

**UNIVERSIDAD TÉCNICA FEDERICO SANTA MARÍA
DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA
Y DE MATERIALES**



**UNIVERSIDAD TECNICA
FEDERICO SANTA MARIA**

**DETERMINACIÓN DE LA SENSIBILIDAD A LA VELOCIDAD
DE DEFORMACIÓN EN LOS ACEROS TWIP**

PABLO ANDRÉS CASTAÑEDA ARAYA

**MEMORIA DE TITULACIÓN PRESENTADO EN CONFORMIDAD A LOS
REQUISITOS PARA OBTENER EL TÍTULO DE INGENIERO CIVIL
METALÚRGICO**

Profesor Guía: Alberto Monsalve G.

Profesor Patrocinador: Flavio De Barbieri B.

VALPARAISO-CHILE

2023

DEDICATORIA.

A mis padres Wilson y Elizabeth por ser pilares fundamentales en todo lo que soy como persona, han contribuido en lo que es mi educación, tanto en lo que corresponde a lo académico, en lo que son los valores, enseñanzas de vida y por todo el apoyo que me han dado por todos estos años.

“Si la vida te pone obstáculos, tu reto es superarlo”

“El éxito es la capacidad de ir de fracaso en fracaso sin perder el entusiasmo” Winston Churchill.

AGRADECIMIENTOS.

Al finalizar esta etapa de mi vida, me gustaría agradecer a todas las personas que me apoyaron para poder realizar la presente investigación.

Agradecer al Doctor en Ingeniería Alberto Monsalve G. por su pasión en la metalurgia y el amor a la docencia, quien siempre se interesó por la realización de que el presente trabajo fuera una investigación de excelencia.

Agradecer al Doctor en ingeniería Flavio De Barbieri por su pasión en la metalurgia y buena disposición para la recepción de consultas y apoyar en el presente trabajo de investigación.

Al Departamento de Metalurgia y Materiales de la UTFSM, por todos los años de formación académica que me fueron entregados.

A todo el personal técnico de los distintos laboratorios del departamento de Metalurgia y Materiales UTFSM por su buena disposición para enseñar y revisar los trabajos realizados. Mención especial para Linda Mella, encargada del laboratorio de Análisis de Materiales que fue de mucha ayuda en la mayoría de los experimentos realizados.

A todos los amigos que me dejó la universidad, por hacer el ambiente universitario más agradable, principalmente a Martín, Braian y Felipe con quienes realizábamos las actividades universitarias.

RESUMEN

Los aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity) son aleaciones de hierro con alto porcentaje de manganeso (17-30%) y con bajas cantidades de carbono. Son completamente austeníticos y con la particularidad que presentan distintos mecanismos de deformación, dependiendo de la Energía de Falla de Apilamiento, la cual es dependiente de la composición y temperatura. Los mecanismos de deformación que pueden presentar estos aceros son: maclado mecánico, transformación martensítica, envejecimiento por deformación dinámica y deslizamiento de dislocaciones. Como antecedente de estos aceros se tiene, que el esfuerzo máximo decae al aumentar la velocidad de deformación. La hipótesis presentada en esta tesis formula la idea de que a partir de ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación es posible determinar la dependencia entre límite elástico y la velocidad de deformación, correlacionándolos con los mecanismos de deformación a distintos niveles de deformación.

Para cumplir con la hipótesis propuesta se formularon tres objetivos específicos. Se efectuaron ensayos mecánicos para determinar las propiedades mecánicas y poder realizar comparaciones de éstas a distintas velocidades de deformación. Los ensayos realizados determinaron que, al aumentar la velocidad de deformación, el límite elástico no varía en mayor proporción, pero si decae el UTS y el alargamiento a rotura. Con esto se pudo concluir que al variar la velocidad de deformación en los aceros TWIP éste tiene un comportamiento distinto debido a los mecanismos de deformación que actúan en el acero.

Se llevó a cabo un análisis detallado de los parámetros que relacionan la velocidad de deformación con la tensión en los aceros TWIP, con el fin de evaluar su comportamiento mecánico y su respuesta a distintas velocidades de deformación. En particular, se determinó el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación (m) de la aleación, que representa la relación entre la tasa de cambio de la tensión y la tasa de cambio de la velocidad de deformación. Los resultados mostraron que el valor para esta aleación fue de -0.001 en general, lo que indica que, al aumentar la velocidad de deformación, el esfuerzo máximo disminuye. Además, se obtuvo una resistencia a la tracción de 882,7 MPa a una velocidad de deformación intermedia de $0,01s^{-1}$, lo que sugiere que esta aleación presenta una buena resistencia mecánica en condiciones específicas de deformación. Con estos resultados, se llevó a cabo un análisis detallado de los mecanismos de endurecimiento presentes durante los ensayos mecánicos a distintas velocidades de deformación, lo que permitió una mejor comprensión del comportamiento mecánico de los aceros TWIP y distintas velocidades de deformación.

ABSTRACT

TWIP (Twinning Induced Plasticity) steels are iron alloys with a high percentage of manganese (17-30%) and low amounts of carbon. They are completely austenitic and with the particularity that they present different deformation mechanisms, depending on the Stacking Failure Energy, which is dependent on composition and temperature. The deformation mechanisms that these steels can present are mechanical twinning, martensitic transformation, aging due to dynamic deformation and dislocation slip. As antecedent of these steels it is had, that the maximum effort decays when increasing the speed of deformation. The hypothesis presented in this thesis formulates the idea that from tensile tests at different strain rates it is possible to determine the dependence between elastic limit and strain rate, correlating them with the strain mechanisms at different strain levels.

To comply with the proposed hypothesis, three specific objectives were formulated. Mechanical tests were carried out to determine the mechanical properties and to be able to make comparisons of these at different strain rates. The tests carried out determined that, as the strain rate increases, the elastic limit does not vary in a greater proportion, but the UTS and the elongation at break do decline. With this it was possible to conclude that by varying the strain rate in TWIP steels it has a different behavior due to the strain mechanisms that act on the steel.

A detailed analysis of the parameters that relate strain rate to stress in TWIP steels was carried out, in order to evaluate their mechanical behavior and response to different strain rates. In particular, the strain rate sensitivity index (m) of the alloy was determined, which represents the relationship between the stress change rate and the strain rate change rate. The results showed that the value for this alloy was -0.001 in general, indicating that as the strain rate increases, the maximum stress decreases. In addition, a tensile strength of 882.7 MPa was obtained at an intermediate strain rate of 0.01s^{-1} , which suggests that this alloy has good mechanical strength under specific strain conditions. With these results, a detailed analysis of the hardening mechanisms present during the mechanical tests at different strain rates was carried out, which allowed a better understanding of the mechanical behavior of TWIP steels and different strain rates.

ÍNDICE

CAPITULO I: INTRODUCCIÓN	13
1.1 Generalidades.	13
1.2 Planteamiento del Problema.	15
1.3 Motivación.	17
1.4 Hipótesis.....	17
1.5 Objetivos de la Investigación.	18
1.6 Conceptualización del procedimiento experimental.	18
CAPITULO II: ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS	20
2.1 Evolución histórica de los aceros con alto contenido de manganeso.....	20
2.2 Mecanismos de deformación en los aceros TWIP.....	22
2.3 Fenómenos Físicos en los aceros TWIP.	25
2.3.1 Maclado Mecánico.....	25
2.3.2 Teoría cristalográfica del maclado mecánico.	27
2.3.3 Envejecimiento por deformación dinámico (DSA).....	33
2.3.4 Transformación martensítica en aceros austeníticos.	35
2.3.5 Energía de Falla de Apilamiento (EFA).	36
2.3.6 Principales variables que influyen en la EFA.....	38
2.4 Efecto de la velocidad de deformación sobre las propiedades en tracción.	38
2.5 Efecto de la temperatura sobre las propiedades en tracción.	41
2.6 Efecto combinado de la velocidad de deformación y la temperatura sobre las propiedades en tracción.....	42
CAPITULO III: METOLOGIA EXPERIMENTAL.....	43
3.1 Definición del procedimiento experimental.....	43
3.2 Fabricación de la aleación.....	43
3.3 Tratamiento Termomecánico.	45
3.3.1 Forjado.	45
3.3.2 Homogeneización.	46

3.3.3	Laminado en caliente.	46
3.3.4	Templado.....	47
3.4	Mecanizado de probetas.....	48
3.5	Análisis Químico.	48
3.6	Cálculo de energía de falla de apilamiento (EFA).	49
3.7	Análisis microestructural.	49
3.7.1	Dimensionamiento y obtención de probetas metalográficas.	49
3.7.2	Preparación de la superficie a observar.....	50
3.7.3	Reactivo químico empleado. Ataque metalográfico.	51
3.7.4	Observaciones microestructurales y obtención de microfotografías.....	52
3.8	Ensayo de difracción de rayos X en condición inicial de ensayo.	53
3.9	Ensayo de Tracción.	54
CAPITULO IV: RESULTADOS EXPERIMENTALES.....		58
4.1	Determinación de la composición química.	58
4.2	Cálculo de la energía de falla de apilamiento (EFA).	58
4.3	Caracterización microestructural.....	58
4.3.1	Análisis microestructural.....	58
4.3.2	Medición del tamaño de grano.	59
4.3.3	Cuantificación de los niveles inclusionarios.....	59
4.3.4	Identificación de fases en condición inicial de ensayos mediante DRX.....	60
4.4	Caracterización mecánica.	61
4.4.1	Resultados ensayo de tracción.	61
4.4.2	Análisis fractográficos en probetas de tracción.	71
4.4.3	Análisis metalográficos en probetas de tracción.....	73
CAPÍTULO V: ANÁLISIS Y DISCUSIONES DE LOS RESULTADOS.....		76
5.1	Objetivo específico N°1 “Determinar Ultimate Tensile Strength (UTS), Límite Elástico y Alargamiento a rotura a diversas velocidades de deformación”.	76

5.2 Objetivo específico N°2 “Determinar los parámetros C y m de la ecuación que relaciona el esfuerzo verdadero con la velocidad de deformación.”	81
5.3 Objetivo específico N°3 “Correlacionar los resultados obtenidos con los mecanismos de deformación presentes”	86
CONCLUSIONES	88
REFERENCIAS	89
APENDICE A: CALCULO DE ENERGIA DE FALLA DE APILAMIENTO.	94
APENDICE B: CÁLCULO DE LOS ANGULOS DE DIFRACCIÓN PARA DISTINTOS PLANOS CRISTALOGRAFICOS.	100

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Chancador de Cono Metso. (Metso Outotec, 2023)	13
Figura 1.2 Relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento de varios aceros para automóviles. (Fonstein, 2015)	15
Figura 1.3 Energía específica de absorción para distintos aceros de uso comercial (De Cooman, 2018)	16
Figura 1.4 Diagrama de bloques con la secuencia general de las etapas que serán desarrolladas en la presente investigación.	19
Figura 2.1 Evolución histórica de patentes e investigación en el campo de los aceros TWIP (De Barbieri, 2014)	22
Figura 2.2 Relación entre la EFA y los mecanismos de deformación en aceros de alto contenido de manganeso (Chen, 2013).	23
Figura 2.3 Representación esquemática del efecto Hall-Petch dinámico con “1” se indica el patrón original del deslizamiento de dislocaciones. (De Cooman, 2018)	25
Figura 2.4 Diferencia entre el cizallado o corte asociado con el maclaje (A) y el deslizamiento (B) (Reed-Hill, 2009).	26
Figura 2.5 Representación esquemática de cómo se puede producir una macla por un simple movimiento de átomos. (Reed-Hill, 2009)	27
Figura 2.6 Esquema de una red cubica maclada. (Reed-Hill, 2009).	28
Figura 2.7 Diagrama de la red en donde se observan los cuatro elementos del maclado (Reed-Hill, 2009).	29
Figura 2.8 Vista lateral del volumen cizallado, mostrando la rotación de los planos cristalográficos después de ocurrido el cizalle (Reed-Hill, 2009).	29
Figura 2.9 Relaciones espaciales entre K_1 , K_2 , η_1 , η_2 . y el plano de cizalle. (Reed-Hill, 2009)	1330
Figura 2.10 Vector ε formando el mismo ángulo con η_2 antes y después del cizalle. (Reed-Hill, 2009)	31
Figura 2.11 Diagrama representativo que muestra un cizalle de segundo tipo. En este caso δ representa un vector arbitrario en el plano K_2 , el que forma un mismo ángulo β con η_1 antes y después del cizalle. (Reed-Hill, 2009)	31
Figura 2.12 a y b, representando los dos tipos de maclas mecánicas con relación a sus rotaciones en la red. (Reed-Hill, 2009)	32
Figura 2.13 Efecto Portevin –Le Chatelier en una curva esfuerzo-deformación de un acero normalizado (curva A) y un acero envejecido estáticamente (curva C) (Dieter, 1988)	33

Figura 2.14 Curva esfuerzo-deformación de un acero TWIP, Fe-22Mn-0.6C, mostrando el efecto PLC (DSA) a temperatura ambiente. (Allain, 2004)	34
Figura 2.15 Disociación de una dislocación perfecta en dos dislocaciones parciales, dando origen a una falla de apilamiento (Phillips, 2001).	37
Figura 3.1 Diagrama de bloques del procedimiento experimental ejecutado.	43
Figura 3.2 Vistas generales de una de las palanquillas fabricada.	44
Figura 3.3 Extracción de muestras en palanquillas fundidas para análisis metalográficos. (a) Máquina de corte por electroerosión. (b) Cortes en una de las palanquillas.	45
Figura 3.4 Laminación en caliente. (a) Vista general del laminador. (b) Fotografía tomada durante una pasada. Indicación del pirómetro óptico y temperatura medida.	47
Figura 3.5 Vista general de una de las placas obtenidas luego de finalizar el tratamiento Termomecánico.	48
Fig 3.6 Equipo de Espectrometría de emisión óptica marca SPECTRO MAXX.	49
Figura 3.7 Máquina de electroerosión Laboratorio Manufactura USM.	50
Figura 3.8 Pulidoras laboratorio de metalografía USM.	51
Figura 3.9 Reactivo Nital 2% del Laboratorio de metalografía USM.	52
Figura 3.10 Superficie pulida y lista para su observación al microscopio.	52
Figura 3.11 Microscopio óptico laboratorio de metalografía USM.	53
Fig 3.12 Dimensión de probeta para los ensayos de tracción.	54
Figura 3.13 Máquina de tracción Zwick/Roell® de 30kN.	54
Figura 4.1 Análisis metalográfico en materiales en condición inicial de ensayo. Vista Superficial. Reactivo Nital 2%. Izquierda 50x. Derecha 100x.	59
Figura 4.2 Análisis metalográfico. Materiales en condición inicial de ensayo. Observaciones cualitativas de las inclusiones no metálicas 100x. Vista transversal.	60
Figura 4.3 Difractograma obtenido en condición inicial, identificación de fases.	61
Figura 4.4 Curvas esfuerzo vs. deformación ingenieriles obtenidas en los ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación.	62
Figura 4.5 Curvas esfuerzo vs deformación verdadera obtenidas en los ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación.	63
Figura 4.6 Detalles del inicio del flujo aserrado en curvas verdaderas.	65
Figura 4.7 Región de deformación plástica homogénea de las curvas esfuerzo vs. deformación verdadera.	68

