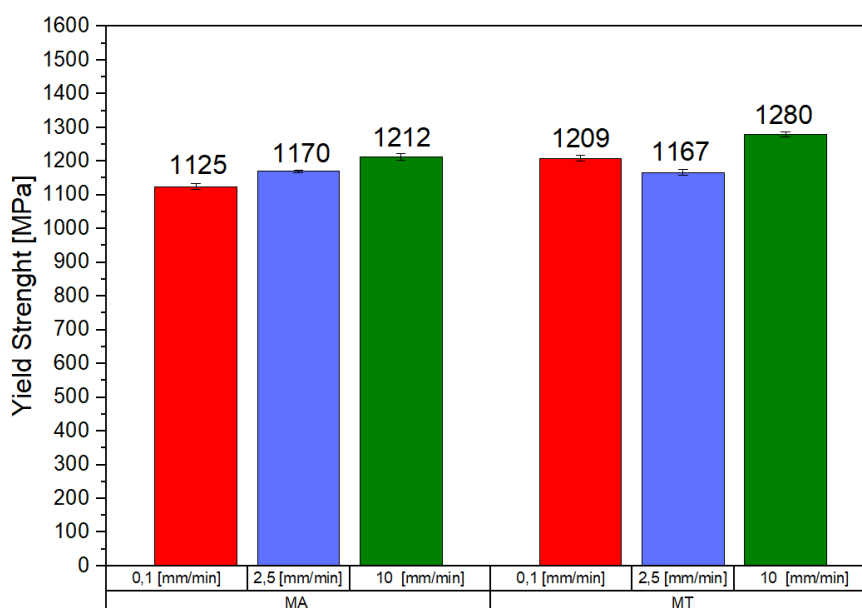


Figura 4 - 40: Gráficos de columnas comparativo del límite elástico de las probetas fabricadas a partir de manufactura aditiva (ADAM) al lado izquierdo, y al lado derecho el de las probetas tradicionales. En la parte superior se muestra con una línea la desviación estándar y el promedio del límite elástico de cada velocidad de deformación.

Al comparar por velocidad de deformación, el límite elástico obtenido por ambos tipos de probetas como se presenta en la Tabla 4 - 12, se aprecia que la menor diferencia porcentual, la cual fue de un 0.26%, se obtuvo a una velocidad de 2.5 mm/min. Por el

contrario, a velocidades de deformación de 0.1 mm/min y 10.0 mm/min, la diferencia porcentual se incrementó a un -6.94% y -5.27% respectivamente. Estas diferencias obtenidas a la mayor y menor velocidad de deformación son similares a la diferencia entre la densidad relativa de las probetas aditivas respecto a la teórica de este acero, siendo esta diferencia de un -5.69%.

Tabla 4 - 12: Comparación de límite elástico promedio por velocidad de deformación, de probetas fabricadas mediante MA y MT

Velocidad de deformación [mm/min]	Límite elástico promedio MT [MPa]	Límite elástico promedio MA [MPa]	Diferencia [%]
0,1	1209,07	1125,16	-6,94%
2,5	1166,87	1169,92	0,26%
10,0	1280,14	1212,70	-5,27%
		Promedio	-3,98%

Algo a destacar es que una probeta aditiva fue traccionada a 20 mm/min, la cual falló antes de alcanzar el límite elástico como se puede observar en la Figura 4 - 41. Esto pudo ser causado por un defecto en el proceso de fabricación, o también abre la posibilidad de que exista una velocidad de deformación crítica para las probetas fabricadas mediante ADAM.

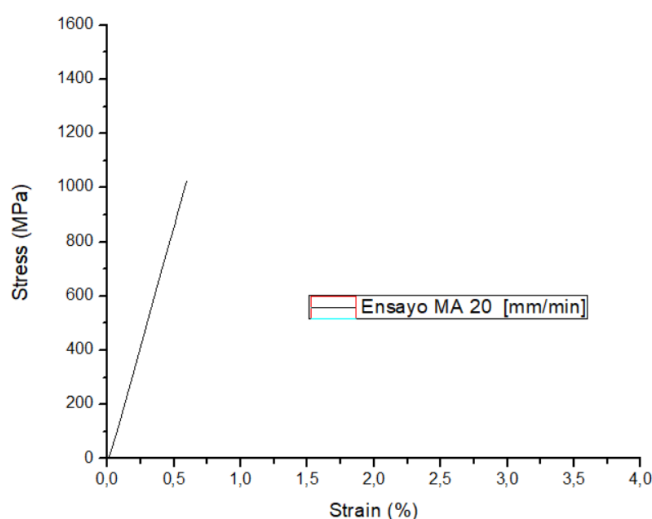


Figura 4 - 41: Resultado de ensayo de tracción de probeta MA, realizado a una velocidad de deformación 20 mm/min

En síntesis, las probetas aditivas fabricadas mediante ADAM, sí presentan un límite elástico comparable a las probetas tradicionales, el cual en promedio es un -3.98% inferior. Puede incluso llegar a ser prácticamente “igual” al de la manufactura tradicional a velocidades de deformación de 2.5 mm/min.

4.4.2 Esfuerzo Máximo

El esfuerzo máximo fue comparado en lugar del UTS, dado que las probetas aditivas elaboradas mediante ADAM no alcanzaron el UTS de forma clara en ninguno de los ensayos, fallando antes de éste como se puede apreciar en la Figura 4 - 42, donde se comparan las curvas ingenieriles de los ensayos N°1, ensayos N°3 y ensayos N°6 de probetas aditivas y tradicionales. Si bien las probetas aditivas no alcanzaron el UTS, se puede ver que éste tendría un valor similar al valor máximo alcanzado por las probetas aditivas dada la forma de la curva ingenieril.

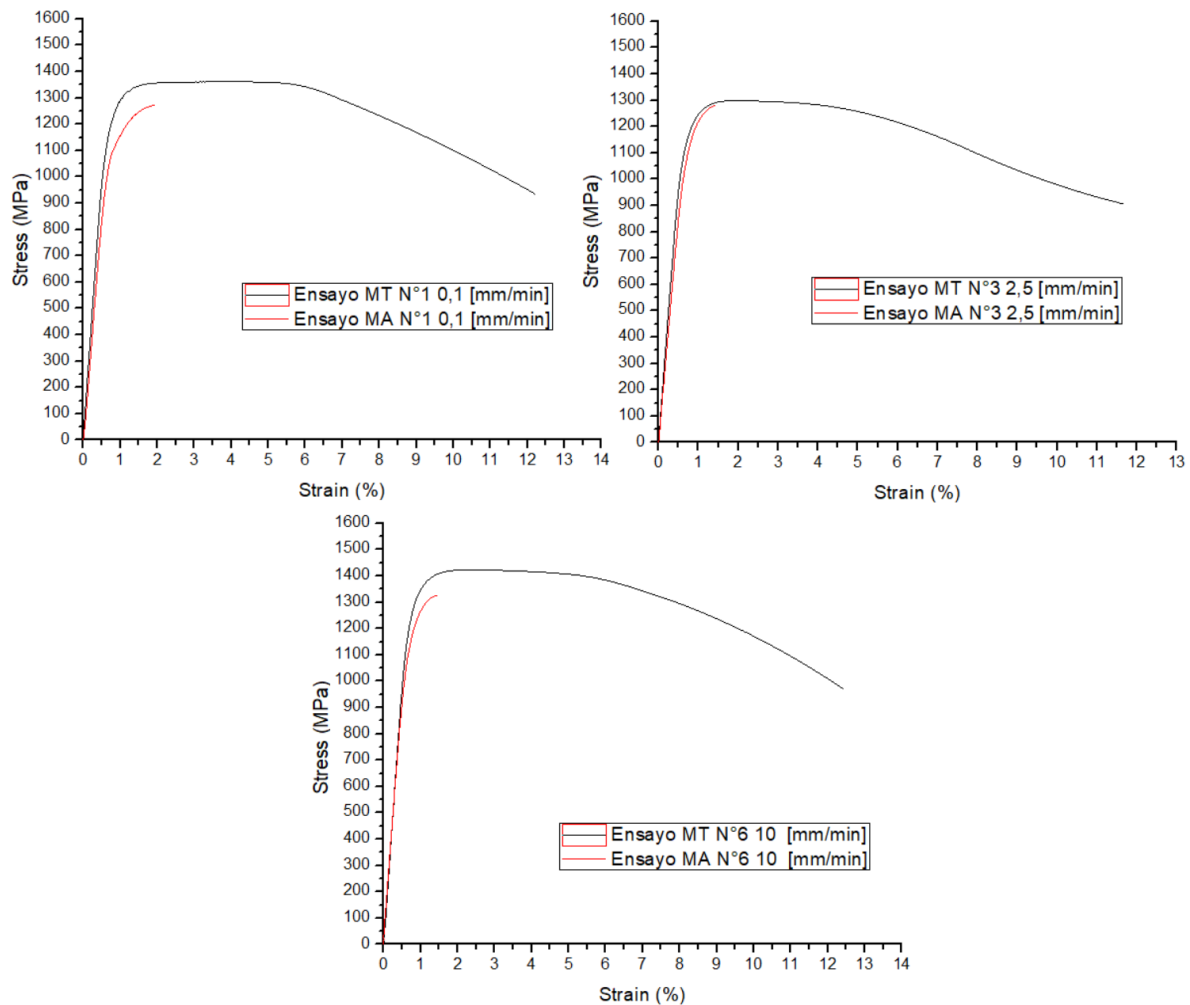


Figura 4 - 42: Comparación entre curvas ingenieriles resultantes de ensayos de tracción de probetas aditivas (rojo) versus tradicionales (negro), traccionadas a velocidad de deformación de 0,1, 2,5 y 10 mm/min.