Figura 4.9 Endurecimiento por deformación del acero TWIP Fe-17%Mn-0.4%C-1.3%Al que muestra cuatro etapas de endurecimiento por deformación. (b) Ampliación del rango de endurecimiento por deformación inicial. (De Cooman, 2018)	71
Figura 4.10 Tasa de Endurecimiento por deformación en función de esfuerzo verdadero	¡Error! Marcador no definido.
Figura 4.11 Observaciones en SEM de las superficies de fractura de las probetas de tracción. Imágenes obtenidas con electrones secundarios. (a) 0,001s-1. (b) 0,01s-1. (c) 0,075s-1. Izquierda: 500x. Derecha:1500x.	73
Figura 4.12 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Indicación del sentido de observación adoptado.	73
Figura 4.13 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Zona aledaña a rotura. Reactivo: Nital 2%. Izquierda: 50X. Derecha: 100X.	74
Figura 4.14 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Indicación del sentido de observación adoptado (sentido de tracción).	74
Figura 4.15 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Zona aledaña a rotura. Reactivo: Nital 2%. Izquierda: 50X. Derecha: 100X.	75
Figura 5.1 Gráficos Comparativos a las distintas velocidades utilizadas para los ensayos de tracción (a) Límite Elástico (ingenieril), (b) UTS (ingenieril), (c) Alargamiento a rotura y (d) índice de endurecimiento por deformación.	78
Figura 5.2 Determinación de los índices de sensibilidad a la velocidad de deformación.	82

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 3.1 Detalles del ensayo y análisis a realizar.	48
Tabla 3.2 Parámetros adoptados para el ensayo de difracción de rayos X.....	53
Tabla 3.3 Dimensiones de las probetas de tracción.	55
Tabla 4.1 Composición química obtenidas en la aleación fabricada (% en peso).	58
Tabla 4.2 Resultado del cálculo de energía de falla de apilamiento a partir del modelo de Olson y Cohen.	58
Tabla 4.3 Tamaño de grano de la aleación estudiada.	59
Tabla 4.4 Niveles inclusionarios de la aleación estudiada.	60
Tabla 4.5 Resultados ensayo de tracción.	63
Tabla 4.6 Índices de endurecimiento por deformación obtenidos en diferentes rangos de deformación plástica verdadera	68
Tabla 5.1 Propiedades mecánicas a distintas velocidades de deformación.	76
Tabla 5.3 Valores obtenidos para la determinación del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación.	81
Tabla 5.3 Resultados de la determinación del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación a partir de la linealización.	83
Tabla A.1 Funciones utilizadas para el cálculo de $\Delta G_{quim. \gamma \rightarrow \varepsilon}$	96
Tabla A.2 Funciones utilizadas para el cálculo de $\Delta G_{mag. \gamma \rightarrow \varepsilon}$	97
Tabla A.3 Composición química de la aleación fabricada expresada en fracción másica.	98
Tabla A.4 Composición química de la aleación fabricada expresada en fracción molar.	98
Tabla A.5 Energía de falla de apilamiento de la aleación calculada a una temperatura de 20°C.	98
Tabla A.6 Resultados de los parámetros implicados en los cálculos de la energía de falla de apilamiento de la aleación fabricada a una temperatura de 20°C.	98
Tabla B.1 Parámetros de ensayo DRX.	100
Tabla B.2 Parámetros de rad utilizados en el cálculo de ángulos de difracción.	100
Tabla B.3 Tabla de cálculo de ángulo de difracción para distintos planos cristalográficos FCC. En amarillo se muestran los ángulos que coinciden con los ángulos de los peaks obtenidos experimentalmente.	100

1. CAPITULO I: INTRODUCCIÓN

1.1 Generalidades.

Los materiales a lo largo de los años van en constante evolución, por lo que la búsqueda de un material óptimo que entregue buenas propiedades para usos específicos es siempre necesario. La industria automotriz para satisfacer las necesidades del mercado busca de una u otra forma la construcción de nuevos materiales teniendo en cuenta distintos parámetros como la reducción de peso, mayor seguridad, mayor estabilidad, confort, acústica, corrosión y reciclado. La industria minera también busca poder trabajar con un material más resistente y con una vida útil más larga, que tenga una buena resistencia al impacto y a la abrasión. Chile es un país minero, por lo que el uso del acero en nuevas tecnologías para poder explotar los recursos es muy utilizado en distintos campos de este rubro. En la Figura 1.1 se puede observar un chancador de cono marca Metso Outotec, el cual se usa para reducir el tamaño del mineral. Estos equipos usan acero principalmente en las zonas que impactan el mineral para poder reducir su tamaño, dado que bajo ciertos parámetros este material tiene un muy buen comportamiento.

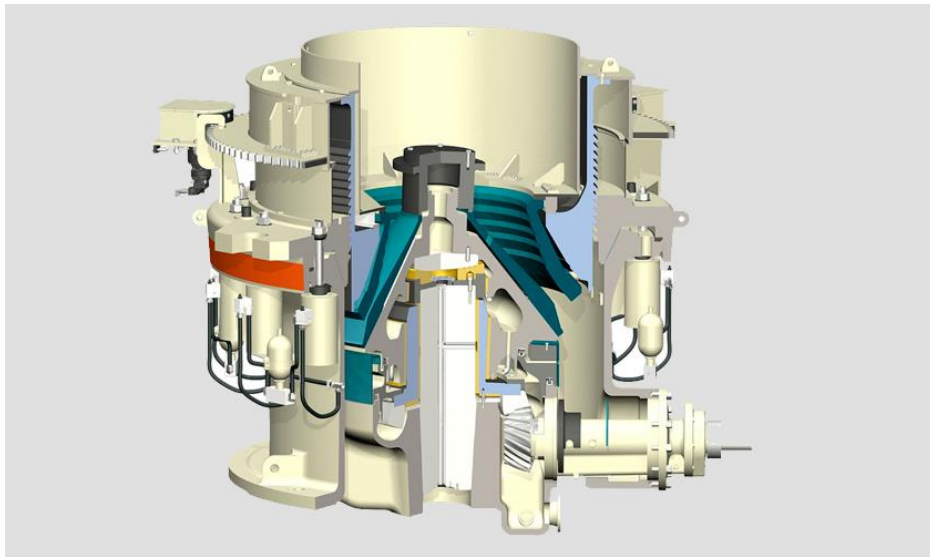


Figura 1.1 Chancador de Cono Metso. (Metso Outotec, 2023)

El acero es un material que ha ido evolucionado de forma constante a lo largo de los años gracias a la intervención científica y el gran número de investigaciones realizadas. Hoy en día se han desarrollado los denominados aceros avanzados de alta resistencia, AHSS (Advanced High Strength Steel), que combinan alta resistencia mecánica con buena ductilidad, estos poseen límites elásticos mayores de 550 MPa y un esfuerzo tensil máximo a los 700 MPa. La fabricación de los aceros AHSS, es algo más complejo que los aceros convencionales, el control de la fabricación debe ser mayor, ya que, se basa en los porcentajes de las diferentes fases presentes.

Dentro de la clasificación de los aceros AHSS se encuentran la familia de aceros Dual Phase (DP), los aceros TRIP (Transformation Induced Plasticity), los aceros Complex Phase (CP), los aceros martensíticos (MS) y los aceros ferríticos-bainíticos (FB), ver Figura 1.2. (Fonstein, 2015)

Los aceros austeníticos con alto porcentaje de manganeso se caracterizan por un gran endurecimiento por deformación que permite la combinación de dos propiedades mecánicas que son muy buscadas en las industrias, corresponden a una alta resistencia a la tracción sumado a una excepcional ductilidad. Por lo tanto, son potenciales materiales atractivos para aplicaciones, automotrices y todas aquellas aplicaciones que necesiten de ambas propiedades, esto combinado con la gran absorción de energía al impacto, que es de interés para la industria minera en procesos de reducción de tamaño. Por lo general los aceros austeníticos poseen bajas cantidades de carbono en su composición química, lo que obliga a buscar estabilizadores de la fase austenítica (estructura FCC). Para estabilizar la austenita se puede usar una combinación de carbono y manganeso. Estos dos elementos que se mencionaron generan propiedades superiores en los aceros austeníticos. Estudios previos han reportado que los aceros austeníticos al manganeso fueron descubiertos por Sir Robert Hadfield en 1882. Estos aceros contenían alrededor de 1,2 a 12% de manganeso, los cuales presentaban buenas propiedades mecánicas, combinando alta resistencia con una buena ductilidad. Estos aceros fueron conocidos como los aceros Hadfield haciendo honor a su descubridor. Los aceros Hadfield tuvieron gran aceptación como un material útil para la ingeniería. Hoy en día estos aceros siguen siendo utilizados y estudiados para mejorar aún más sus propiedades, modificando su composición, tratamiento térmico, procesos mecánicos, entre otros. Actualmente estos aceros se encuentran dentro de la clasificación de aceros de alta resistencia mecánica (AHSS). Desafortunadamente para aplicaciones en chapas delgadas, los altos niveles de carbono ($>1\%$) de los aceros Hadfield implican dificultades para procesos de conformado por la posibilidad de precipitación de carburos, además presentan una baja soldabilidad. El contenido de manganeso facilita la transformación martensítica y/o la transformación de austenita a martensita por deformación plástica, fenómeno que se denomina Transformation Induced Plasticity (TRIP). (Fonstein, 2015)

Con todo lo descrito anteriormente, se entiende que los aceros con alto contenido de manganeso se han desarrollado en los últimos 30 años. Hoy en día se está trabajando con un acero que se denomina TWIP, que según sus siglas significa "TWINNING INDUCED PLASTICITY", esto significa que su plasticidad es inducida por el maclado mecánico, estos poseen una determinada composición química, energía de falla de apilamiento (EFA) y normalmente son sometidos a tratamientos termo-mecánicos. Estas propiedades son producto

de los mecanismos de deformación plástica que ocurren en estos aceros: deslizamiento de dislocaciones, maclado mecánico y envejecimiento por deformación dinámico (DSA).

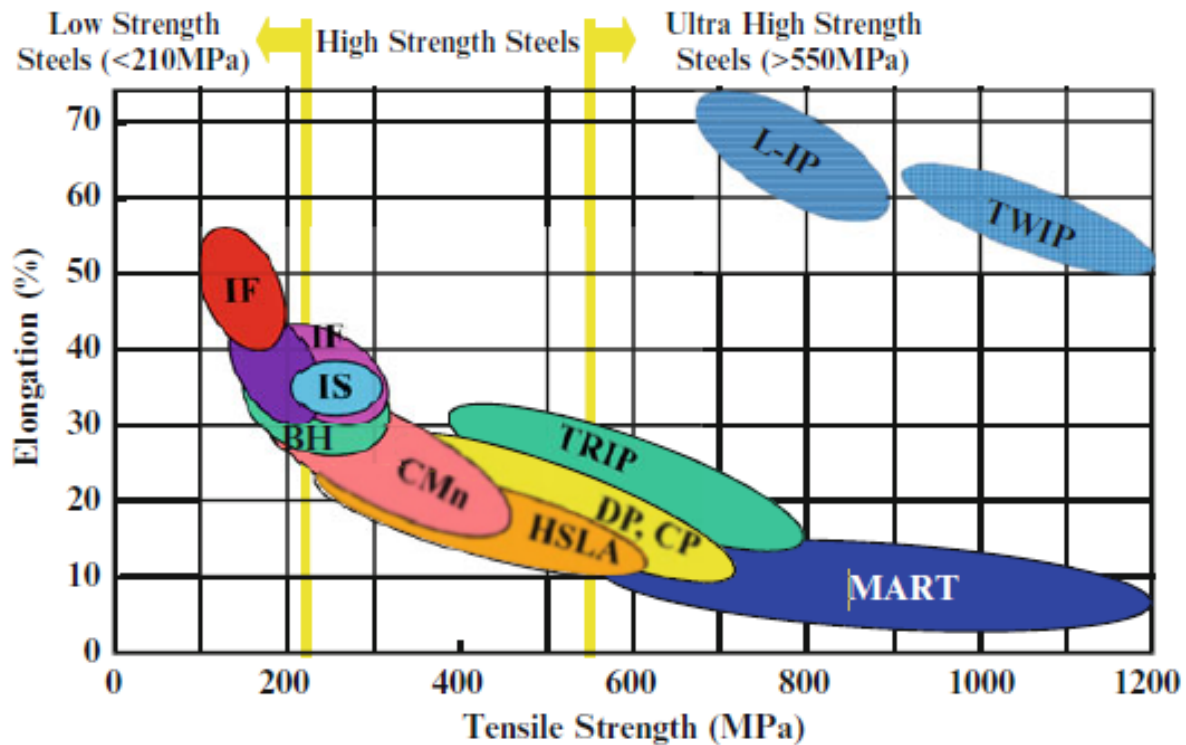


Figura 1.2 Relación entre la resistencia a la tracción y el alargamiento de varios aceros para automóviles. (Fonstein, 2015)

1.2 Planteamiento del Problema.

Los aceros TWIP son una opción muy interesante y prometedora para diversas industrias, debido a su capacidad de absorción de energía durante la deformación plástica. Esto los convierte en un material altamente resistente y duradero, capaz de soportar cargas y esfuerzos considerables. En particular, la industria minera puede beneficiarse en gran medida de las propiedades de estos aceros, ya que las condiciones de trabajo en este sector suelen ser muy exigentes. En la minería, se requiere de materiales resistentes y duraderos que puedan soportar cargas pesadas y desgaste constante, mientras mantienen su integridad estructural. Los aceros TWIP cumplen con estas condiciones y, por lo tanto, son candidatos ideales para su uso en la industria minera. Sin embargo, también se pueden encontrar aplicaciones en otras industrias, como la automotriz y la de defensa, donde se requieren materiales con una alta capacidad de absorción de energía durante la deformación plástica, ya que se busca mejorar la seguridad y protección de las personas en caso de impactos o accidentes. En general, cualquier industria que requiera materiales resistentes y duraderos puede encontrar en los aceros TWIP una excelente opción

para sus necesidades. En la Figura 1.3 se puede observar la energía específica de absorción de distintas familias de aceros. Se puede observar que la familia de los aceros TWIP es la que tiene una mayor energía específica mostrándose como gran candidato para la industria minera.