La comparación del esfuerzo máximo alcanzado se puede ver en la Figura 4 - 43, donde al igual que sucede con el límite elástico, a una velocidad de deformación de 2.5 mm/min, el

esfuerzo máximo es prácticamente igual, pero a las otras velocidades el esfuerzo máximo alcanzado por las probetas aditivas es claramente menor. Esto es esperable dado que las probetas, valga la redundancia no alcanzaron el UTS y además como fue explicado anteriormente, el área transversal real de éstas es menor al área exterior de las probetas debido a las porosidades contenidas en su interior. Esto implica que, para un mismo esfuerzo, es necesario una menor carga, lo que genera que al momento de analizar los datos y ocupar el área transversal medida con el pie de metro, los esfuerzos sean menores.

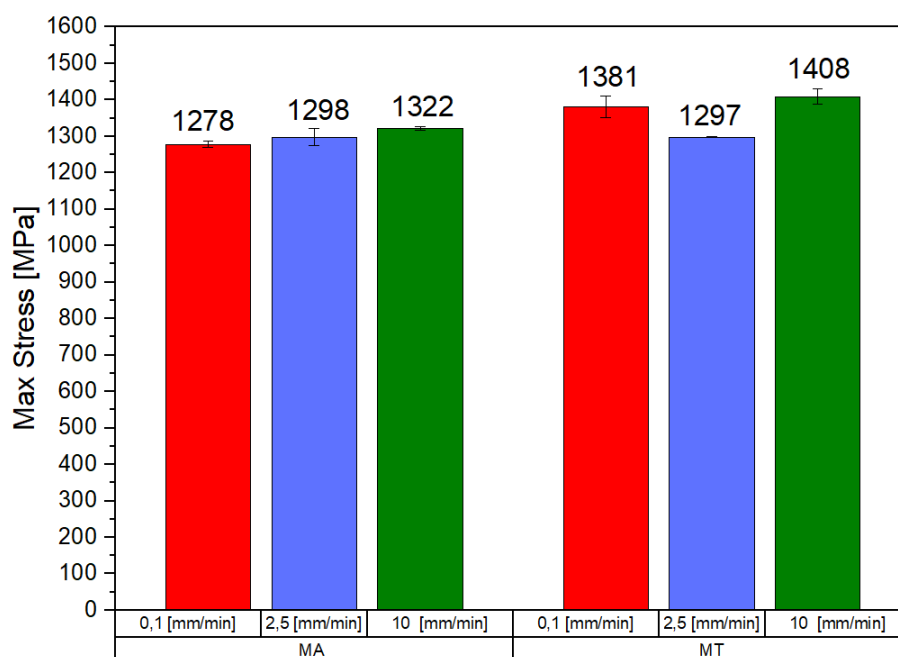


Figura 4 - 43: Gráficos de columnas comparativo del esfuerzo máximo de las probetas fabricadas a partir de manufactura aditiva (ADAM) al lado izquierdo, y al lado derecho el de las probetas tradicionales. En la parte superior se muestra con una línea la desviación estándar y el promedio del esfuerzo máximo de cada velocidad de deformación.

Comparando por la velocidad de deformación del ensayo como se puede apreciar en la Tabla 4 - 13, la menor diferencia porcentual con un valor de 0,06% se obtuvo a una velocidad de 2.5 mm/min y las mayores diferencias porcentuales se obtuvieron a 0,1 y 10 mm/min con un -7,49% y -6.15%. Estos resultados son similares a los obtenidos con anterioridad al comparar el límite elástico.

Tabla 4 - 13: Comparación de esfuerzo máximo por velocidad de deformación, de probetas fabricadas mediante MA y MT

Velocidad de deformación [mm/min]	Esfuerzo máximo promedio MT [MPa]	Esfuerzo máximo promedio MA [MPa]	Diferencia [%]
0,1	1381,56	1278,14	-7,49%
2,5	1297,03	1297,77	0,06%
10,0	1408,61	1322,01	-6,15%
		Promedio	-4,53%

En resumen, el esfuerzo máximo alcanzado por las probetas aditivas fabricadas mediante, ADAM, es comparable al de las probetas convencionales, siendo en promedio un 4.53% inferior, puede llegar. Incluso a ser prácticamente igual a una velocidad de deformación de 2.5 mm/min.

4.4.3 Elongación a rotura

La elongación a rotura como se puede observar en las curvas comparativas de esfuerzo ingenieril versus deformación ingenieril en la Figura 4 - 42, es donde la diferencia entre las probetas aditivas y tradicionales es claramente mayor. Al comparar la elongación a rotura, el promedio de todas las probetas aditivas fue de un 1,84%. Lo que está muy por debajo del promedio de elongación a rotura que alcanzaron las probetas tradicionales, que fue de un 12,45%.

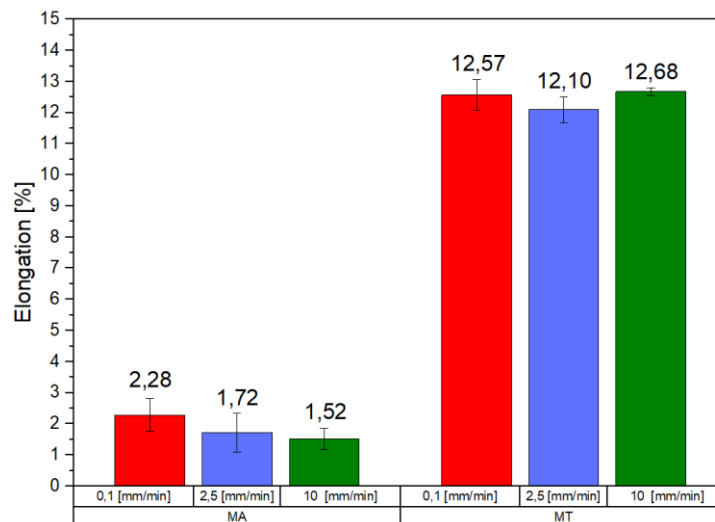


Figura 4 - 44: Gráficos de columnas comparativo de la elongación a rotura de las probetas fabricadas a partir de manufactura aditiva (ADAM) al lado izquierdo, y al lado derecho el de las probetas tradicionales. En la parte superior se muestra con una línea la desviación estándar y el promedio de la elongación a rotura de cada velocidad de deformación.

La diferencia se puede apreciar de manera gráfica en la Figura 4 - 44, donde es evidente que la ductilidad promedio de las probetas aditivas es sumamente inferior a la de las probetas tradicionales. Además de esto, se observa que a medida que aumenta la velocidad de deformación, la ductilidad de las probetas aditivas disminuye considerablemente, desde un 2.28% en promedio a 0,1 mm/min a un 1.53% a 10 mm/min. Por el contrario, en las probetas tradicionales no hay una clara tendencia a que disminuya o aumente la ductilidad a pesar de las variaciones de la velocidad de deformación.

Tabla 4 - 14: Comparación de elongación a rotura por velocidad de deformación, de probetas fabricadas mediante MA y MT

Velocidad de deformación [mm/min]	Deformación a rotura promedio MT [%]	Deformación a rotura promedio MA [%]	Diferencia [%]
0,1	12,57	2,28	-81,87%
2,5	12,10	1,72	-85,75%
10,0	12,68	1,52	-88,01%
Promedio			-85,21%

Al comparar por velocidad de deformación las probetas aditivas fabricadas por ADAM y las probetas tradicionales como se muestra en la Tabla 4 - 14, se puede notar que la diferencia porcentual de elongación a rotura aumenta a medida que se incrementa la velocidad de tracción, desde un 81,57% a 0.1 mm/min a un 88,01% a 10 mm/min.

Esta diferencia tan significativa en cuanto a la ductilidad de las probetas aditivas se debe a los defectos de impresión que éstas presentan en forma de delaminaciones, las cuales están señaladas con rectángulos rojos en la Figura 4 - 45. Estos defectos ubicados en la superficie de la interfaz entre capas presentan dos aspectos críticos. El primero de ellos es su forma, al ser alargados y delgados, se presentan en sus extremos grandes concentradores de esfuerzo. El segundo aspecto crítico es que, al generarse entre la interfaz de las capas, están alineados e incluso en algunos casos unidos por microgrietas, como la que se puede ver en la Figura 4 - 21 previamente analizada, lo que aumenta las posibilidades de falla prematura incluso más.

Por otro lado, al observar las fotografías b) y d) de la Figura 4 - 45, se puede apreciar que, tanto en la manufactura aditiva como tradicional, el material se comporta de forma plástica, al apreciarse “dimples” (señalados en círculos rojos), que son indicadores de deformación plástica, al estar en un plano superior de forma que se ven de color blanco. Esto permite aseverar, que el material de las probetas aditivas responde de forma plástica, pero que las

delaminaciones generadas por el proceso de fabricación son la causa de la prematura falla de las probetas fabricadas mediante ADAM.