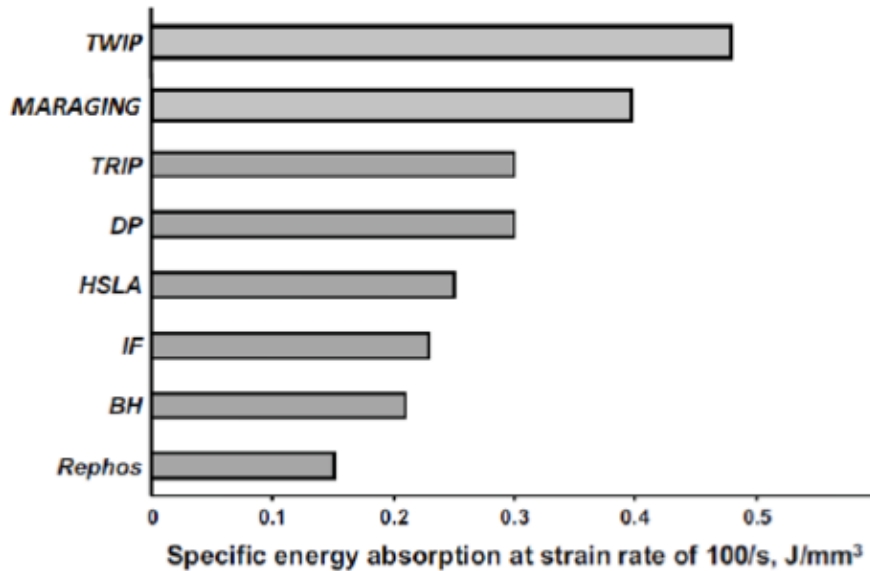


Figura 1.3 Energía específica de absorción para distintos aceros de uso comercial (De Cooman, 2018)

Dentro de los estudios disponibles sobre las propiedades de estos aceros, se puede decir que sin la realización de ensayos no es posible saber nada de estos como de ningún otro material, por lo que el poder realizar una determinación de parámetros que son intrínsecos de cada material es importante. El caso es que existen varios parámetros que describen el comportamiento mecánico de cualquier material, uno de ellos es el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación que se estudia en el presente trabajo. Si se lograra poder estandarizar las relaciones que hay entre la velocidad de deformación y resistencia mecánica en el rango plástico, se podría predecir el comportamiento que tendrá este acero hasta cierto rango de deformación.

Con todo lo comentando con anterioridad, al tener conocimiento de las propiedades de un material, se puede saber cómo reaccionará al ser deformado. En la industria de los aceros, procesos como el conformado son muy utilizados para darle formas específicas a estos. El índice de sensibilidad a la velocidad de deformación es una propiedad de interés para este proceso manufacturero, dado que puede dar señales de cómo se comportará al ser deformado. Junto con esto al ser deformado, no se tiene claro, cuál de los mecanismos de deformación presente en estos aceros es el que predomina, tampoco se sabe qué ocurre al deformar a distintas

velocidades, se producirá algún cambio en los mecanismos de deformación, que ocurrirá con la resistencia a la tracción. Todas estas inquietudes buscan ser resueltas en esta investigación.

1.3 Motivación.

Los aceros de plasticidad inducida por maclado mecánico al tener muy buenas propiedades mecánicas, muestran ser una opción viable para cambiar la forma en la que se diseñan las piezas mecánicas de distintos equipos que se usan en industrias como la minera o la automotriz. En la industria minera se debe tener en cuenta, que muchos de los equipos usados tienen partes hechas de acero, principalmente en el área de conminución o reducción de tamaño, que corresponden a las que impactan a los minerales. Con respecto a esto se presenta un problema, los aceros usados en minería tienden a fracturarse debido a que estos son usados en condiciones extremas de solicitaciones de carga. El tener que parar la producción en la minería es algo no deseado por lo que la búsqueda de nuevos materiales que beneficien la producción por sobre los que ya se tiene y conoce es de mucho interés. Al mismo tiempo, poder conocer todo sobre esta nueva aleación es de suma importancia, dado que permitirá comparar los materiales que ya se usan en la industria con el acero TWIP, si este es viable de usar con miras hacia el futuro.

Bibliográficamente, se conocen muchas expresiones que relacionan la resistencia mecánica con la velocidad de deformación. En el presente trabajo se analizará de forma exhaustiva la ecuación del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación. (Dieter, 1988)

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m |_{\epsilon, T} \quad [1.1]$$

1.4 Hipótesis.

Los aceros TWIP presentan distintos mecanismos de endurecimiento que interactúan entre sí en el rango plástico y se rigen por la energía de falla de apilamiento (EFA). Este parámetro es dependiente de variables como la composición química, la temperatura a la que está siendo deformado, el tamaño de grano entre otros.

Según estudios previos, se observó que los valores de propiedades mecánicas cambian al deformar el material a distintas velocidades de deformación. Estos presentan una respuesta distinta en valores de UTS, alargamiento a rotura y límite elástico al cambiar la velocidad de deformación. Estas diferencias están relacionadas con los mecanismos de deformación presentes.

De lo comentado anteriormente surgen las siguientes interrogantes. Es posible describir la dependencia de las propiedades mecánicas con la velocidad de deformación a través de

parámetros del material, es posible describir relaciones entre la velocidad de deformación y los mecanismos de deformación presentes en los aceros TWIP con ensayos mecánicos.

La hipótesis de esta investigación se sustenta en que, a partir de ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación, es posible determinar los parámetros que describan la dependencia entre la resistencia mecánica y la velocidad de deformación, correlacionándolos con los mecanismos de deformación a distintos niveles de deformación en los aceros TWIP.

La hipótesis del presente busca demostrar lo siguiente:

“A partir de ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación es posible determinar los parámetros C y m, correlacionándolos con los mecanismos de deformación a distintos niveles de deformación”

1.5 Objetivos de la Investigación.

Objetivo General.

- Determinar la influencia de la velocidad de deformación en las propiedades mecánicas de los aceros TWIP a través de ensayos mecánicos con el fin de determinar el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación.

Objetivos Específicos.

1. Determinar Ultimate Tensile Strength (UTS), Límite elástico y alargamiento a rotura a distintas velocidades de deformación
2. Determinar los parámetros C y m de la ecuación que relaciona el esfuerzo verdadero con la velocidad de deformación en los materiales. (Ecuación 1.1)
3. Correlacionar los resultados obtenidos con los mecanismos de deformación presentes.

1.6 Conceptualización del procedimiento experimental.

En el diagrama de bloques de la Figura 1.4 se expone una secuencia general de las etapas que fueron desarrolladas en el presente trabajo y que se delinearon en función de los objetivos planteados anteriormente. El procedimiento experimental se detallará en el capítulo 3.

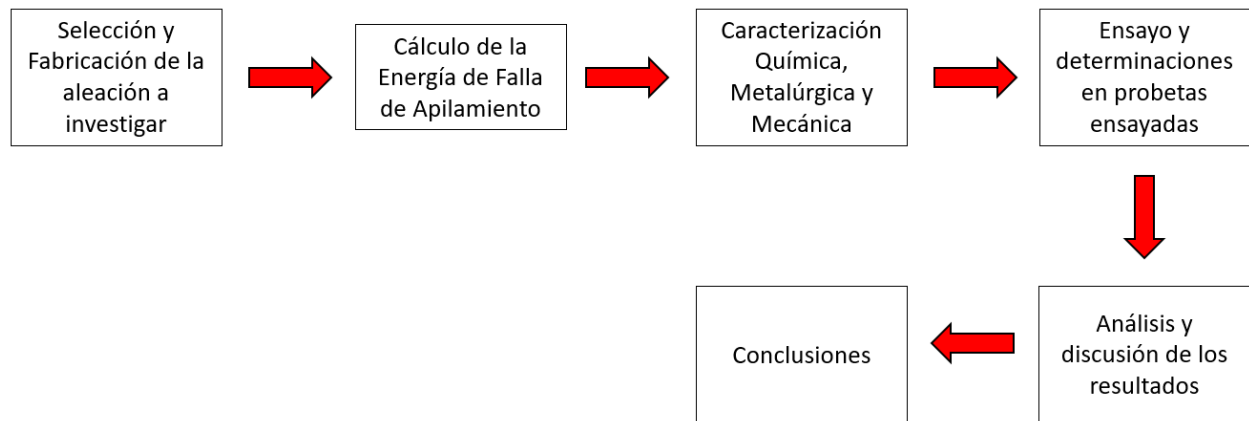


Figura 1.4 Diagrama de bloques con la secuencia general de las etapas que serán desarrolladas en la presente investigación.

CAPITULO II: ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS

2.1 Evolución histórica de los aceros con alto contenido de manganeso.

Los primeros aceros al manganeso fueron producidos en el siglo diecinueve por Terre Noire Company, donde Alexandre Pourcel perfeccionó la fabricación de un acero ferromanganeso en el alto horno. En la exhibición en París en el año 1878, Terre Noire Company mostró varios tipos de aceros con diferente contenido de manganeso, entre los que destacaron los aceros que tenían un contenido de 2,4% Mn y 0,6%C.

Sir Robert Hadfield tuvo interés en el trabajo y se comprometió a detallar más el estudio de los aceros al manganeso. A fines del año 1878 Hadfield preparó una serie de aceros añadiendo distintas proporciones de ferromanganeso a un acero descarburado, obteniendo contenidos de carbono de una décima parte de su contenido en manganeso. En 1882 obtuvo un acero duro y frágil con contenidos de manganeso entre 2,5 y un 7,5%, templado en agua desde los 1000°C, mientras que los aceros con un porcentaje de manganeso mayor al 10% tenían una notable tenacidad. Hadfield obtuvo la patente para aceros con contenido de manganeso entre un 7 y 20%. (Maratray, 1995)

En 1929 Hall y Krivobok (Bouaziz, 2011) describieron con detalle la microestructura de los aceros Hadfield. Ellos lograron mostrar que una microestructura completamente austenítica fue obtenida solo después de un tratamiento térmico a temperaturas superiores a los 500°C seguidos por un temple. Cheverand (Bouaziz, 2011) fue el primero en asumir en 1935 la formación de una fase dura durante la deformación plástica del material. Algunos años después Troiano y McGuire (Bouaziz, 2011) propusieron que la transformación de fase inducida por deformación en aleaciones binarias Fe-Mn era debido a dos mecanismos de transformación de la austenita: ε -martensita y α' -martensita. La fase hexagonal ε fue descubierta por Schmidt en aleaciones Fe-Mn con contenidos de manganeso entre 12 y 29% (Bouaziz, 2011). Tofaute y Linden (Bouaziz, 2011) mostraron en 1936 que el contenido de carbono y manganeso requeridos para estabilizar una estructura completamente austenítica a temperatura ambiente sigue la siguiente regla:

$$wt. \%Mn + 13wt. \%C \geq 17 \quad [2.1]$$

donde C y Mn son expresados en porcentaje en peso.

En 1950 investigadores utilizando la difracción de rayos X, determinaron un alto endurecimiento por deformación en aceros Hadfield en ausencia de martensita ε . Además, mediante microscopia óptica, pudieron observar la presencia de defectos planares, sugiriendo la ocurrencia de maclado mecánico. (Bouaziz, 2011)

En los años 70, Rémy (Bouaziz, 2011), un investigador francés, fue el primero que planteó que el maclado mecánico que se genera producto de la gran deformación plástica en los aceros de alto porcentaje de manganeso se debía a que las maclas actuaban como verdaderos obstáculos al deslizamiento de las dislocaciones, lo que se asemeja a la función que realizan los bordes de grano, pero energéticamente mucho menos favorable.

Charles y coautores (Bouaziz, 2011) en 1981 utilizaron una composición de Fe-30Mn-5Al-0.5C a temperaturas criogénicas de -196°C. Encontraron que la resistencia última a la tracción UTS y la elongación total era de 1200 MPa y 70%, respectivamente. En 1993, Kim et al (Bouaziz, 2011). propusieron cambiar la composición química con la finalidad de obtener propiedades mecánicas similares a las anteriores, pero a temperatura ambiente. Lo que hizo Kim, fue variar el contenido de Mn, Al y agregando nitrógeno a la composición base (Fe-25Mn-1.5Al-0.5C-0.1N), logrando por primera vez, un acero de gran prestación metalúrgica y mecánica para conformado y estampado de planchas muy delgadas para la industria automotriz.

A partir de las investigaciones de Kim (Bouaziz, 2011), comenzó fuertemente el desarrollo y la generación de publicaciones y patentes de estos aceros, como se ilustra en la Figura 2.1. Los primeros que comenzaron con la investigación y el desarrollo fueron los japoneses y coreanos, específicamente Kobe Steel, Sumitomo y Nippon Steel por el lado japonés, Korean Posco Company, por el lado coreano, siempre orientados a la innovación en la industria automotriz. En la segunda mitad de los años 90 este conocimiento fue transportado a Europa, en donde los que encabezaron y continúan actualmente con las investigaciones de aceros TWIP, son la Thyssen Krupp. Stahl German y el Instituto Max-Planck.

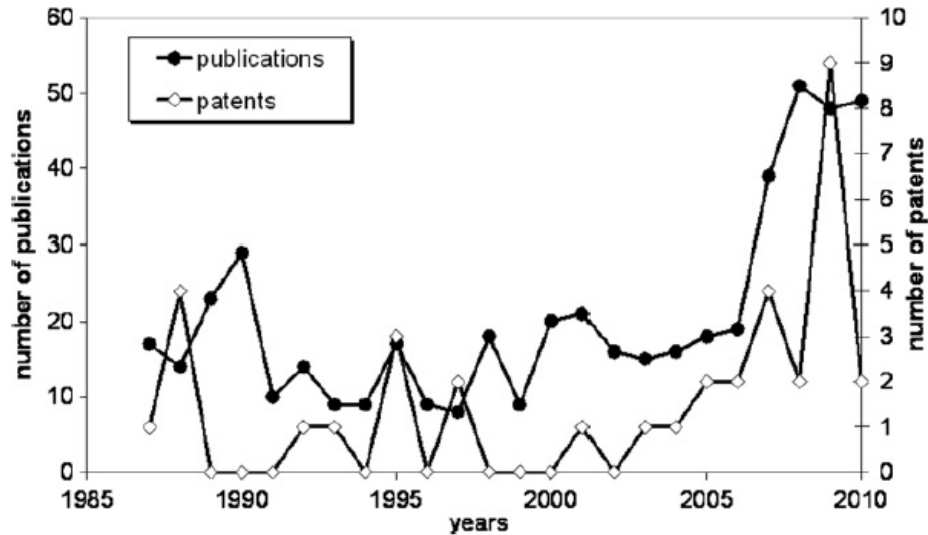


Figura 2.1 Evolución histórica de patentes e investigación en el campo de los aceros TWIP (De Barbieri, 2014)

2.2 Mecanismos de deformación en los aceros TWIP.

Durante la última década (Bouaziz, 2011), los aceros austeníticos de alto manganeso FeMnC han sido objeto de intensa actividad científica en todo el mundo; no sólo debido a la renovación del interés de los fabricantes de acero, los cuales están a favor de replantear soluciones innovadoras para la producción de piezas estampadas en frío para la industria automotriz, sino también para comprender y asociar los mecanismos de endurecimiento del acero que entregan excelentes prestaciones mecánicas.

Los aceros que poseen un alto contenido de manganeso tienen presentes distintos mecanismos de deformación. El más conocido de estos corresponde al maclado mecánico, el cual combina dos propiedades que soy muy deseadas en el mundo de la ingeniería, estas corresponden la elongación a rotura y la resistencia a la tracción. Para poder hacer esto, los aceros TWIP generan producto de una fuerte deformación plástica, un extenso maclado mecánico, en donde los bordes de maclas actúan como obstáculos al movimiento y/o deslizamiento de dislocaciones aumentando el endurecimiento por deformación.

Los principales mecanismos que intervienen en el comportamiento mecánico son:

- El deslizamiento de Dislocaciones que se producen al generarse deformación plástica en el material.
- El Maclado Mecánico, el cual produce el fenómeno de deformación efecto dinámico Hall-Petch, el cual afirma que a medida que el material es deformado plásticamente aumenta

progresivamente la formación de maclas finas, las cuales subdividen al grano austenítico, aumentando el endurecimiento por deformación.

- El Envejecimiento por Deformación Dinámica (DSA), el cual está asociado con el efecto de Portevin – Le Chatelier, en el cual se genera a partir de una fuerte interacción entre los átomos de soluto (Mn-C) con el campo elástico de deformaciones de las dislocaciones
- La Transformación Martensítica inducida por deformación y/o esfuerzo, fenómeno denominado TRIP (Transformation Induced Plasticity).

La intensidad relativa de estos fenómenos depende de la composición química (principalmente del carbono y manganeso), temperatura de deformación y en menor medida del tamaño de grano austenítico (Scott, 2006). Estos modos de deformación están muy relacionados con la Energía de Falla de Apilamiento (EFA) de la estructura austenítica. La composición química y la temperatura son los principales parámetros que controlan a la EFA y consecuentemente determinan los principales mecanismos de deformación como se observa en la Figura 2.2. Si los valores de EFA son bajos ($\leq 20 \text{ mJ/m}^2$) (Hamada, 2007) se verá favorecida la transformación martensítica. A valores más altos de EFA (25 mJ/m^2) se suprime la transformación martensítica y se favorece el maclado mecánico hasta valores menores a los 60 mJ/m^2 .

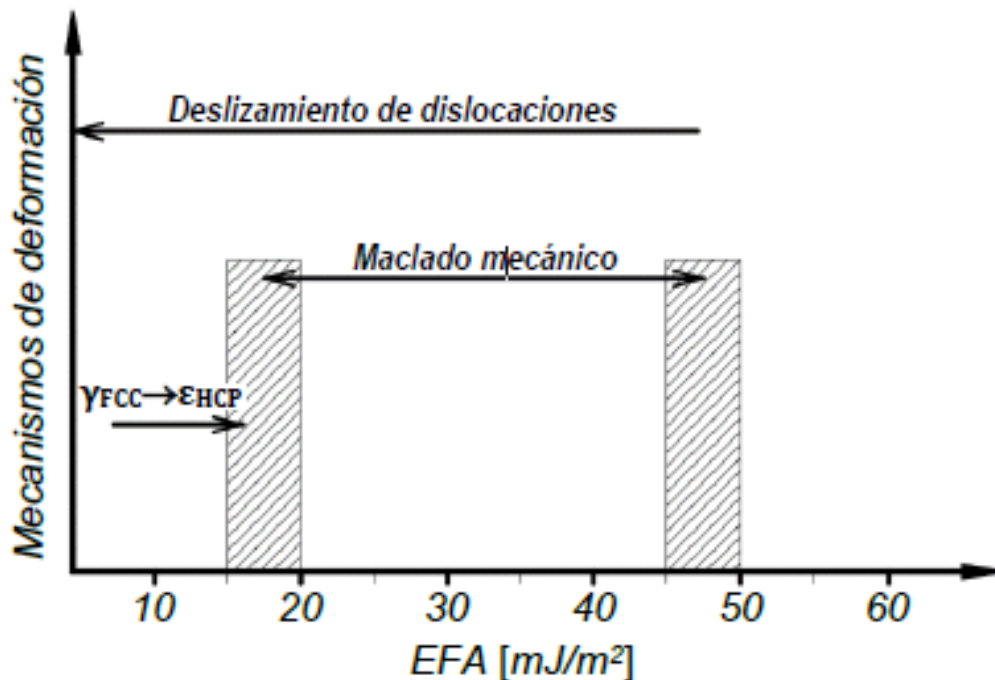


Figura 2.2 Relación entre la EFA y los mecanismos de deformación en aceros de alto contenido de manganeso (Chen, 2013).

El maclado por deformación plástica es un mecanismo muy favorable, ya que con esto da lugar a una buena tasa de endurecimiento por deformación. Las finas laminillas de maclado pueden ser consideradas como obstáculos intergranulares adicionales que no permiten el movimiento de las dislocaciones, es comparable con el refinamiento de grano. La morfología y el número de maclas determinan las propiedades mecánicas del acero.

Los aceros de alto manganeso (Bouaziz, 2011) exhiben un excepcional endurecimiento por deformación con valores de EFA en donde predomina el maclado mecánico, pudiendo alcanzar valores de esfuerzo último y ductilidad cuyo producto supera los 50 GPa%. Tal comportamiento se atribuye al efecto Hall-Petch dinámico advertido por Remy a finales de la década de 1970.

El efecto Hall-Petch dinámico puede ser explicado en etapas, ver Fig 2.3. Producto de la acción de una carga externa, se activa inicialmente el mecanismo de deslizamiento de dislocaciones hasta un valor umbral de deformación, que generalmente se encuentra entre el 2 y el 5% (dependiendo del valor de EFA y tamaño de grano, entre otros factores) (Pereloma, 2012). Una vez superado este umbral se activa el mecanismo de maclado mecánico y comienza a interactuar con el deslizamiento de dislocaciones, como consecuencia de lo cual se incrementan paulatinamente las densidades de ambos defectos en la medida que crece la fuerza impulsora de deformación. Por un lado, los bordes de maclas son considerados bordes de grano con diferente resistencia al deslizamiento, por lo que, un aumento en la densidad de maclas conduce a una subdivisión de un grano en granos más pequeños (De Cooman, 2018). En este sentido, el aumento en la densidad de maclas puede interpretarse como un “afinamiento de grano” que se desarrolla bajo la acción de una fuerza impulsora de deformación. Los bordes de maclas actúan como obstáculos al deslizamiento de dislocaciones y reducen la distancia efectiva para su deslizamiento, haciendo que se incremente su densidad y se acumulen en sus bordes. La interacción entre estos mecanismos continúa hasta que se alcanza la rotura.

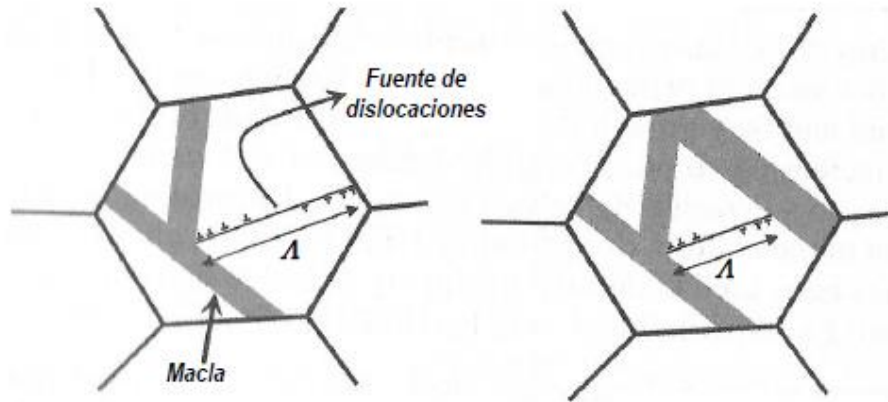


Figura 2.3 Representación esquemática del efecto Hall-Petch dinámico con “ λ ” se indica el patrón original del deslizamiento de dislocaciones. (De Cooman, 2018)

2.3 Fenómenos Físicos en los aceros TWIP.

2.3.1 Maclado Mecánico.

Una macla mecánica se produce cuando ocurre una deformación sin que ocurra un cambio de estructura cristalina, solamente es una reorientación de la red de manera macroscópica. El cambio de forma asociado al maclaje de deformación es un cizallado simple, como el que se observa en la Figura 2.4. La diferencia entre el maclaje y el deslizamiento debe ser diferenciado porque en ambos casos la red cristalina es cizallada. En el deslizamiento, la deformación ocurre sobre planos reticulares individuales. Cuando se mide sobre un plano de deslizamiento simple, este corte puede ser muchas veces mayor que el espaciamiento reticular y depende del número de dislocaciones emitidas por la fuente de la dislocación. El corte asociado con el maclaje de deformación, por otra parte, está distribuido uniformemente sobre un volumen más bien localizado sobre un número discreto de planos de deslizamiento.

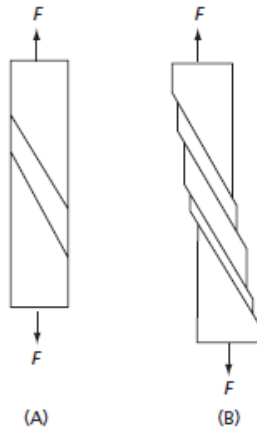


Figura 2.4 Diferencia entre el cizallado o corte asociado con el maclaje (A) y el deslizamiento (B) (Reed-Hill, 2009).

En el maclado mecánico los átomos se mueven solamente una fracción de un espaciamiento interatómico relativo entre ellos. La deformación total debido al maclaje es pequeña, de manera que el deslizamiento es un modo primario de deformación plástica mucho más importante. Es cierto que el maclaje mecánico es favorecido en metales de simetría elevada, debido a que tienen planos de deslizamiento disponibles para la formación de maclas. No obstante, la importancia del maclaje mecánico ha aumentado aparentemente en la explicación de ciertas características mecánicas de muchos metales. Las maclas son de importancia también en el fenómeno de recristalización pues la intersección de las maclas son posiciones preferidas para la nucleación de nuevos granos durante el recocido.

En la Figura 2.5 se puede observar una representación esquemática de lo que es el maclado. La imagen superior representa a una estructura cristalina compuesta de átomos que se supone tienen forma de esferoides achatados. El diagrama inferior representa al mismo cristal después de que se haya sufrido una acción de cizallado que produjo la macla. La macla se forma por la rotación de cada átomo en el área deformada alrededor de un eje a través de su centro y perpendicular al plano del papel. Tres átomos marcados con los símbolos a, b y c en ambos diagramas para mostrar sus posiciones relativas antes y después del cizallamiento. Obsérvese que los átomos individuales son desviados muy poco con respecto a sus vecinos. Aunque esto no quiere decir que los movimientos atómicos en un cristal son iguales a los mostrados en la Figura 2-5, es cierto que en todos los casos el movimiento de un átomo relativo a sus vecinos es muy pequeño. (Reed-Hill, 2009)

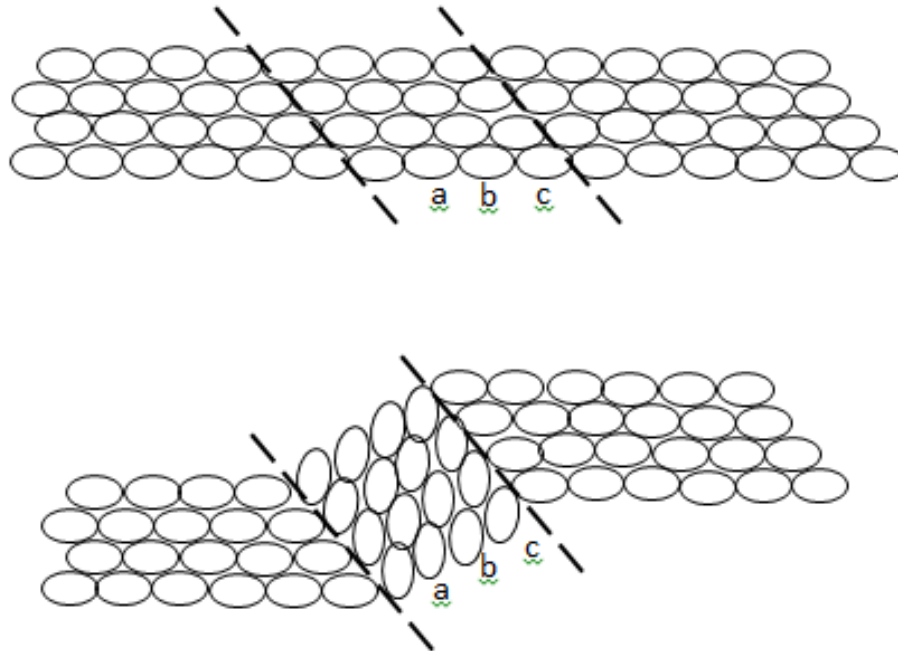


Figura 2.5 Representación esquemática de cómo se puede producir una macla por un simple movimiento de átomos. (Reed-Hill, 2009)

2.3.2 Teoría cristalográfica del maclado mecánico.

La teoría cristalográfica del maclado corresponde a una reorientación de una zona de la red cristalina respecto a la red original de forma simétrica respecto a un plano de simetría, de tal forma que la zona maclada forma lo que se conoce como una imagen especular (espejo) de ésta. El plano de simetría nombrado anteriormente se le conoce como el *plano de maclado*.