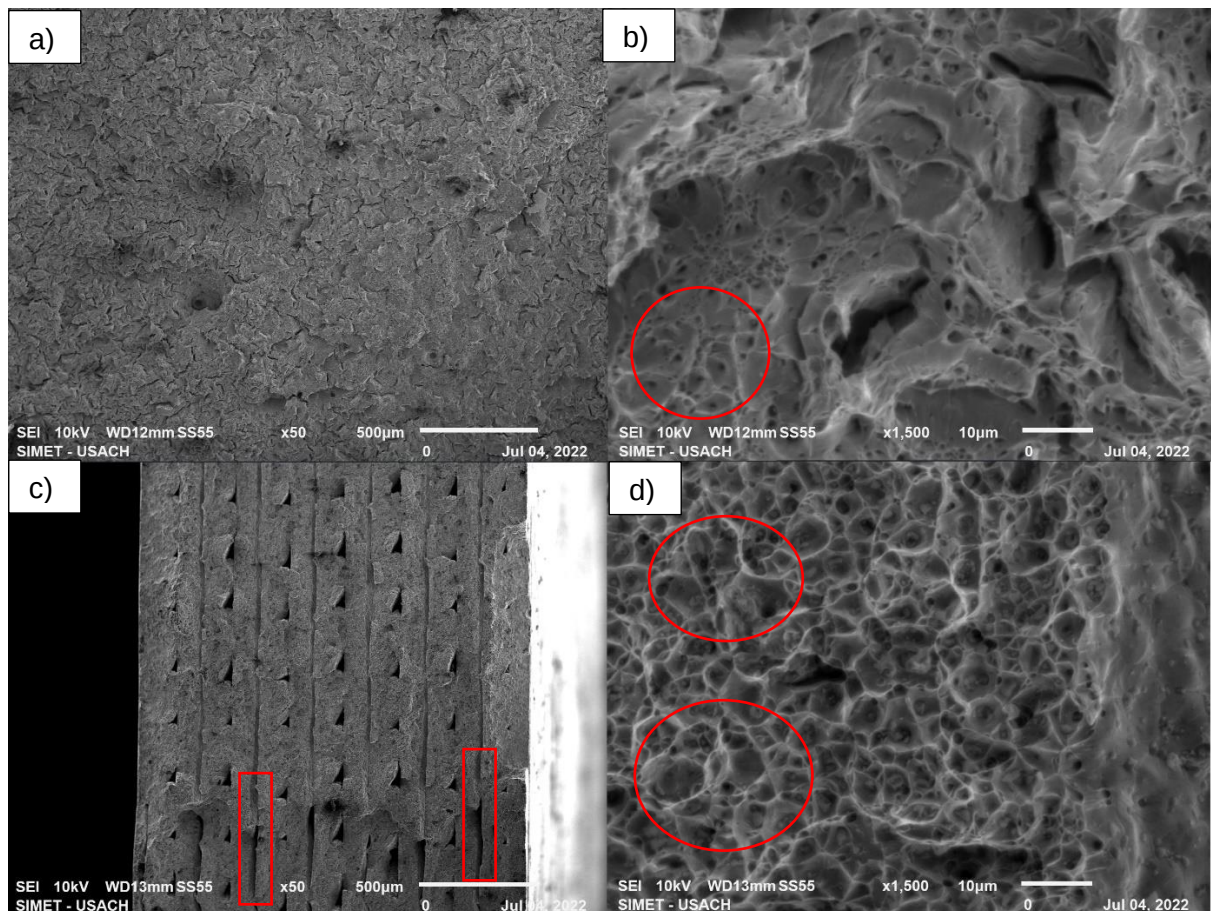


Figura 4 - 45: a), b) Fotografías de superficie de fractura a 50X y 1500X, de la probeta tradicional MT N°6 traccionada a una velocidad de deformación de 10 mm/min. c), d) Fotografías de superficie de fractura a 50X y 1500X, de la probeta aditiva MA N°6 traccionada a una velocidad de deformación de 10 mm/min. Con rectángulos rojos se señalan las delaminaciones críticas que presenta las superficies de fractura y con círculos rojos las zonas con alta deformación llamadas “dimples”.

A modo de conclusión, es evidente que, en el caso de la elongación a fractura, lo más crítico que presentan las probetas aditivas son las delaminaciones, las cuales son la evidente causa de falla prematura de las probetas, al momento de ser traccionadas independiente de la velocidad de deformación.

CAPITULO V: CONCLUSIONES

La elongación a rotura es la propiedad con el margen de diferencia más grande entre las probetas aditivas y tradicionales, la cual en promedio es de un -85,21%. Esto se debe a la forma y distribución de las delaminaciones generadas por el proceso de fabricación ADAM. Las cuales, al analizar la microestructura y superficies de fractura, queda en evidencia que son la causa de la falla prematura, de las probetas de MA.

Al comparar los resultados obtenidos con los que Markforged informa, estos difieren en cuanto a la densidad relativa de las probetas y la elongación a rotura que pueden alcanzar. Markforged señala que las probetas impresas mediante el patrón “solid fill” alcanzan densidades relativas de un 96,00%, sin embargo, se obtuvo una densidad relativa inferior de un 94,31%. Respecto a la elongación máxima que pueden alcanzar las probetas fabricadas por ADAM, Markforged plantea que pueden alcanzar deformaciones de un 6,00%, siendo esto muy superior a la máxima deformación alcanzada, la cual fue de un 2,63% obtenida al traccionar a la mínima velocidad de deformación de 0,1 mm/min.

El límite elástico y esfuerzo máximo de las probetas fabricadas mediante ADAM respecto a las probetas tradicionales son en promedio, inferiores en un -3,98% respecto al límite elástico y -4,53% respecto al esfuerzo máximo. Esto es coherente, ya que las probetas de manufactura aditiva presentan un área transversal real menor al área transversal exterior de la misma, lo que implica que éstas soporten una menor carga al ser traccionadas, que traduciéndose en un límite elástico y un esfuerzo máximo inferiores.

La velocidad de deformación afecta en gran medida la elongación máxima que pueden alcanzar las probetas elaboradas mediante manufactura aditiva, esto se debe a que, al ser traccionadas con una menor velocidad, aumenta el tiempo para el movimiento de dislocaciones. Esto que permite al material responder de mejor forma y lograr una mayor deformación.

El método de manufactura aditiva ADAM de la compañía Markforged, es un método amigable al usuario. No es necesario tener un gran conocimiento sobre esta tecnología para poder fabricar piezas, ya que la interfaz de la plataforma “Eiger” es intuitiva, además de calcular y proveer parámetros de fabricación óptimos para la pieza. Por otro lado, es un método que no permite la libre manipulación de parámetros de fabricación, ya que calcula automáticamente dichos parámetros, sin posibilidad de ser modificados. Esto hace parecer

a este proceso de fabricación como una caja negra, en el cual se ingresa el diseño 3D de la pieza, parámetros y se obtiene la pieza al final del proceso.

Finalmente, se lograron evaluar y comparar las propiedades mecánicas de las probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas mediante ADAM y de forma tradicional. Las propiedades mecánicas de las probetas aditivas como el límite elástico, esfuerzo máximo y dureza son levemente inferiores respecto a las probetas tradicionales, a diferencia de la ductilidad, la cual es muy inferior a las de las probetas tradicionales, siendo éste el factor más relevante.

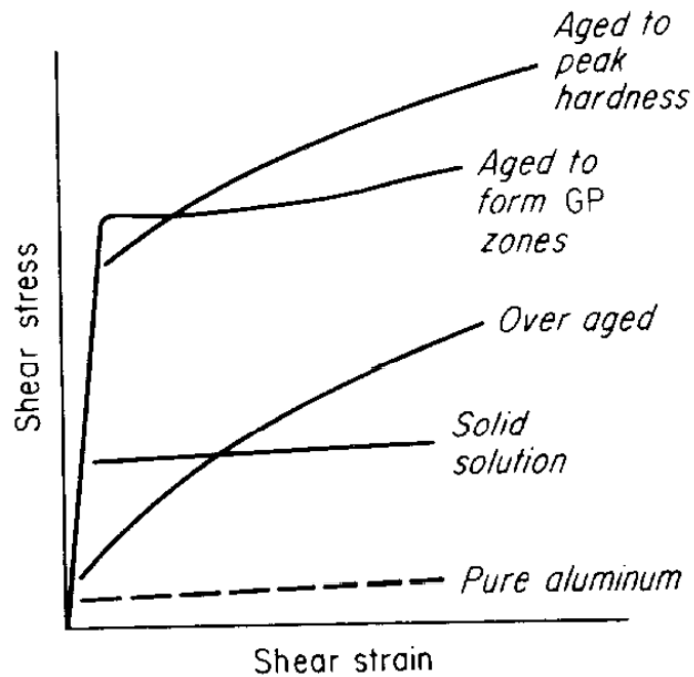
REFERENCIAS

- [1] D D Gu, W Meiners, W Meiners, K Wissenbach & R Poprawe, «Laser additive manufacturing of metallic components: materials, processes and mechanisms,» *International Materials Reviews*, vol. 57, pp. 133-164, 2012.
- [2] Mohd Javaid, Abid Haleem, Ravi Pratap Singh, Rajiv Suman, Shanay Rab, «Role of additive manufacturing applications towards environmental sustainability,» *Advanced Industrial and Engineering Polymer Research*, vol. 4, pp. 312-322, 2021.
- [3] Sadettin Cem Altıparmak, Bowen Xiao, «A market assessment of additive manufacturing potential for the aerospace industry,» *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 68, pp. 728-738, 2021.
- [4] Markforged, «Markforged,» 2022. [En línea]. Available: <https://markforged.com/software>. [Último acceso: 27 08 2022].
- [5] M. Mc.Guire, *Stainless Steels For Design Engineers*, Ohio: ASM International, 2008.
- [6] P. D. Ferrero, «Aceros inoxidables endurecibles por precipitación conformados por pulvimetalurgia para su uso como biomateriales,» Valladolid, 2016.
- [7] A. International, *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, Ohio, USA, 2008.
- [8] ASM Handbook committee, *ASM HANDBOOK VOLUME 4 Heat Treatment*, vol. 4, ASM international, 1991, pp. 85-87.
- [9] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, Londres: Board, 1928, pp. 201-220.
- [10] Manuela Galati, Paolo Minetola, «Analysis of Density, Roughness, and Accuracy of the Atomic Diffusion Additive Manufacturing (ADAM) Process for Metal Parts,» *MDPI*, vol. 12, p. 4122, 2019.
- [11] Todd C. Henry, Madeline A. Morales, Daniel P. Cole, Christopher M. Shumeyko, Jaret C. Riddick, «Mechanical behavior of 17-4 PH stainless steel processed by atomic diffusion additive manufacturing,» *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 114, p. 2103–2114, 2020.

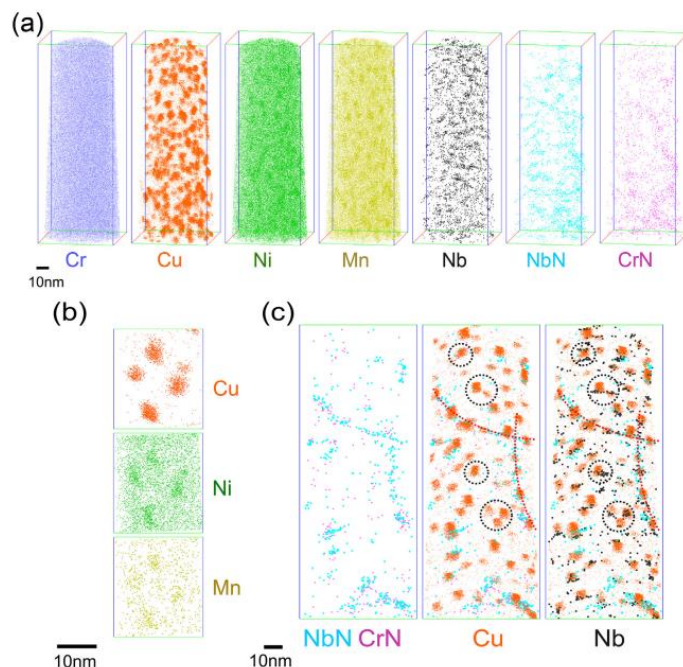
- [12] C.N. Hsiao, C.S. Chiou, J.R. Yang, Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel, vol. 74, Taipéi: Materials Chemistry and Physics, 2001, p. 134–142.
- [13] Yongwei Sun, Yuping Zhong, Lingshui Wang, «The interaction between ϵ -copper and dislocation in a high copper 17-4PH steel,» *Material Science & Engineering*, vol. A 756, pp. 319-327, 2019.
- [14] Chen-Yuan Chung, Yu-Chih Tzeng, «Effects of aging treatment on the precipitation behavior of ϵ -Cu phase and mechanical properties of metal injection molding 17-4PH stainless steel,» *Materials Letters*, vol. 237, pp. 228-231, 2018.
- [15] Guma Yeli, Maria A. Auger, Keith Wilford, George D.W. Smith, Paul A.J. Bagot, Michael P. Moody, «Sequential nucleation of phases in a 17-4PH steel: Microstructural characterisation and mechanical properties,» *Acta Materialia*, vol. 125, pp. 38-49, 2017.
- [16] Xiaofeng Wang, Yang Liu, Tongya Shi, Yonggang Wang, «Strain rate dependence of mechanical property in a selective laser melted 17–4 PH stainless steel with different states,» *Materials Science & Engineering*, vol. A 792, p. 139776, 2020.
- [17] Wolfgang Bleck, Xiaofei Guo, Yan Ma, «The TRIP Effect and Its Application in Cold Formable Sheet Steels,» *Steel Research International*, vol. 88, p. 1700218, 2017.
- [18] A. International, «ASTM E112-13: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size,» pp. 12 - 13, 2021.
- [19] A. International, «ASTM E 975 – 03: Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation,» nº 1- 4, 2008.
- [20] C. B. D., Elements of X-Ray Diffraction, Second Edition, París: Addison-Wesley Publishing Company, 1978.
- [21] A. International, «ASTM E646-16: Standard Test Method for Tensile Strain-Hardening Exponents (n -Values) of Metallic Sheet Materials,» *ASTM international*, nº 1 - 9, 2017.

[22] ASM International Alloy Phase Diagram and the Handbook Committees, ASM HANDBOOK VOLUME 3 Alloy Phase Diagrams, ASM International, 1992, p. 1625.

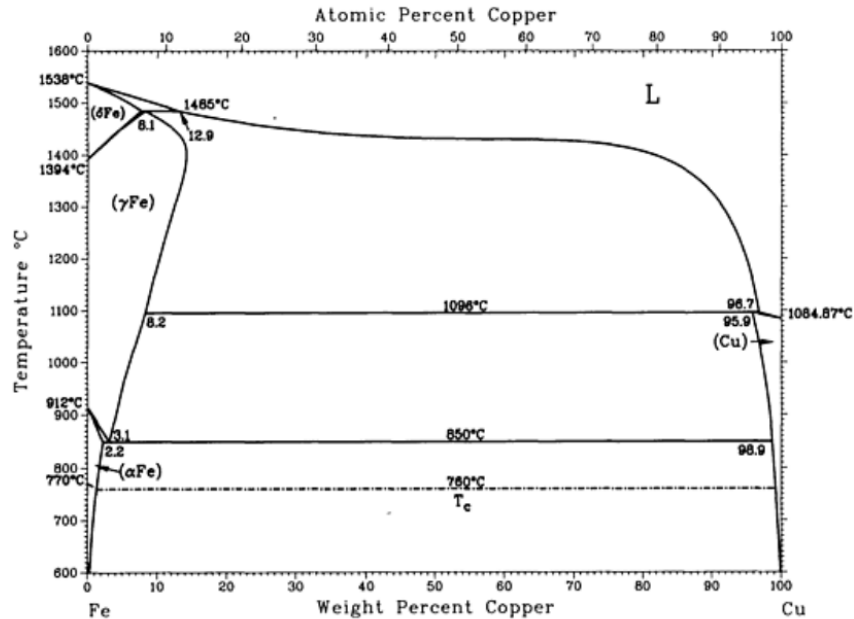
ANEXOS A: Marco Teórico.



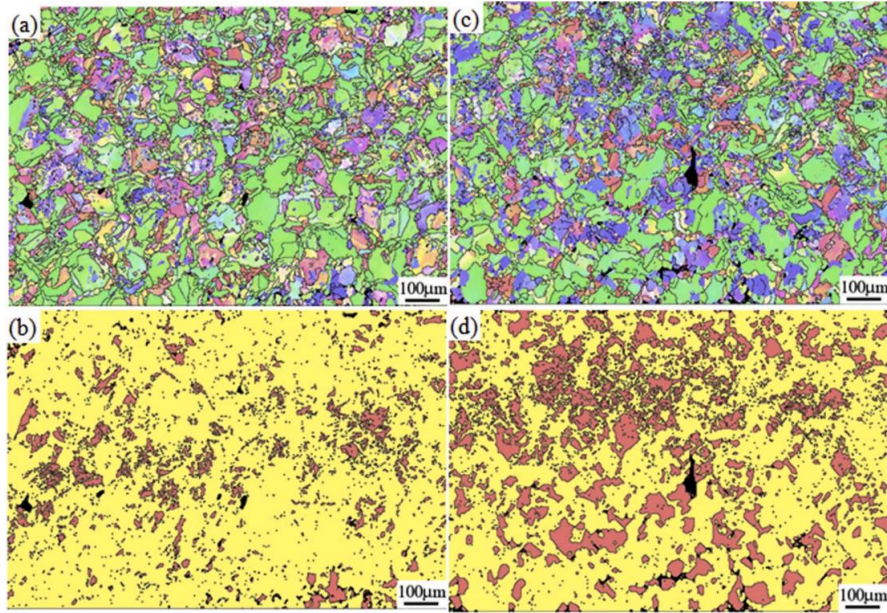
Anexo A I: Se muestra como los distintos tipos de tratamientos térmicos de envejecimiento artificial, tratamientos de solución y aluminio puro en su estado puro, afectan las propiedades mecánicas en aleaciones de Al-Cu. Diagrama de esfuerzo cortante versus elongación cortante de aleaciones de Al-Cu con distintos tratamientos de envejecimiento [9].



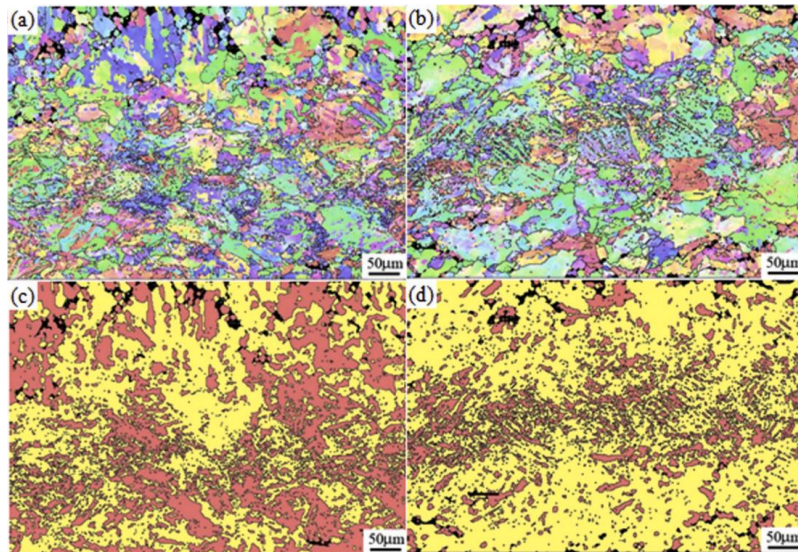
Anexo A II: (a) Mapa atómico de elementos aleantes presentes en una muestra de acero inoxidable 17-4PH envejecida a 480°C por dos horas; (b) Rebanada de 5nm del mapa atómico para evaluar la co-segregación de Cu, Ni y Mn; (c) Rebanada de 6 nm del mapa atómico para observar la segregación de CrN (rosado), Nb (negro) y Cobre (naranja) [15].



Anexo A III: Se muestra la casi nula solubilidad del cobre en ferrita α a temperatura ambiente. Diagrama de fases Fe-Cu [22].