La Figura 2.6 representa, el efecto que se genera en la red cristalina al formarse una macla. En la figura se observa una sección perpendicular a la superficie de una red atómica cúbica con un plano de índice bajo, el cual es paralelo a la hoja y orientado en un ángulo con respecto al plano de pulido. El plano de maclado se observa en la figura y es perpendicular al plano de la hoja. Al realizar un esfuerzo cortante en la red atómica, una zona del cristal es desplazada con respecto a su plano original de maclado originando la red atómica que se muestra en la Figura 2.6 (b). Los átomos de color blanco a la derecha de la figura no han sido desplazados, por lo que esa zona no se encuentra deformada. Los átomos de color negro a la izquierda de los no deformados fueron desplazados producto del esfuerzo cortante realizado, formando una zona que es una imagen de la zona original. Todos los átomos en la región maclada fueron

desplazados por un esfuerzo de corte homogéneo y con una distancia proporcional a su distancia respecto al plano de maclado. (Reed-Hill, 2009)

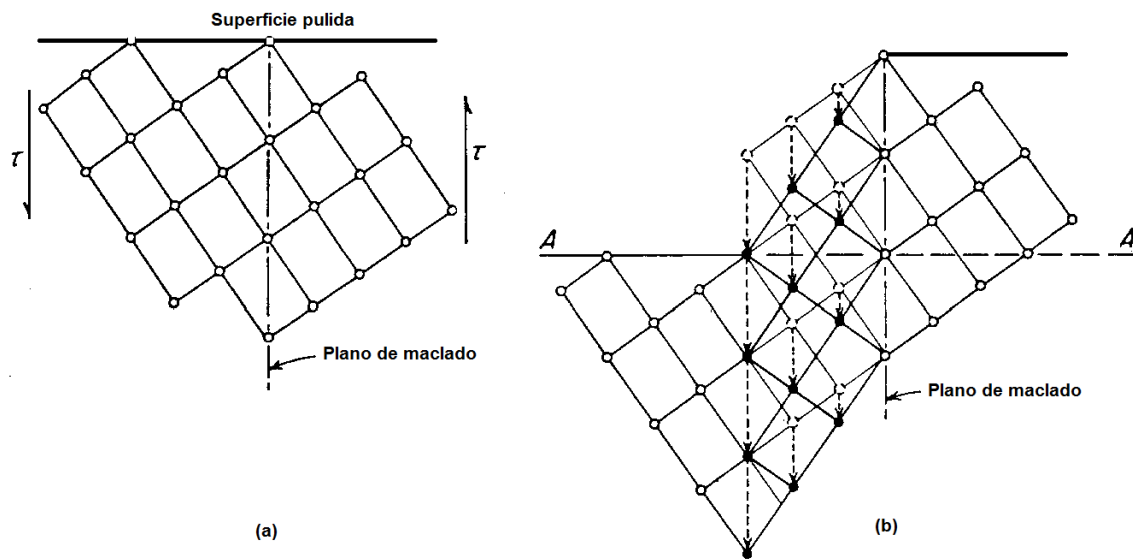


Figura 2.6 Esquema de una red cubica maclada. (Reed-Hill, 2009).

Las maclas que son generadas en un material son visibles en la superficie pulida, debido a que en ésta se produce un cambio de orientación cristalográfica entre estas dos zonas de la red cristalina.

El maclado es un fenómeno físico que ocurre durante la deformación plástica, distinto al deslizamiento de dislocaciones. En el deslizamiento de dislocaciones, no existen diferencias en la orientación cristalográfica entre zonas deformadas y no deformadas en la red, en cambio esto sí ocurre en el maclado mecánico. En el deslizamiento por lo general al formarse dislocaciones éstas avanzan sobre varias distancias atómicas, en cambio cuando se produce maclado mecánico, éste ocurre de forma discreta, el cual es menor a un espaciado interatómico. El deslizamiento de dislocaciones ocurre sobre planos compactados de forma preferencial, en cambio en el maclado, cada plano atómico está comprometido durante la deformación. El deslizamiento es un fenómeno físico que ocurre en la escala de milisegundos antes de la formación de una banda de deslizamiento en cambio las maclas se forman en tiempos extremadamente cortos en la escala de microsegundos. (Reed-Hill, 2009)

El desplazamiento de los átomos que forman la zona maclada se debe a un esfuerzo de corte aplicado en la red atómica. El plano invariante de este corte se denomina K_1 y la dirección de corte corresponde a η_1 , el plano no distorsionado es K_2 , el plano que contiene a η_1 y a las

normales de K_1 y K_2 es el plano de cizallamiento y las intersecciones de K_2 y el plano cizallamiento es la dirección conjugada η_2 , como se puede observar en la Figura 2.7.

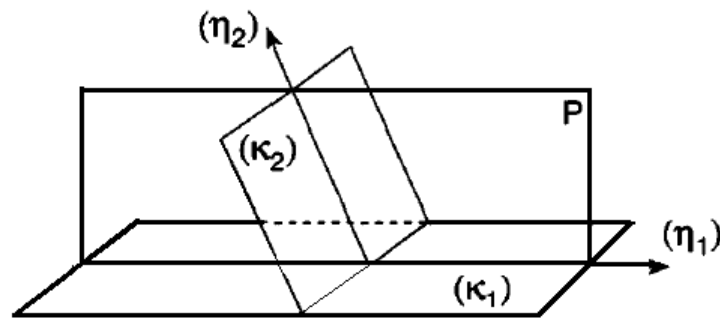


Figura 2.7 Diagrama de la red en donde se observan los cuatro elementos del maclado (Reed-Hill, 2009).

La teoría cristalográfica dice que la forma y el tamaño de la celda unitaria no debe cambiar si es que es posible encontrar tres planos no-coplanares, vectores de carácter racional en el cristal original que tengan el mismo largo y ángulos mutuos después del cizalle.

La Figura 2.8 muestra una vista del volumen cizallado. Se observa que la parte superior está desplazada una distancia e con respecto a la inferior y los planos cristalográficos B, C y D están rotados un ángulo θ con respecto a sus ubicaciones originales antes del cizalle. Las ubicaciones originales están marcadas con una línea punteada. Se observa que el único plano que no ha sido desplazado luego del cizalle, corresponde al plano C. La razón por la que este plano no sufre cambios en su forma es porque mantiene el mismo ángulo antes y después del cizalle.

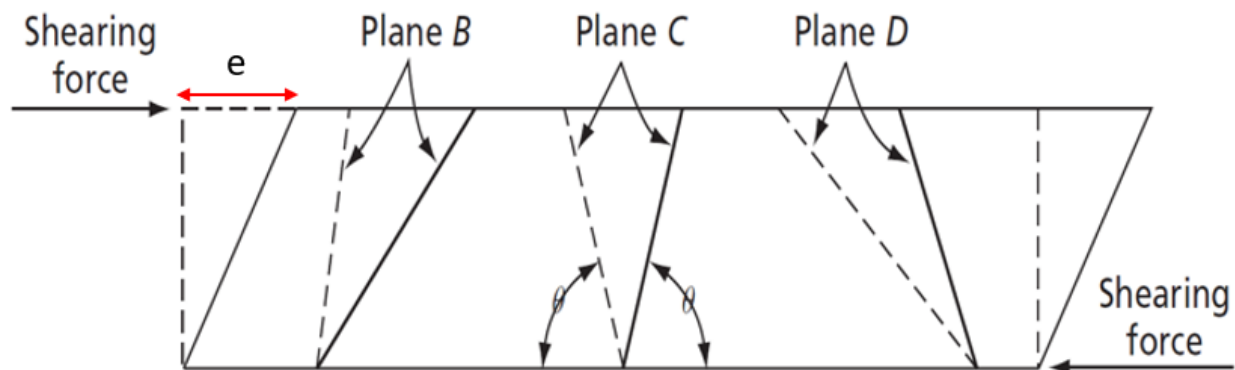


Figura 2.8 Vista lateral del volumen cizallado, mostrando la rotación de los planos cristalográficos después de ocurrido el cizalle (Reed-Hill, 2009).

En relación con la Figura 2.8, se puede afirmar que existen sólo dos planos cristalográficos que no cambian de forma ni tamaño debido al cizalle. Lo anterior ya se mencionó y está definido como los planos inferiores y superiores de la Figura 2.8; estos planos contienen la dirección del cizalle. En el caso del maclado por cizalle, este plano es conocido como el plano de maclado y se simboliza como K_1 antes y después del cizalle. El otro plano que corresponde a C intercepta al plano K_1 en una línea que es perpendicular a la dirección de cizalle y hace ángulos iguales con K_1 antes y después del cizalle. Este plano se denomina K_2 y es conocido como el segundo plano no distorsionado. En la Figura 2.9 se presenta la relación que existe entre los diferentes parámetros que intervienen en el mecanismo de deformación conocido como maclado mecánico. La relación entre K_1 y K_2 , la dirección de corte que es simbolizada por η_1 , el plano perpendicular a K_1 y que contiene a la dirección de corte, la intersección del plano de corte con el segundo plano no distorsionado K_2 , se simboliza por η_2 . (Reed-Hill, 2009)

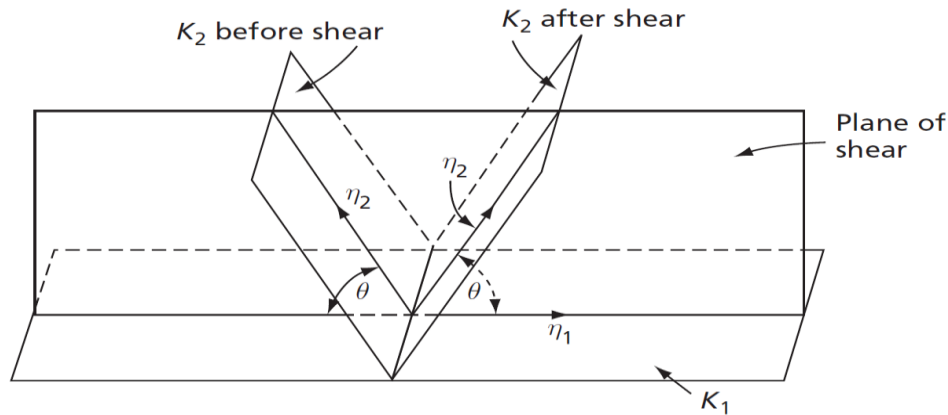


Figura 2.9 Relaciones espaciales entre K_1 , K_2 , η_1 , η_2 . y el plano de cizalle. (Reed-Hill, 2009)

Al producirse el esfuerzo de cizalle todo el resto de los planos sufren cambios en su tamaño, es solo en los planos K_1 y K_2 que cualquier vector que se encuentre contenido en esos planos no sufrirá ningún tipo de cambio después de la deformación generada por el esfuerzo de cizalle. Por lo que, la cuestión está en buscar y encontrar las posibles combinaciones de los tres vectores no coplanares que se encuentren entre los planos K_1 y K_2 que mantienen sus ángulos y magnitudes luego del cizalle.

Se denomina a ε como el vector en el plano K_1 , entonces existirá sólo un vector en el plano K_2 que forme el mismo ángulo con el vector ε , antes y después del cizalle. Este nuevo vector se denomina por η_2 el cual es perpendicular a la intersección entre K_1 y K_2 . Ya que ε es cualquier vector en el plano K_1 , η_2 debe obligatoriamente formar el mismo ángulo antes y después de cizalle, con todos los vectores que pertenecen a K_1 . (Reed-Hill, 2009)

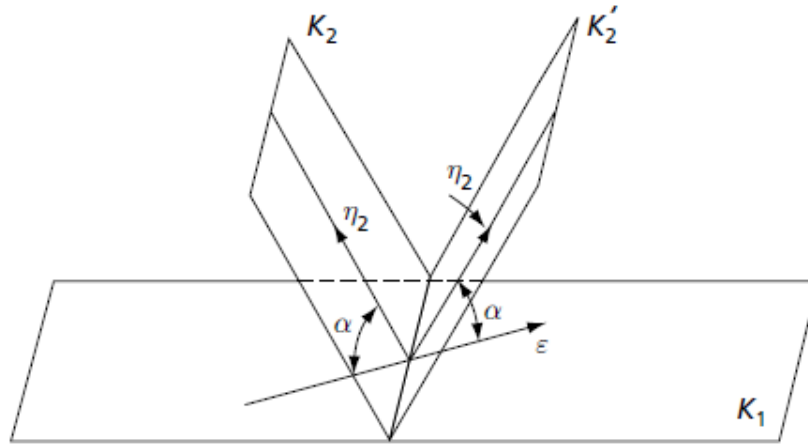


Figura 2.10 Vector ε formando el mismo ángulo con η_2 antes y después del cizalle. (Reed-Hill, 2009)

Observando la Figura 2.10 es fácil percatarse que η_1 es la única dirección en el plano K_1 que tiene el mismo ángulo con cualquier vector plano K_2 antes y después del cizalle. Lo anterior se basa en el hecho que η_1 es también perpendicular a la intersección entre K_1 y K_2 .

En la Figura 2.11 se observa un vector δ en el plano K_2 que forma un ángulo β con η_1 por lo cual se puede concluir, que otra condición para mantener la estructura durante el maclado es que η_1 y K_2 sean racionales. (Reed-Hill, 2009)

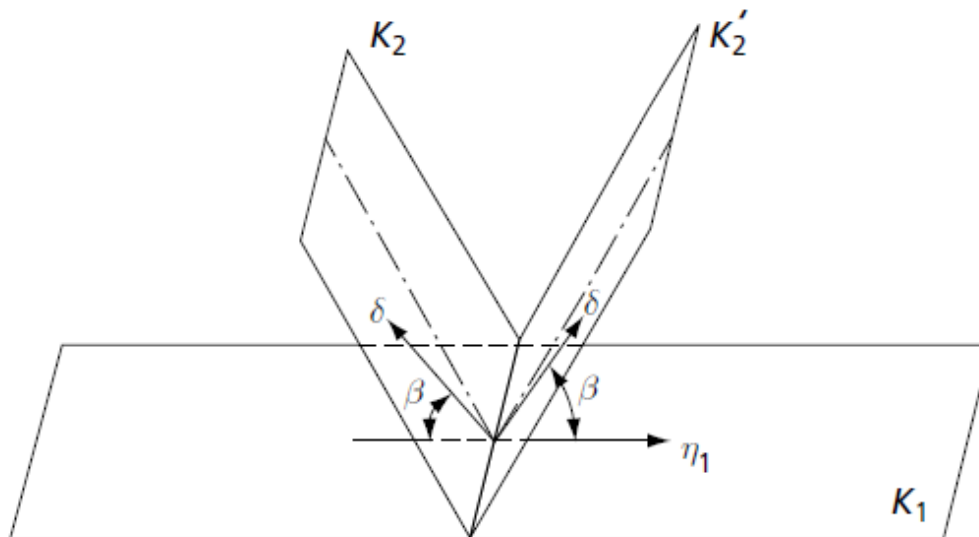


Figura 2.11 Diagrama representativo que muestra un cizalle de segundo tipo. En este caso δ representa un vector arbitrario en el plano K_2 , el que forma un mismo ángulo β con η_1 antes y después del cizalle.

(Reed-Hill, 2009)

Según lo anterior, se puede comprender, que existen tres formas en las que la red cristalina puede ser cizallada de una forma que no se pierda la estructura y simetría de ésta.

- Cuando K_1 es un plano racional y η_2 es una dirección racional, se genera una macla que se conoce como macla de primer orden.
- Cuando K_2 es un plano racional y η_1 es una dirección racional, se genera una macla que se conoce como macla de segundo orden.
- Cuando los cuatro elementos K_1 , η_1 , K_2 , y η_2 son racionales, se genera una macla, que se conoce como macla mecánica compuesta.

El término racional, usado para dirección y plano se entiende de la siguiente forma; la dirección racional se entiende como un vector que parte del origen de una celda cúbica y termina en otro punto de la misma red. El plano racional se entiende como el plano que es perpendicular a sus correspondientes direcciones racionales.

Las rotaciones que ocurren en la red cúbica debido al maclado mecánico son diferentes dependiendo si la macla formada es de primer o segundo orden. En el caso que se genera una macla de primer orden, la red en la zona cizallada tiene una relación con la zona no cizallada por una rotación en 180° sobre la normal del plano K_1 . En el caso que se genere una macla de segundo orden de igual forma se genera una rotación de 180° , pero ésta ocurre sobre el eje de η_1 . Estos dos casos se pueden ver representados en la siguiente Figura 2.12.