Anexo A IV: Se muestra la cantidad de martensita (roja) y austenita (amarilla) previo a la tracción de las probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas mediante SLM. Análisis EBSD del acero inoxidable 17-4PH previo a traccionar, (a) (b) corresponden a los mapas de fases y la distribución de ángulos respectivamente de las probetas A. Por otro lado, (c) y (d) corresponden a los mapas de fases y la distribución de ángulos respectivamente de las probetas B. Las imágenes (b) y (d) muestran en amarillo la fase austenita y en rojo la fase martensita [16].



Anexo A V: Se muestra el aumento en la cantidad de martensita (roja) y disminución de la austenita (amarilla), posterior a la tracción de las probetas de acero inoxidable 17-4PH fabricadas mediante SLM. Análisis EBSD en la superficie de fractura de las probetas de acero inoxidable 17-4PH, (a) (c) corresponden a los mapas de fases y la distribución de ángulos respectivamente de las probetas A traccionadas a $10 \text{ [s}^{-1}\text{]}$. Por otro lado, (b) y (d) corresponden a los mapas de fases y la distribución de ángulos respectivamente de las probetas A traccionadas a $0.01 \text{ [s}^{-1}\text{]}$. Las imágenes (b) y (d) muestran en amarillo la fase austenita y en rojo la fase martensita [16].

ANEXOS B: Resultados y discusión.

Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
O	20.03	42.36	0.04	227174	0.3216159	K
Al	11.76	14.75	0.06	141485	0.203095	K
Cr	28.25	18.39	0.22	44725	0.5940738	K
Mn	28.31	17.44	0.28	30296	0.5764815	K
Fe*	11.57	7.01	0.23	8453	0.23665	K
Ni*	0.07	0.04	0.13	176	0.0004758	L
Cu*	0.01	0.01	0.03	119	0.0002247	L
Total	100	100				

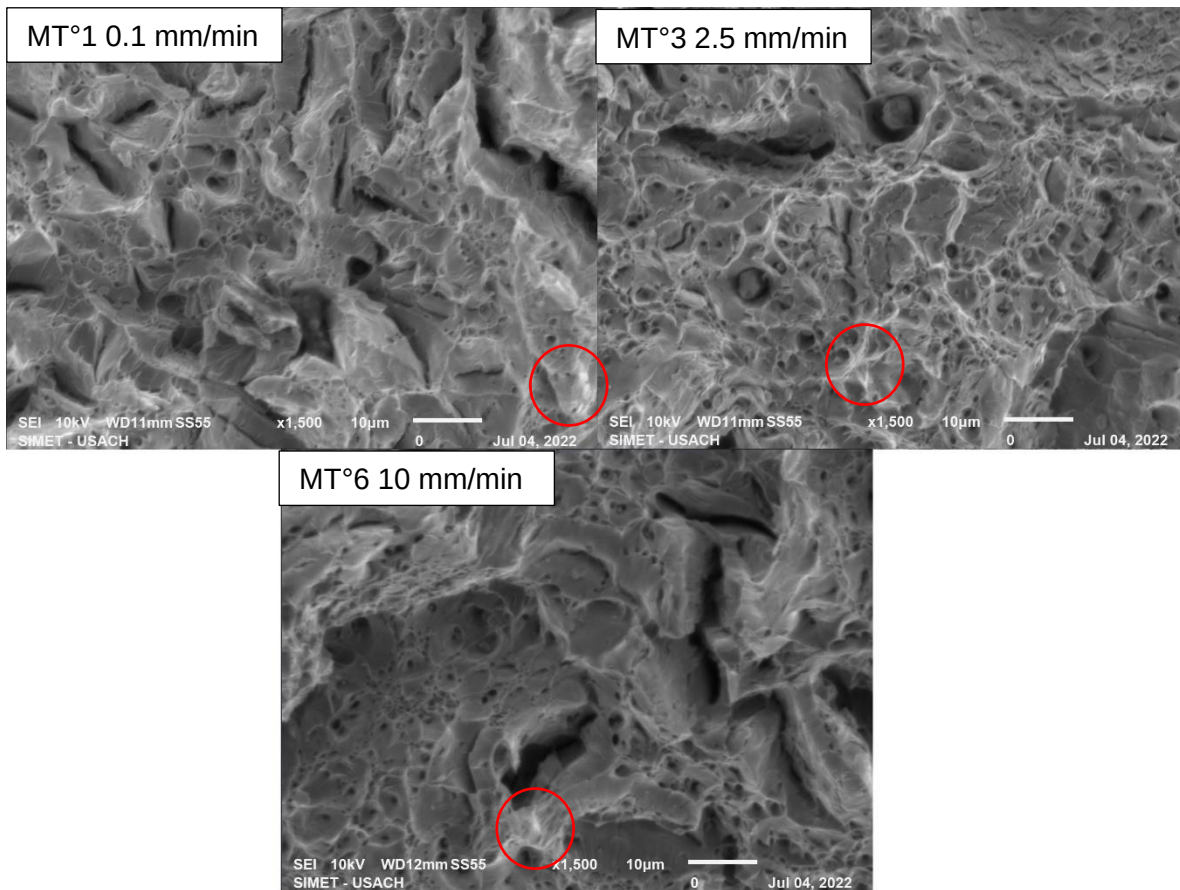
Anexo B I: Composición química de puntual 1, que corresponde a una partícula dentro de una cavidad. En este caso, la partícula dada la composición química corresponde una inclusión de óxido de cromo u óxido de manganeso

Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
O	8.91	23.46	0.03	104787	0.1483501	K
Al	2.89	4.51	0.04	36791	0.0528113	K
S	5.42	7.12	0.04	58493	0.115667	K
Cr	36.78	29.8	0.23	63220	0.8397402	K
Mn*	37.05	28.41	0.29	43293	0.8237846	K
Fe*	8.09	6.1	0.21	6448	0.1805141	K
Ni*	0.58	0.41	0.12	1538	0.0041657	L
Cu*	0.28	0.19	0.03	2872	0.0054252	L
Total	100	100				

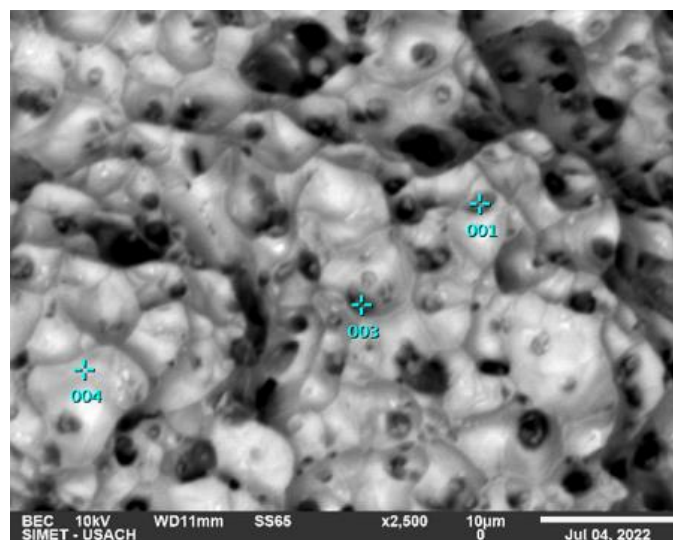
Anexo B II: Composición química de puntual 2, que corresponde a una partícula dentro de una cavidad. La partícula dada la composición química corresponde una inclusión de óxido de cromo y óxido de manganeso.

Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
Cr	16.12	17.18	0.13	42901	0.5698503	K
Fe	78.17	77.53	0.32	91061	2.5492952	K
Ni*	4.43	4.18	0.16	15131	0.0409794	L
Cu*	1.28	1.11	0.04	16193	0.0305876	L
Total	100	100				

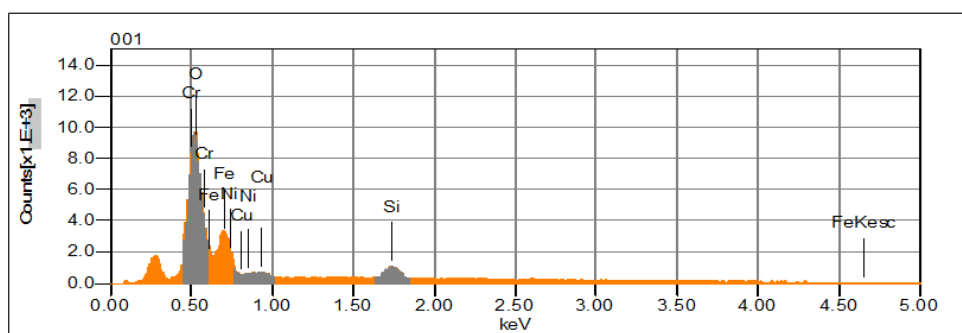
Anexo B III: Composición química de puntual 3, que corresponde a material base. La cual coincide aproximadamente con la de un acero inoxidable 17-4PH.



Anexo B IV: Morfología de superficie de fractura de probetas tradicionales a 1500X, obtenidas mediante SEM. Mediante círculos rojos se señala la presencia de dimples.

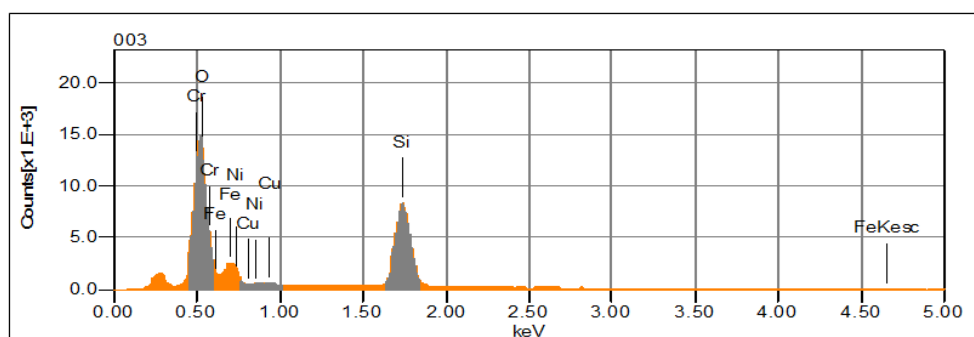


Anexo B V: Análisis químico puntual mediante SEM a probeta de tracción fabricada mediante ADAM de acero inoxidable 17-4PH traccionada a 2.5 mm/min. Se aprecian tres mediciones en celeste en el cual se analizó la composición química de forma aproximada.