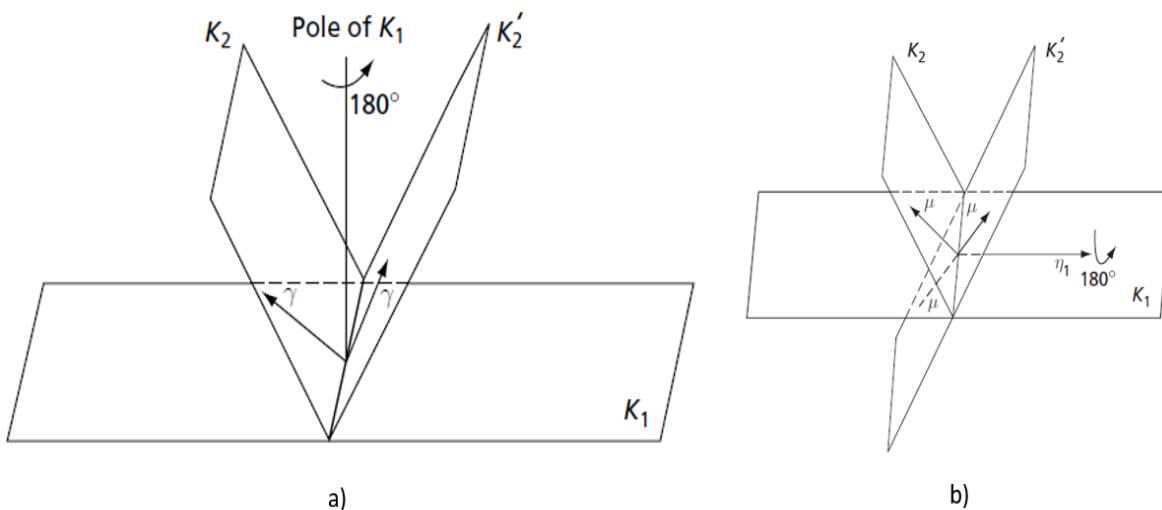


Figura 2.12 a y b, representando los dos tipos de maclas mecánicas con relación a sus rotaciones en la red. (Reed-Hill, 2009)

2.3.3 Envejecimiento por deformación dinámica (DSA).

En la literatura se conocen dos tipos de fenómenos de envejecimiento en un material. El primero se encuentra asociado a un envejecimiento por deformación estática, el cual se genera por endurecimiento en el material al experimentar deformación plástica y posterior envejecimiento por un cierto periodo de tiempo determinado. El endurecimiento que ocurre por este mecanismo es debido a la difusión átomos soluto hacia las dislocaciones en el momento que se produce el envejecimiento del material, de esta forma los solutos forman unas verdaderas atmósferas que se denominan “Atmósferas de Lomer-Cottrell” que impiden el deslizamiento de dislocaciones después de generar una carga nuevamente en el material. Para que se produzca nuevamente el movimiento de las dislocaciones, se debe aumentar el esfuerzo aplicado con una carga lo suficientemente grande para destrabar las dislocaciones de esta atmósfera que está rodeada de solutos. Este fenómeno genera un aumento en el UTS y en la temperatura dúctil-frágil pero una disminución en la ductilidad. Lo anterior es debido a la gran difusividad de los solutos intersticiales a diferencia de los solutos sustitucionales. (Cunningham, 1999)

En el caso del envejecimiento por deformación dinámica, el envejecimiento ocurre durante la deformación. En este caso lo que sucede principalmente es que ciertos átomos soluto poseen una mayor movilidad que las dislocaciones, por lo que se logran obstaculizar, impidiendo su deslizamiento durante la deformación plástica. Cuando el esfuerzo llega a un cierto punto (un máximo), las dislocaciones logran desbloquearse de la atmósfera de los átomos solutos y comienzan a moverse. Este bloqueo y desbloqueo de las dislocaciones por la acción de estos átomos soluto en el dominio del DSA, se observa en la curva esfuerzo-deformación como un flujo discontinuo que se conoce como el efecto de Portevin- Le Chatelier, como se muestra en la Figura 2.13.

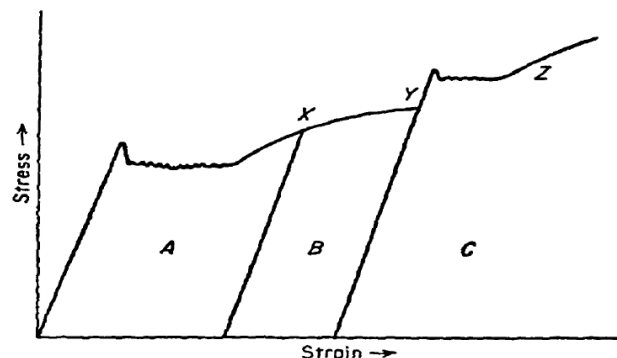


Figura 2.13 Efecto Portevin –Le Chatelier en una curva esfuerzo-deformación de un acero normalizado (curva A) y un acero envejecido estáticamente (curva C) (Dieter, 1988)

El envejecimiento por deformación dinámica se produce cuando la difusividad de los átomos solutos se iguala a la velocidad de las dislocaciones. Por lo tanto, la ocurrencia del DSA es una función de la temperatura y velocidad de deformación, función que está relacionada con la difusividad y velocidad de las dislocaciones, respectivamente.

En el caso del envejecimiento por deformación dinámica en los aceros TWIP, Allain (Allain, 2004) determinó la ocurrencia de este fenómeno en un acero Fe-22Mn-0.6C a temperatura cercana al ambiente, como se muestra en la Figura 2.14, finalizando alrededor de los 300°C (573K).

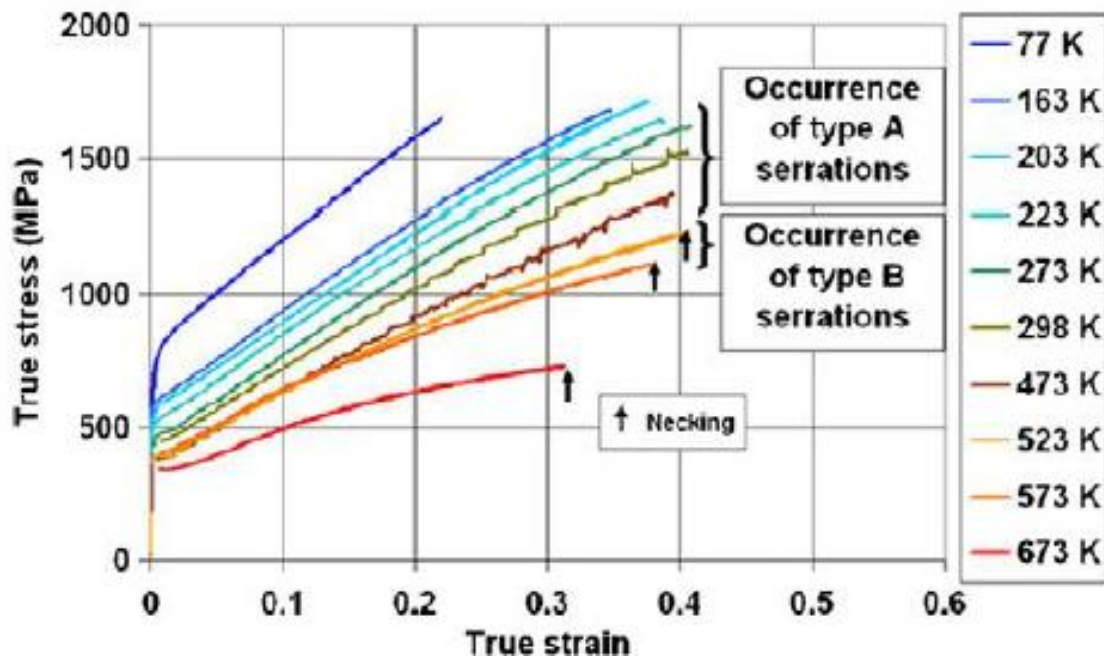


Figura 2.14 Curva esfuerzo-deformación de un acero TWIP, Fe-22Mn-0.6C, mostrando el efecto PLC (DSA) a temperatura ambiente. (Allain, 2004)

Importante es mencionar que este fenómeno no es el mecanismo predominante de deformación en los aceros TWIP, como se podría esperar, considerando que los aceros Hadfield poseen composiciones químicas similares en el tipo de elementos y también presentan DSA y maclado mecánico.

La diferencia principal entre ambos tipos de aceros (TWIP – HADFIELD) es el mecanismo de endurecimiento que predomina durante la deformación plástica. Dastur y Leslile (Dastur, 1981), determinaron que el envejecimiento por deformación dinámica es el principal mecanismo de deformación producto de la interacción entre las dislocaciones y el par átomo Mn-C en la

matriz austenítica. También determinaron que el efecto DSA se producía entre los -25°C y 300°C , prácticamente en el mismo rango de temperatura que ocurre en los aceros TWIP.

Para el caso del maclado mecánico en los aceros Hadfield, Dastur y Leslie (Dastur, 1981) lograron determinar que con un 20% de deformación, se observó una gran cantidad de maclas a una temperatura de -50°C . A medida que se aumentaba la temperatura el maclado comenzaba a disminuir, alcanzando hasta llegar a cero a una temperatura de 225°C , sin embargo, se mantenía el grado de endurecimiento del acero, por lo que concluyeron, que el maclado mecánico influye en el endurecimiento del acero, pero en mucho menor proporción que el envejecimiento por deformación dinámica (DSA).

El acero Hadfield tiene una composición tipo que se encuentra entre las 10-14% de Manganeso y 1,0-1,4% de carbono. El acero propuesto en el trabajo de Dastur y Leslie (Dastur, 1981) tiene una composición química de 22% manganeso y 0,6% de carbono. Esta diferencia de composición hace que los mecanismos de deformación predominantes sean distintos. La información termodinámica, muestra que en las aleaciones Fe-Mn-C, el manganeso disminuye moderadamente la actividad del carbono en una matriz austenítica permitiendo que la fuerza atractiva que se produce por este par de átomos Mn-C, es necesaria para producir una fuerte obstaculización al deslizamiento de dislocaciones. Si este efecto es generado por el DSA, se puede deducir que para el caso de los aceros TWIP que poseen un mayor porcentaje de Mn y un mucho menor porcentaje de carbono, el acero estudiado en la investigación de Dastur y Leslie, tiene la mitad de la cantidad de carbono que tiene un acero Hadfield, por lo que el mecanismo de endurecimiento en los aceros TWIP es la combinación del maclado mecánico y deslizamiento de dislocaciones y no el envejecimiento por deformación dinámica.

2.3.4 Transformación martensítica en aceros austeníticos.

La transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ puede ser inducida térmicamente o por deformación (Bergeon, 1997) y presentan importantes similitudes con el maclado mecánico, puesto que también se basa en la disociación de dislocaciones perfectas en parciales que deslizan a través de los planos compactos $\{111\}$ de un cristal FCC. En el caso de la transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ el deslizamiento se produce plano por medio, mientras que en el maclado se desarrolla en todos y cada uno de los planos compactos, es decir, el maclado puede interpretarse como fallas de apilamiento que se extienden en forma paralela a todos y cada uno de los planos compactos, mientras que en la transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ las fallas se extienden cada dos planos, dando lugar a delgadas placas de estructura HCP en la matriz austenítica (Dumay, 2008). Con la denominación “HMn-TRIP” se hace referencia a los aceros de alto manganeso que experimentan

esta transformación para diferenciarlos de aceros en los que desarrollan otras transformaciones del tipo TRIP.

Schumann (Schumann, 1975) fue uno de los primeros en estudiar la relación entre los mecanismos involucrados en las transformaciones martensíticas de aceros austeníticos metaestables y la EFA. Identificó, por un lado, una transformación del tipo transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \alpha'_{BCT}$ a la que se refiere como “directa” y otra múltiple del tipo transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP} \rightarrow \alpha'_{BCT}$ a la que denomino indirecta. Estas transformaciones junto con la $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ se consideran propias del efecto TRIP (Bhandarkar, 1972) (Chanani, 1971). Schumann (Schumann, 1975) postuló que la transformación directa tiene lugar cuando, a una temperatura superior a la de inicio de la transformación (M_s) pero debajo de la crítica M_D (temperatura más alta a la cual la deformación plástica permite la transformación martensítica), el esfuerzo (o deformación) aplicado alcanza un valor crítico. Por su parte la transformación indirecta y la $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ están en gran medida influenciadas por la EFA. Aquí existe una tendencia a la formación de fallas de apilamiento extendidas, consistentes en finas placas de estructura HCP cuyo mecanismo de cizalle es más simple y probable que se produzca. La intersección de placas de martensita ϵ_{HCP} como fase intermedia constituyen sitios favorables para la posterior nucleación de la martensita α'_{BCT} .

2.3.5 Energía de Falla de Apilamiento (EFA).

Al someter a deformación plástica un cristal de estructura cristalina del tipo FCC, el deslizamiento de dislocaciones ocurre en la familia de direcciones $\langle 110 \rangle$ correspondientes al vector de Burgers $b=(a_0/2) \langle 110 \rangle$ asociado a la familia de los planos $\{111\}$. De esta manera se tienen cuatro planos de deslizamiento y cada uno de ellos posee tres direcciones, lo que da lugar a un total de doce sistemas de deslizamiento (Campbell, 2008).

Si una dislocación perfecta se desliza en uno de los planos $\{111\}$ de una red cristalina FCC en una de las direcciones $\langle 110 \rangle$, no se producirá ninguna alteración en la estructura cristalina. Si en cambio la dislocación perfecta se disocia en dos parciales, será menor la energía de deformación elástica de la red implicada en su deslizamiento (Phillips, 2001). La Figura 2.15 ilustra esquemáticamente ambas situaciones, indicándose además los vectores Burger de las dislocaciones parciales, denominadas “dislocaciones parciales de Shockley o de “Heidenreich-Shockley” (Heidenreich, 1948).

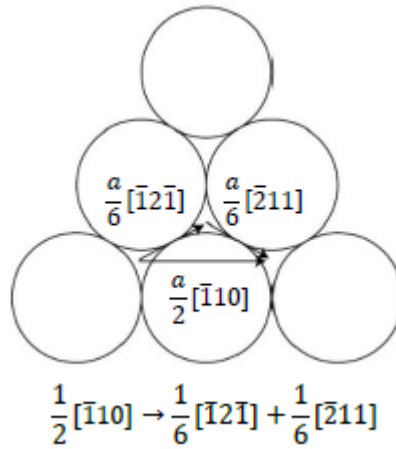


Figura 2.15 Disociación de una dislocación perfecta en dos dislocaciones parciales, dando origen a una falla de apilamiento (Phillips, 2001).