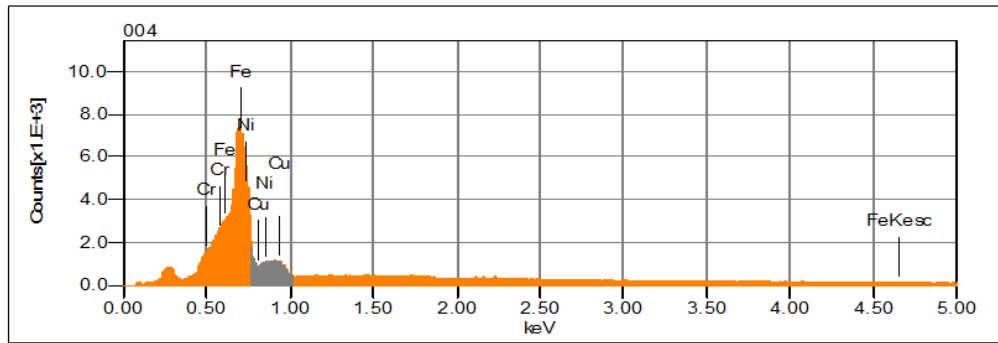
Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
O	11.91	30.97	0.03	170729	0.2417064	K
Si*	1.61	2.38	0.03	23463	0.0386033	K
Cr	42.38	33.91	0.22	87064	1.1564541	K
Fe	41.61	30.99	0.28	38645	1.0818826	K
Ni*	1.93	1.37	0.15	5675	0.01537	L
Cu*	0.56	0.36	0.04	6180	0.011674	L
Total	100	100				

Anexo B VI: Composición química de puntual 1, que corresponde a una partícula dentro de una cavidad. La partícula dada la composición química corresponde una inclusión de óxido de cromo.



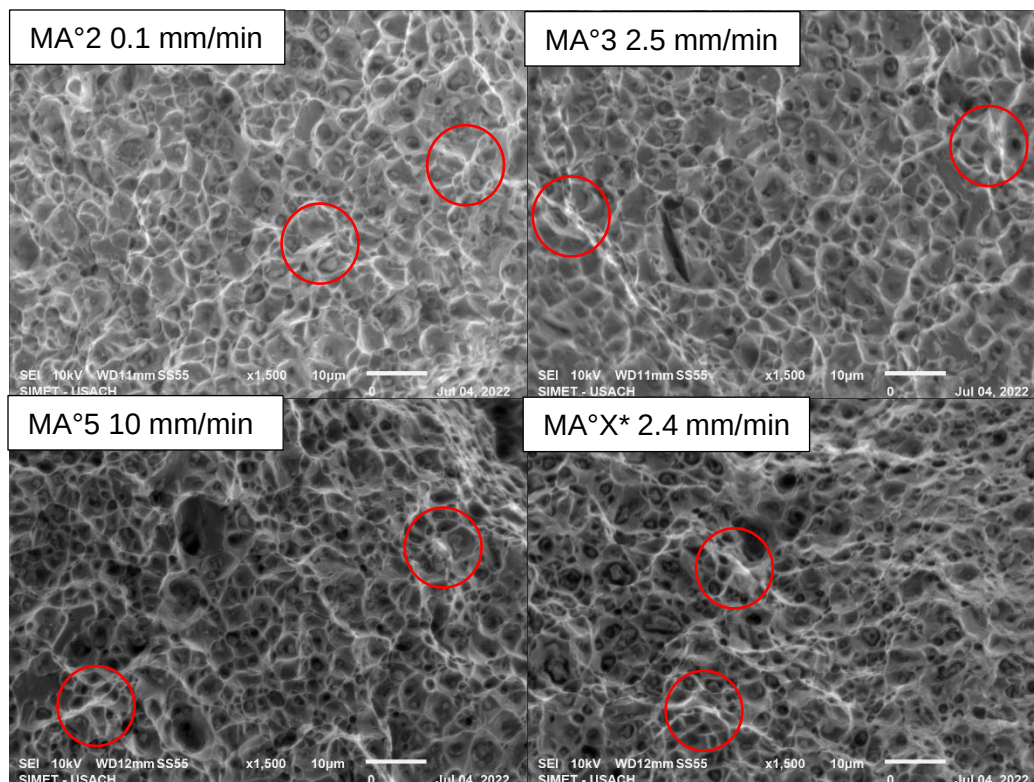
Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
O	28.21	51.05	0.05	299643	0.424213	K
Si	21.36	22.01	0.09	268796	0.4422463	K
Cr*	22.5	12.53	0.2	36617	0.4863723	K
Fe*	25.87	13.41	0.26	19236	0.5385352	K
Ni*	1.64	0.81	0.15	4646	0.0125835	L
Cu*	0.42	0.19	0.04	4457	0.0084194	L
Total	100	100				

Anexo B VII: Composición química de puntual 3, que corresponde a una partícula dentro de una cavidad. La partícula dada la composición química corresponde una inclusión de óxido de cromo.



Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
Cr	16.76	17.85	0.14	43710	0.5805974	K
Fe	77.71	77.04	0.32	88780	2.4854367	K
Ni*	4.16	3.93	0.17	13952	0.0377874	L
Cu*	1.36	1.19	0.04	16978	0.0320704	L
Total	100	100				

Anexo B VIII: Composición química de puntual 4, que corresponde a material base. La cual coincide aproximadamente con la de un acero inoxidable 17-4PH.



Anexo B IX: Morfología de superficie de fractura de probetas fabricadas mediante ADAM a 1500X, obtenidas mediante SEM. Mediante círculos rojos se señala la presencia de dimples

Parámetros de medición		
Recorrido en ángulos	20°-120°	
Step	0,03°	
Tiempo por paso	1 segundo	
Tiempo total	80 minutos	
Longitud de onda	0,1540562 nm	Tubo de cobre

Anexo B X: Parámetros de ensayo DRX.

Fase	Estructura cristalina	Parámetro de red "a" [Å]
Austenita	FCC	3,56
Ferrita	BCC	2,87

Anexo B XI: Parámetros de red utilizados en el cálculo de ángulos de difracción.

$$2 * d_{hkl} * \sin(\theta) = n * \lambda$$

Anexo B XII: Ecuación de Bragg utilizada para calcular el ángulo de difracción.

h	k	l	h ² +k ² +l ²	a	Dhkl	Sen(theta)	Theta [rad]	2Theta [°]	Angulo difracción experimental	Estructura cristalina
1	1	0	2	0,287	0,203	0,380	0,390	44,653	44,57	BCC
2	0	0	4	0,287	0,143	0,537	0,567	64,992	64,85	BCC
2	1	1	6	0,287	0,117	0,658	0,718	82,292	80,205	BCC
2	2	0	8	0,287	0,101	0,760	0,863	98,888	100	BCC
3	1	0	10	0,287	0,091	0,849	1,015	116,304	115,7	BCC
2	2	2	12	0,287	0,083	0,931	1,196	137,035		BCC
1	1	1	3	0,356	0,205	0,375	0,384	44,028		FCC
2	0	0	4	0,356	0,178	0,433	0,448	51,293	49,085	FCC
2	2	0	8	0,356	0,126	0,612	0,659	75,483		FCC
3	1	1	11	0,356	0,107	0,718	0,801	91,738		FCC
2	2	2	12	0,356	0,103	0,750	0,848	97,122		FCC
4	0	0	16	0,356	0,089	0,866	1,046	119,911		FCC

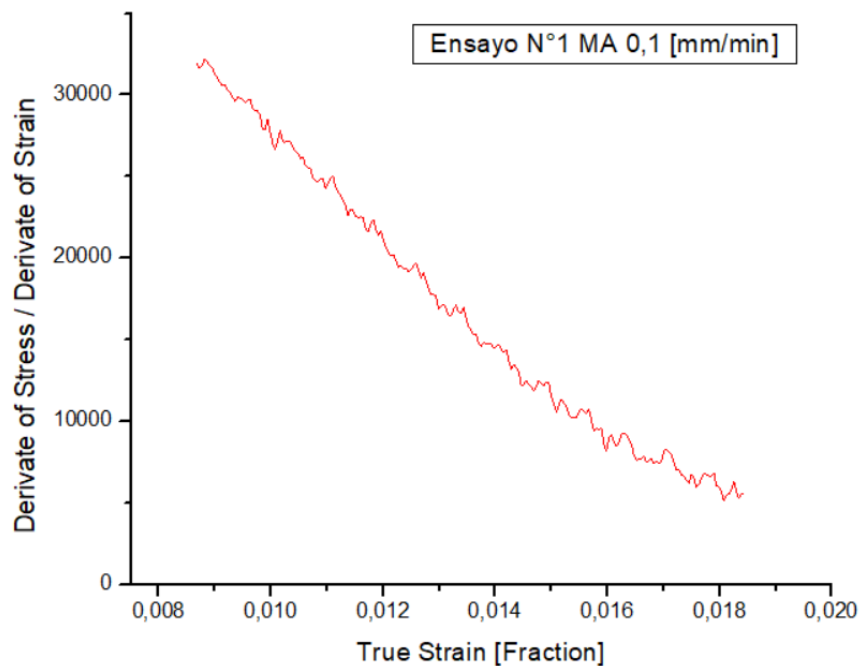
Anexo B XIII: Tabla de cálculo de ángulo de difracción para distintos planos cristalográficos BCC y FCC. En amarillo se muestran los ángulos que coinciden con los ángulos de los peaks obtenidos experimentalmente.