La disociación de una dislocación perfecta en dos parciales trae aparejada dos consecuencias. La primera es que se altera la secuencia de apilamiento de los planos compactos en la zona delimitada por las dislocaciones parciales y los átomos que la conforman no modifican su posición relativa respecto de los átomos contiguos previo al deslizamiento de las dislocaciones parciales (Kelly, 2012). La segunda corresponde a un aumento de la energía del sistema, debido a que las dislocaciones parciales son de igual signo y dan lugar a fuerzas de repulsión entre las mismas que decrecen gradualmente en tanto se separan. El equilibrio es reestablecido por la energía por unidad de área de falla de apilamiento que contrarresta la repulsión entre las parciales: esta es justamente la energía de falla de apilamiento del tipo intrínseca, γ_{isf} donde los subíndices “isf” corresponde a “intrinsic stacking fault” (Reed-Hill, 2009).

En lo que resta de trabajo se hará referencia a este parámetro simplemente como “EFA”.

El cálculo de la EFA se realiza considerándola como la diferencia entre la energía de un cristal que posee una falla de apilamiento y la correspondiente a un cristal perfecto, ambas expresadas por unidad de área:

$$EFA = \frac{E_{cristal\ con\ falla} - E_{cristal\ perfecto}}{A} \quad [2.2]$$

La ecuación de energía de EFA es una expresión conceptual general. En términos más específicos se recurre a modelos termodinámicos para su cálculo y el de Olson y Cohen (Olson, 1976) es uno de los más empleados. La EFA se obtiene como la diferencia de energías libres de Gibbs entre las fases ε_{HCP} y γ_{FCC} , de acuerdo con la expresión termodinámica de EFA. Este

modelo se basa en la interpretación de Hirth (Hirth, 1970) de una falla de apilamiento intrínseca como un embrión de martensita de estructura HCP (Kelly, 2012).

$$EFA = 2\rho\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad [2.3]$$

Siendo:

ρ : densidad superficial de los átomos en los planos {111}

$\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon}$: Cambio en la energía libre de Gibbs (fuerza motriz) requerida para que se produzca la transformación de austenita (FCC) a martensita ϵ (HCP)

$\sigma^{\gamma/\epsilon}$: Energía por unidad de superficie de la intercara {111} entre la austenita (FCC) y la martensita ϵ (HCP)

En cuanto a la determinación teórica de la EFA, existe en la actualidad una controversia relacionada con los resultados obtenidos por distintos autores en comparación a lo obtenido experimentalmente. Lo que existe es un consenso relacionado al rango de energía en que se producen los distintos mecanismos de deformación.

2.3.6 Principales variables que influyen en la EFA.

En la mayoría de las investigaciones consultadas (Dumay, 2008) (Essoussi, 2018) hay un consenso en cuanto a una fuerte dependencia de la EFA con la composición química y la temperatura, aunque también puede influir el tamaño de grano de la aleación. Al respecto, Zambrano (Zambrano, 2016) afirma que los incrementos en temperatura y elementos de aleación (principalmente carbono, silicio y aluminio) alteran significativamente el valor de la EFA. Adicionalmente un incremento en el tamaño de grano austenítico disminuye la EFA contribuyendo a que se desarrolle el efecto TWIP, pero esta alteración no resulta tan significativa como en el caso de los dos parámetros previamente citados.

2.4 Efecto de la velocidad de deformación sobre las propiedades en tracción.

La curva de tensión-deformación convencional, a temperatura ambiente, no se modifica en forma apreciable por los cambios de velocidad de deformación que se observan en un ensayo de tracción ordinario. Los ensayos de tracción a alta velocidad, en los que la velocidad de carga ha sido multiplicada por un factor de 100 000, han demostrado que el límite elástico es más sensible a los aumentos de la velocidad de deformación que la resistencia a la tracción. (Dieter, 1988)

Es difícil determinar una relación matemática entre la tensión de fluencia y la velocidad de deformación, a causa de los muchos problemas experimentales asociados con la medida de las propiedades de tracción para grandes velocidades de deformación. Entre los problemas experimentales que pueden presentarse, uno de ellos consiste en que a altas velocidades de deformación se crea una condición adiabática que da lugar a un aumento de la temperatura de la probeta; no hay tiempo suficiente para que el calor producido por la deformación plástica se disipe. Los ensayos en los que se somete la probeta a una velocidad constante de deformación real no pueden realizarse fácilmente con máquinas de ensayo convencionales. Aunque es bastante fácil mantener el movimiento del cabezal a una velocidad constante, esto no asegura una velocidad constante de deformación en la probeta, puesto que la velocidad de deformación que ésta experimente con la carga especialmente durante la estricción no es igual al movimiento del cabezal. (Dieter, 1988).

Nadai (Nadai, 1950) ha presentado un análisis matemático de las condiciones existentes durante la extensión de una probeta cilíndrica con un extremo fijo y el otro sujeto a una cabeza móvil de la máquina de ensayo. La velocidad de la cabeza es $v = dl/dt$. La velocidad de deformación, expresada en términos de la deformación lineal convencional es $\dot{e}$:

$$\dot{e} = \frac{de}{dt} = \frac{d(L-L_0)/L_0}{dt} = \frac{1}{L_0} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L_0} \quad [2.4]$$

Entonces, la velocidad de deformación convencional ingenieril sería proporcional a la velocidad de la cabeza. La ecuación es aplicable hasta el comienzo de la estricción (Dieter, 1988).

La velocidad de deformación real, $\dot{\epsilon}$, viene dada por:

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln(L/L_0)]}{dt} = \frac{1}{L} \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad [2.5]$$

La ecuación 2.5 indica que, para una velocidad constante del cabezal, la velocidad de deformación real disminuiría mientras la probeta experimenta el alargamiento. Para mantener una velocidad constante de deformación real, la velocidad de la cabeza debe aumentar proporcionalmente al incremento de la longitud de la probeta.

La velocidad de deformación real está relacionada con la velocidad de deformación convencional por la siguiente ecuación:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{L} = \frac{L_0}{L} \frac{de}{dt} = \frac{1}{1+e} \frac{de}{dt} = \frac{\dot{e}}{1+e} \quad [2.6]$$

La ecuación 2.5 indica que, para una velocidad de cabezal constante, la tasa de deformación real disminuirá a medida que se alarga la muestra. Para mantener una tasa de deformación real constante usando control de lazo abierto, la velocidad de deformación debe aumentar en proporción al aumento en la longitud de la muestra o debe aumentar como:

$$v = \dot{\epsilon} L_0 e^{-\dot{\epsilon} t} \quad [2.7]$$

Para los aceros, se mantiene una relación semilogarítmica entre el límite elástico y la velocidad de deformación.

$$\sigma_0 = k_1 + k_2 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \quad [2.8]$$

La siguiente expresión es una relación más general del límite elástico y la velocidad de deformación a temperatura y deformación constante:

$$\sigma = C \dot{\epsilon}^m |_{\epsilon, T} \quad [2.9]$$

Donde m es un coeficiente conocido como **índice de sensibilidad a la velocidad de deformación**. La sensibilidad a la velocidad de deformación m puede definirse como la relación entre el incremento de $\text{Log } \sigma$ y el resultante en $\text{Log } \dot{\epsilon}$, para una deformación y temperatura dadas. El valor de este parámetro se obtiene por medio de un ensayo en el que la velocidad de deformación se cambie rápidamente de un valor a otro.

$$m = \left(\frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \right)_{\epsilon, T} = \frac{\Delta \text{Log } \sigma}{\Delta \text{Log } \dot{\epsilon}} = \frac{\text{Log}(\sigma_2/\sigma_1)}{\text{Log}(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1)} \quad [2.10]$$

La sensibilidad a la velocidad de deformación de los metales es bastante baja ($<0,1$) a temperatura ambiente, pero m aumenta con la temperatura, especialmente a temperaturas superiores a la mitad del punto de fusión absoluto. En condiciones de trabajo en caliente, los valores de m de 0,1 a 0,2 son comunes.

El valor del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación está relacionado con la movilidad de las dislocaciones. La velocidad de movimiento de las dislocaciones depende del esfuerzo aplicado a través de:

$$v = A \sigma^{m'} \quad [2.11]$$

En esta ecuación A es una constante, v corresponde a la movilidad de dislocaciones σ al esfuerzo aplicado y m' el parámetro microscópico del índice de sensibilidad a la deformación. A su vez la velocidad de deformación se relaciona con la movilidad de las dislocaciones por la siguiente expresión.

$$\dot{\epsilon} = \rho b v \quad [2.12]$$

En esta ecuación se tiene que v es la movilidad de las dislocaciones, b corresponde al vector de búrguer y ρ a la densidad de las dislocaciones. El parámetro macroscópico con el microscopio se puede relacionar de la siguiente forma si la densidad de las dislocaciones es constante en el material. (Dieter, 1988)

$$m' = \frac{1}{m} \quad [2.13]$$

2.5 Efecto de la temperatura sobre las propiedades en tracción.

En general, la resistencia mecánica disminuye y la ductilidad aumenta al incrementarse la temperatura del ensayo. Sin embargo, por encima de ciertas temperaturas, pueden producirse cambios estructurales, tales como la precipitación, el envejecimiento por deformación o la recristalización, que alteren este comportamiento general. Además, una exposición prolongada a temperaturas elevadas puede ocasionar la fluencia lenta (Creep). Al comparar la tensión de fluencia o límite elástico a dos temperaturas, es aconsejable efectuar la corrección del efecto de la temperatura sobre el módulo elástico, comparando las relaciones σ/E mejor que las simples relaciones de los límites elásticos. (Dieter, 1988)

La dependencia existente entre la temperatura y el límite elástico para deformación y velocidad de deformación constantes se puede presentar generalmente por:

$$\sigma = C_2 \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) |_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad [2.14]$$

Donde:

Q = Energía de activación del flujo plástico, [J/mol].

R = Constante Universal de los gases, 8,314 [J/mol K].

T = Temperatura del ensayo, [K].

Si esta expresión es válida, debe obtenerse una línea recta al representar $\ln \sigma$ en función de $1/T$. La energía de activación viene dada por la pendiente de la línea. (Dieter, 1988)

2.6 Efecto combinado de la velocidad de deformación y la temperatura sobre las propiedades en tracción.

Zener y Hollomon sugirieron que la tensión de fluencia con deformación constante estaba relacionada con la velocidad de deformación y con la temperatura en la siguiente forma:

$$\sigma = f \left(\dot{\epsilon} \exp \frac{\Delta H}{RT} \right) |_{\epsilon} \quad [2.15]$$

ΔH es la energía de activación, expresada en Joules por mol, y está relacionada con $Q=m\Delta H$, donde m es la índice sensibilidad a la velocidad de deformación. La cantidad entre paréntesis de la ecuación (en función de f) se denomina frecuentemente el parámetro Z de Zener-Hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp \left(\frac{\Delta H}{RT} \right) \quad [2.16]$$

La representación de $\ln \dot{\epsilon}$ en función de $1/T$ debe ser una línea recta. Zener y Hollomon basaron esta relación originalmente en el hecho de que el límite elástico y la resistencia mecánica a la tracción del acero y del cobre se correlacionan bien con Z en un intervalo amplio de valores de $\dot{\epsilon}$ y T . (Dieter, 1988)

Cuando la ecuación 2.16 se propuso por primera vez, se sugirió que dicha ecuación presentaba una verdadera “ecuación mecánica de estado”, análoga a la ecuación de estado de un gas perfecto. El concepto de la ecuación mecánica de estado indica que la tensión de fluencia en un metal es solamente función de los valores instantáneos de la deformación, la velocidad de deformación y la temperatura independientemente de cuales sean las temperaturas y las velocidades de deformación anteriores. Dicho de otra manera, si un metal sufre un cambio de fase o se modifica fundamentalmente su microestructura, se considera que podría llegarse a las mismas condiciones finales de tensión de fluencia y deformación por diferentes caminos de velocidad de deformación y temperatura, siempre que fuese satisfecha la ecuación. Sin embargo, experimentos muy extensos realizados con aluminio, cobre, acero inoxidable y aceros bajos en carbono, han puesto en manifiesto desviaciones apreciables con respecto al comportamiento previsto por la ecuación mecánica de estado. Hoy está bien sentado que la tensión de fluencia depende tanto de las condiciones anteriores de temperatura y velocidad de deformación, como de los valores instantáneos de la deformación, velocidad de deformación y la temperatura. (Dieter, 1988)

CAPITULO III: METOLOGIA EXPERIMENTAL

3.1 Definición del procedimiento experimental.

El diagrama de bloques de la Figura 3.1 muestra el procedimiento experimental ejecutado en la presente investigación, el cual constó de ocho etapas. Además, se describe brevemente en qué consiste cada una de ellas, abordándose con más detalle en los apartados que siguen.

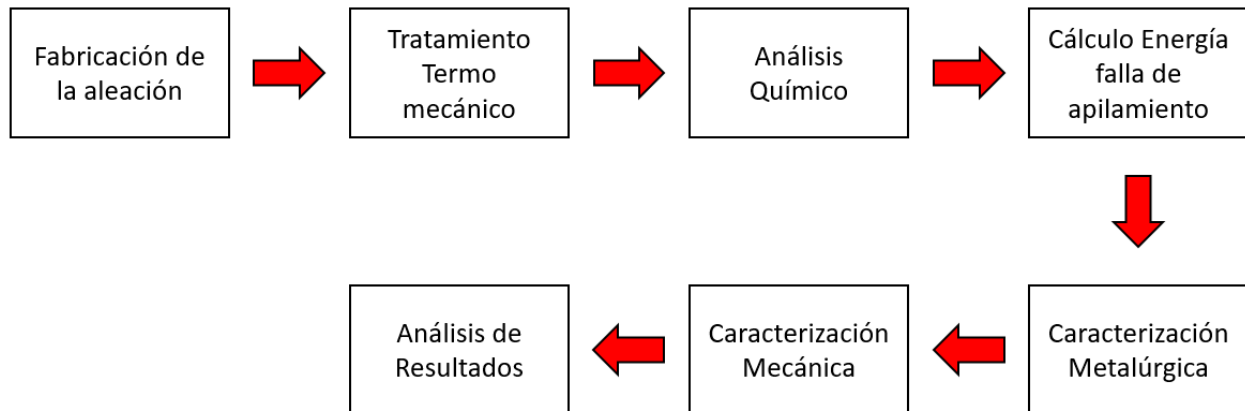


Figura 3.1 Diagrama de bloques del procedimiento experimental ejecutado.

Breve descripción de cada etapa:

- i. Fusión en horno de inducción abierto.
- ii. Forjado, homogeneizado, laminado en caliente y templado en horno de sales.
- iii. Verificación de la composición química de la aleación fabricada
- iv. Cálculo Teórico mediante el modelo termodinámico de Olson y Cohen
- v. Determinación de tamaño de grano, cuantificación de nivel de inclusiones. Análisis Metalográfico (microscopía óptica). Determinación de fases presentes (Difracción de Rayos X).
- vi. Ensayos de Tracción
- vii. Análisis de los resultados obtenidos a través de los ensayos de tracción y observación metalográfica.