Velocidad de deformación [mm/min]	Tipo de probeta	Límite elástico promedio [MPa]	ln(velocidad de deformación [s-1])	ln(Límite elástico [MPa])
0,1	Rectangular MA	1125,16	-10,30895266	7,025678749
2,5	Rectangular MA	1169,92	-7,090076836	7,064691932
10	Rectangular MA	1212,70	-5,703782475	7,10060497

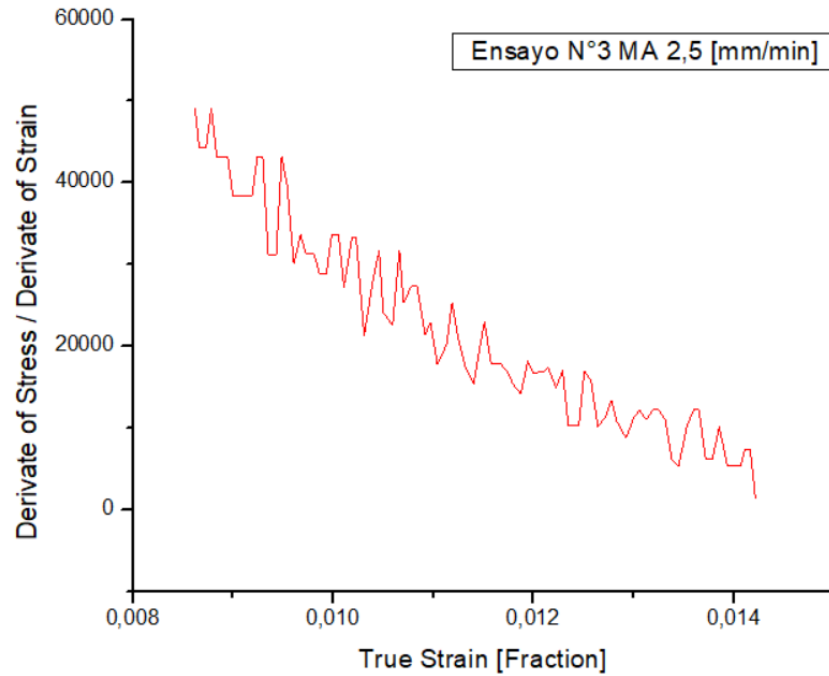
Anexo B XIV: Tabla de cálculos de índice de sensibilidad a la velocidad de deformación de probetas MA.

$$n = \frac{N \sum_{i=1}^N (\log \varepsilon_i \log \sigma_i) - \left(\sum_{i=1}^N \log \varepsilon_i \right) \left(\sum_{j=1}^N \log \sigma_j \right)}{N \sum_{i=1}^N (\log \varepsilon_i)^2 - \left(\sum_{i=1}^N \log \varepsilon_i \right)^2}$$

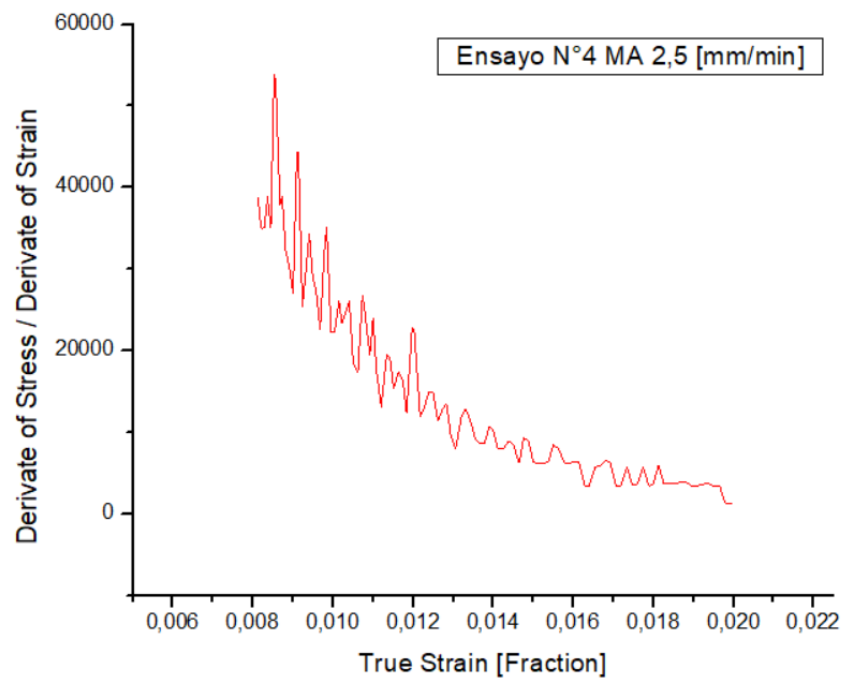
Anexo B XV: Ecuación utilizada para el cálculo del índice de endurecimiento por deformación mediante norma ASTM E646, donde n es el índice de endurecimiento por deformación, N es la cantidad de puntos tomados entre el límite elástico y el UTS, ε_i es la deformación ingenieril en el punto i y σ_i es el esfuerzo ingenieril en el punto i [21].



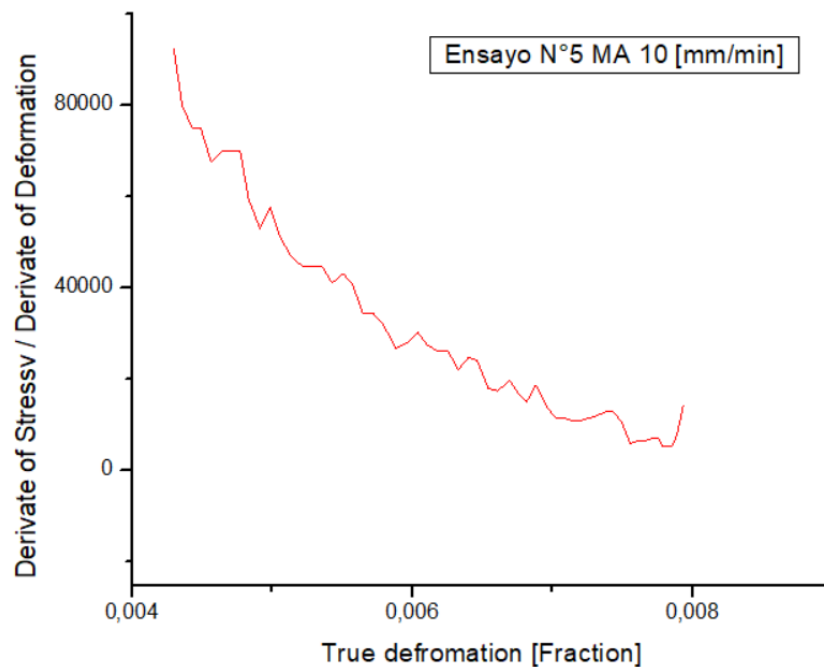
Anexo B XVI: Grafico de esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MA N°1 realizado a 0,1 mm/min.



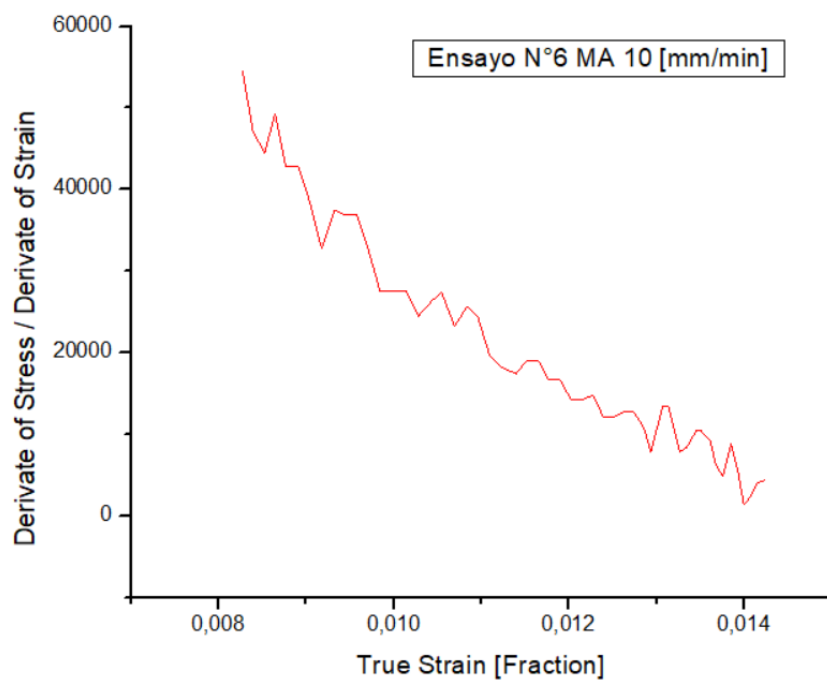
Anexo B XVII: Grafico de esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MA N°3 realizado a 2,5 mm/min.



Anexo B XVIII: Grafico de esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MA N°4 realizado a 2.5 mm/min.



Anexo B XIX: Grafico de esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MA N°5 realizado a 10 mm/min.



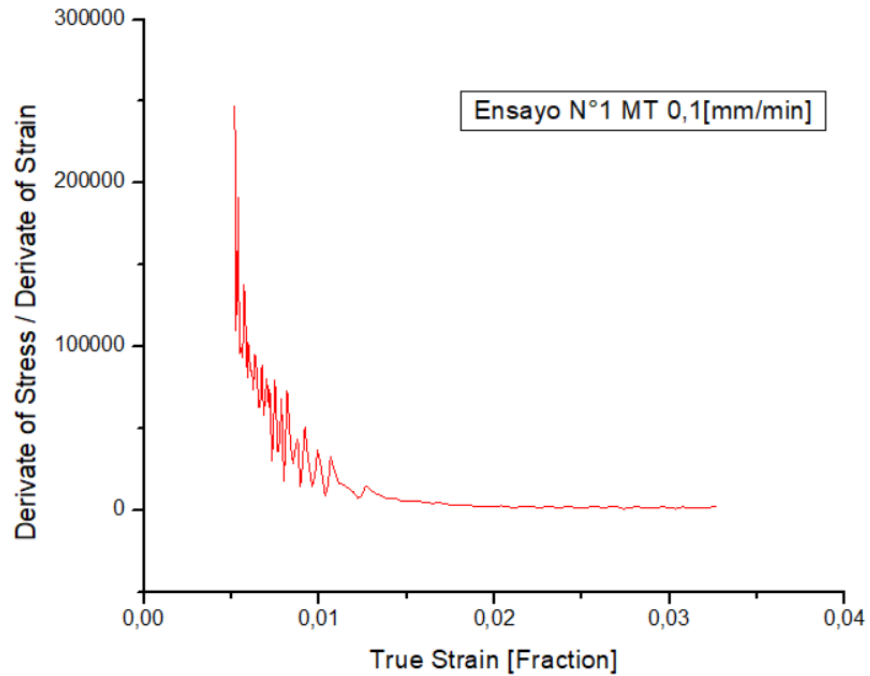
Anexo B XX: Grafico de esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MA N°6 realizado a 10 mm/min



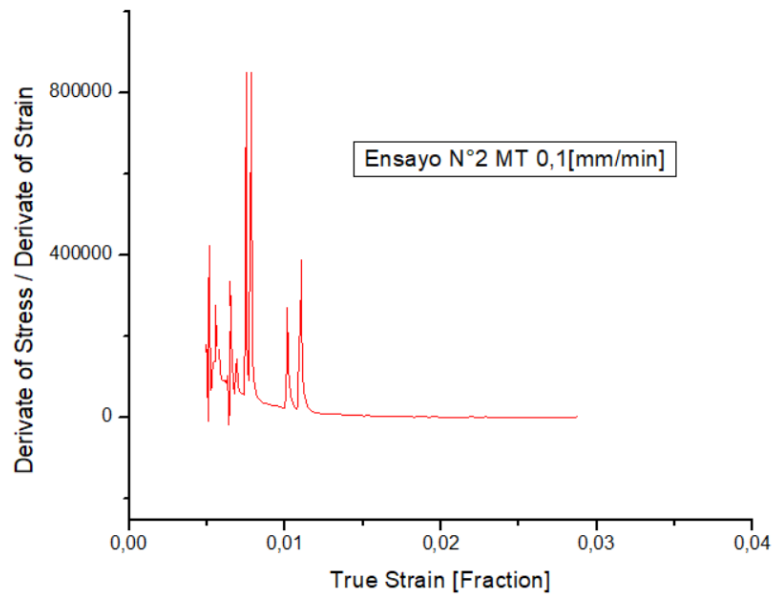
Anexo B XXI: Fotografía de cuello formado al llegar al UTS en el ensayo de tracción de probeta MT N°3, traccionada a 2.5 mm/min.

Velocidad de deformación [s-1]	Velocidad [mm/min]	Tipo de probeta	Esfuerzo fluencia promedio [MPa]	Ln(Velocidad de tracción)	Ln(Fluencia)
3,33333E-05	0,1	MT	1209,0675	-10,30895266	7,09760468
0,000833333	2,5	MT	1166,865	-7,090076836	7,062075944
0,003333333	10	MT	1280,135	-5,703782475	7,15472082
6,7E-03	20	MT	1308,68	-5,010635294	7,176770454

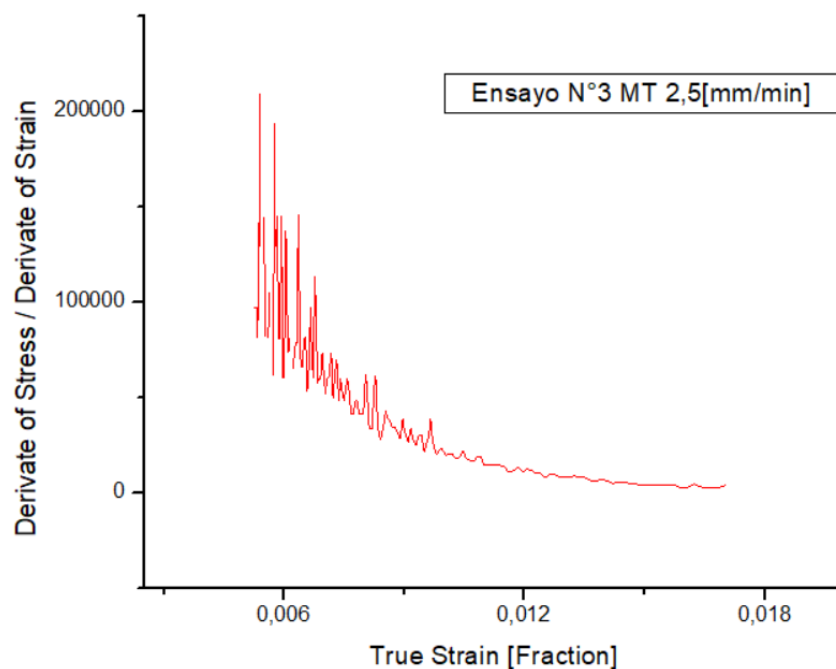
Anexo B XXII: Tabla de cálculos de índice de sensibilidad a la velocidad de deformación de probetas MT.



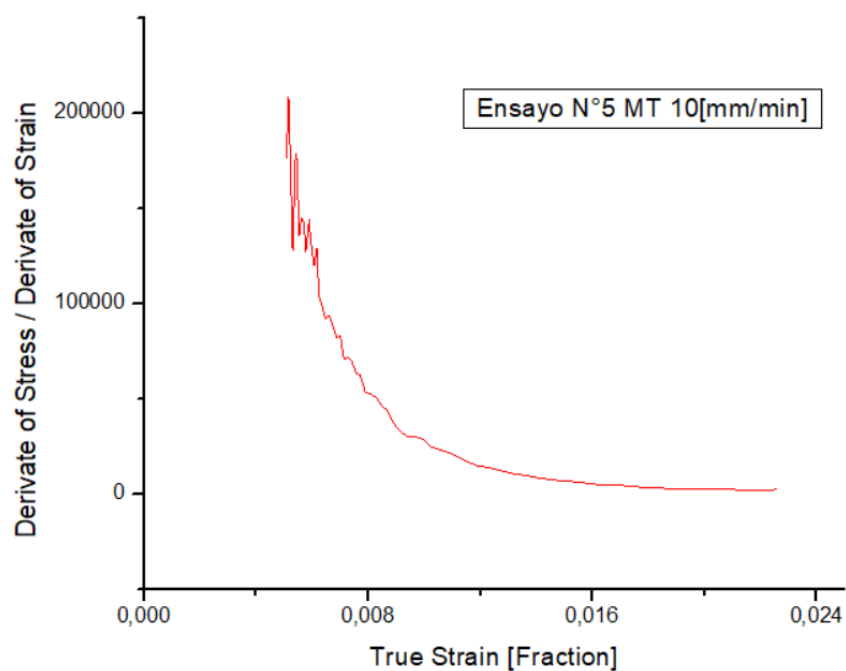
Anexo B XXIII: Curva de la derivada del esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MT N°1 realizado a 0,1 mm/min.



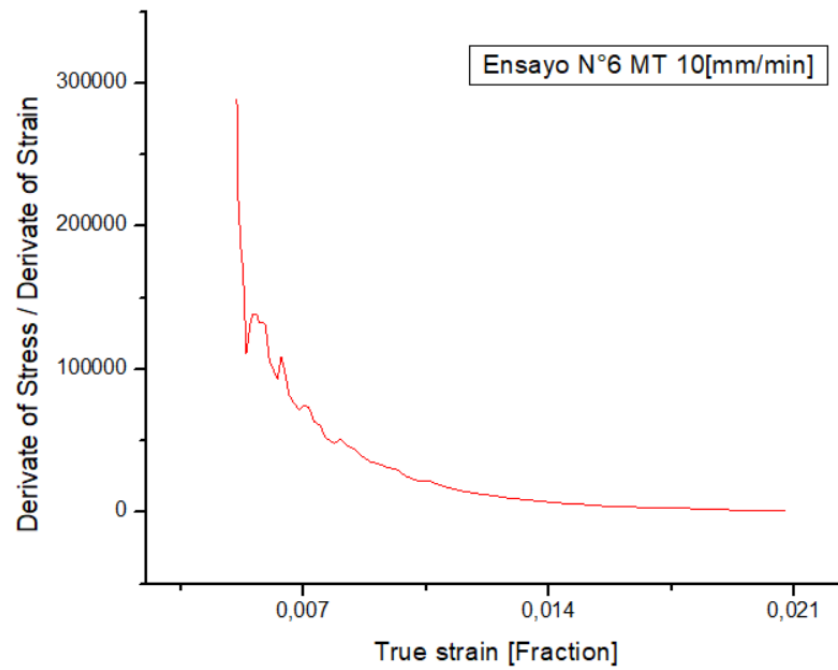
Anexo B XXIV: Curva de la derivada esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MT N°2 realizado a 0,1 mm/min.



Anexo B XXV: Curva de la derivada esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MT N°3 realizado a 2.5 mm/min.



Anexo B XXVI: Curva de la derivada esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MT N°5 realizado a 10 mm/min.



Anexo B XXVII: Curva de la derivada esfuerzo verdadero respecto a la derivada de la deformación verdadera versus deformación verdadera del ensayo de tracción MT N°6 realizado a 10 mm/min.