3.2 Fabricación de la aleación.

La aleación estudiada se fabricó en la empresa Fundinox Chile S.A (Ciudad de Santiago). La fusión se llevó a cabo en un horno de inducción abierto, trasvasándose el metal en estado líquido a una cuchara y desde allí a un molde de arena de sílice con resina fenólica y catalizador recubierto con pintura de magnesita. Las palanquillas se desmoldaron luego de 24 horas. Sus dimensiones finales son aproximadamente 90 mm de alto, 90 mm de ancho y 400 mm de longitud,

resultando un peso de alrededor de 25 kg. En la Figura 3.2 se exponen vistas generales de la palanquilla, con la indicación de las direcciones de referencia que se utilizaron en todo el estudio.

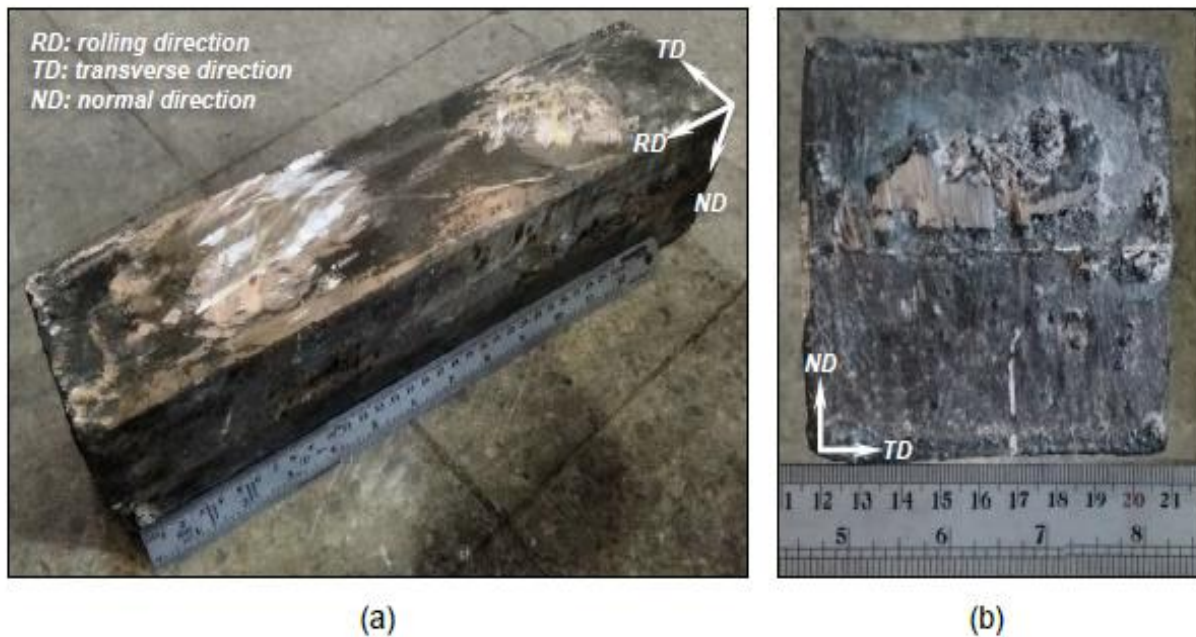


Figura 3.2 Vistas generales de una de las palanquillas fabricada.

De cada palanquilla se extrajo una muestra para realizar análisis metalográfico del material en condición de colada y luego fueron conservadas a modo de respaldo. El elevado endurecimiento por deformación que presentan estos aceros, sumado al hecho de que las longitudes de corte son considerables, hizo imposible realizarlos en una sierra mecánica o utilizando discos abrasivos. Por tal motivo se recurrió a una máquina de corte por electroerosión (corte por hilo de molibdeno) marca Novick Digital Equipmen Co., modelo AR55 con sistema de control numérico computarizado (CNC) dispuesta en el laboratorio de soldadura del Departamento de Ingeniería Metalúrgica (DIM) de la universidad de Santiago de Chile (USACH), ver Figura 3.3.



(a)



(b)

Figura 3.3 Extracción de muestras en palanquillas fundidas para análisis metalográficos. (a) Máquina de corte por electroerosión. (b) Cortes en una de las palanquillas.

3.3 Tratamiento Termomecánico.

El tratamiento Termomecánico aplicado a las palanquillas fue similar al desarrollado por Wietborck et al. (Wietbrock, 2010) que contempla aleaciones de composiciones muy próximas a las adoptadas en el presente estudio. Daamen et al. (Daamen M, 2013) utilizaron parámetros similares en una aleación con contenidos de manganeso sensiblemente superiores a las estudiadas aquí.

3.3.1 Forjado.

La primera operación de tratamiento Termomecánico consistió el forjado de las palanquillas, el cual se realizó con la finalidad de destruir la estructura de colada original del material (dendrítico) logrando un primer refinamiento de ésta, como así también eliminar posibles defectos internos que se hubiesen generado durante el proceso de solidificación, como poros o rechupes.

El forjado fue llevado a cabo en las instalaciones de Astilleros y Maestranza de la Armada (ASMAR, Ciudad de Talcahuano) en un martinete hidráulico. Inicialmente las palanquillas fueron calentadas en un horno a gas hasta una temperatura de 1200°C y mantenidas durante aproximadamente 2 horas para ejecutar el forjado en el rango de 950 – 1100°C. Luego de cada etapa de deformación plástica se procedía a remover la cascarilla superficial generada durante

el enfriamiento, recalentando las palanquillas en el horno para continuar con la aplicación de carga mediante el martinete. Las dimensiones finales de las palanquillas forjadas fueron aproximadamente iguales a 20 mm de espesor, 160 mm de ancho y 1000 mm de largo.

3.3.2 Homogeneización.

La finalidad del tratamiento térmico de homogeneización es minimizar el efecto de la segregación interdendrítica producto de la solidificación de los lingotes, de manera tal de lograr una uniformidad química, microestructural y prepararlos para las operaciones siguientes. Fue necesario realizar cortes transversales a las palanquillas forjadas en la máquina de electroerosión. Se obtuvieron fragmentos de 20 mm x 160 mm x 175 mm capaces de ser introducidos en el horno y manipularse con facilidad durante el proceso de laminación en caliente posterior. Los fragmentos de las palanquillas forjadas fueron homogeneizados en un horno de resistencia eléctrica marca Lindberg® ubicado en el sector fundición del DIM de la USACH, sometiéndolos a una temperatura de 1200°C durante un tiempo de 50 minutos para dar lugar a los mecanismos de difusión característicos de este proceso.

3.3.3 Laminado en caliente.

Los fragmentos homogeneizados fueron laminados en caliente, teniendo como objetivos lograr un tamaño de grano más uniforme, una mejor distribución y tamaño de los microconstituyentes y alcanzar el espesor final especificado para el posterior mecanizado de las probetas. Las operaciones de laminado se llevaron a cabo en un equipo de marca Joliot® que cuenta con inversor de giro y se ubica junto al horno donde se realizó la homogeneización. En la Figura 3.4 (a) se muestra una vista general de este equipo, mientras que la 3.4 (b) corresponde a una captura tomada durante el laminado de una de las placas. Aquí puede apreciarse que la medición de temperatura de las placas se realizó a la salida del laminador mediante un pirómetro óptico con un indicador digital. En todos los casos pudieron constatarse temperaturas levemente superiores a los 950°C.

Se efectuaron dos pasadas a la placa metálica. La primera se inició extrayéndolas del horno en el preciso instante en que se completó el tiempo de homogeneización e introduciéndolas inmediatamente en el laminador. A continuación, se colocaron nuevamente en el horno permaneciendo allí entre 20 – 30 minutos hasta alcanzar los 1200°C y se procedió con la segunda pasada. El espesor de cada placa se redujo de 20 mm a 16 mm, lo que significó una reducción total del 20%. En cuanto a las otras dimensiones relevadas luego del forjado, el ancho de las muestras laminadas se mantuvo en aproximadamente 160 mm y la longitud se incrementó desde 175 mm a 215 mm.

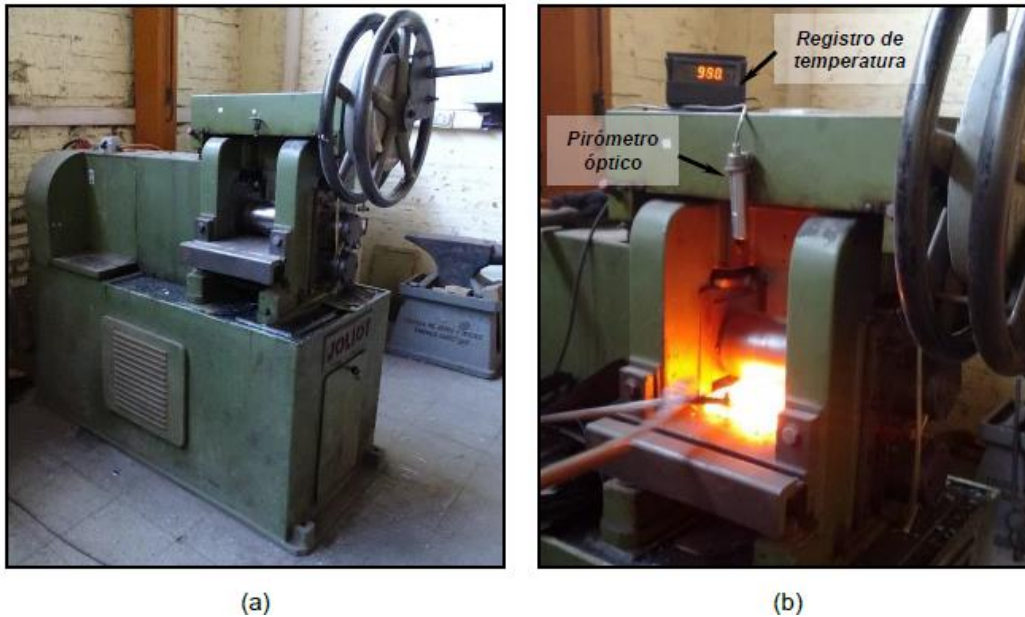


Figura 3.4 Laminación en caliente. (a) Vista general del laminador. (b) Fotografía tomada durante una pasada. Indicación del pirómetro óptico y temperatura medida.

3.3.4 Templado.

Posterior al laminado, las placas fueron enfriadas rápidamente mediante un temple, buscando evitar que se desarrolle la precipitación de ciertos carburos e incluso cementita en bordes de grano. El primer caso es indeseable principalmente por el hecho de que el carbono atrapado en precipitados se manifiesta en una disminución de este elemento en solución sólida, lo que trae aparejado una caída en el valor de la EFA, que podría potencialmente dar lugar a la transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \varepsilon_{HCP}$. En tanto la precipitación de cementita en bordes de grano tiene un impacto negativo en la tenacidad del material (Scott, 2006).

El proceso de templeado consistió en tomar las placas luego de la última pasada de laminación y sumergirlas rápidamente en un horno continuo al laminador y en cuyo interior se disponía de sales a una temperatura de 350°C. Las muestras se mantuvieron en el horno por un tiempo de 40 minutos, luego de lo cual fueron extraídas y se dejaron enfriar al aire. La medición de temperatura del baño de sales se realizó por inmersión de una termocupla introducida por un orificio de la tapa del horno.

En la Figura 3.5 se expone una de las placas luego de finalizar el tratamiento termomecánico a partir de lo cual se comenzó con el mecanizado de las probetas para realizar el ensayo de tracción, análisis químico y metalográfico.



Figura 3.5 Vista general de una de las placas obtenidas luego de finalizar el tratamiento Termomecánico.

3.4 Mecanizado de probetas.

La Tabla 3.1 resume los ensayos y determinaciones realizados, indicándose además las cantidades, sentido de extracción y normas de referencia. Los esquemas con las dimensiones de cada probeta son presentados en los apartados correspondientes al ensayo en cuestión. (ASTM International, Standard test methods for tension testing of metallic materials (ASTM E8/E8M-22), 2013) (ASTM International, Standard test method for analysis of high manganese steel by spark atomic emission spectrometry (ASTM E2209-13), 2013) (ASTM International, Standard test methods for determining the inclusion content of steel (ASTM E45-18), 2018) (ASTM International, Standard test methods for determining average grain size (ASTM E112-13), 2013)

Tabla 3.1 Detalles del ensayo y análisis a realizar.

Ensayo/Análisis	Cantidad	Sentido de tracción	Norma Referencia
Tracción	9	Longitudinal	ASTM E8 / E8M
Composición Química	No aplica	No aplica	ASTM E 2209
Metalográfico	No aplica	No aplica	ASTM E45, ASTM E112

3.5 Análisis Químico.

Se realizó el análisis químico por espectrometría de emisión óptica en fragmentos extraídos de la placa mediante cortes por electroerosión a fin de determinar la composición química de la aleación fabricada y constatar si se ajustan a las especificadas. El espectrómetro

utilizado para el análisis químico corresponde al Spectro Analytical Instruments, modelo SPECTROMAXx, ver Fig 3.6.



Fig 3.6 Equipo de Espectrometría de emisión óptica marca SPECTRO MAXX.

3.6 Cálculo de energía de falla de apilamiento (EFA).

La EFA fue estimada mediante el modelo termodinámico de Olson y Cohen (Olson, 1976) ya descrito. Los cálculos fueron realizados para una temperatura de 20°C considerando la composición química determinada según el análisis de espectrometría de emisión óptica para la aleación fabricada. Todos los cálculos para la determinación de la energía de falla de apilamiento fueron realizados en el **Apéndice A**.

3.7 Análisis microestructural.

El análisis microestructural corresponde a la caracterización metalúrgica inicial de las aleaciones, y comprende la evaluación de la microestructura a través de diferentes etapas que se llevan a cabo desde su fabricación hasta finalizar el tratamiento termomecánico, la cuantificación de inclusiones no metálicas y la determinación del tamaño de grano.

El procedimiento de preparación de las muestras que se describe a continuación fue adoptado para realizar las observaciones metalográficas durante todo el desarrollo de la memoria. En caso de alguna consideración particular, ésta se indicará en su respectivo apartado.

3.7.1 Dimensionamiento y obtención de probetas metalográficas.

Los cortes primarios para la obtención de los fragmentos con los que se prepararon las probetas metalográficas se realizaron en la máquina de corte por electroerosión ver Figura 3.7,

buscando evitar alterar la microestructural. La muestra extraída se encuentra en condición inicial de ensayos (homogeneizado, laminado y templado).



Figura 3.7 Máquina de electroerosión Laboratorio Manufactura USM.

Las muestras luego de los cortes primarios fueron montadas en una prensa de montaje LECO PR25 con Resina de montaje de Baquelita donde se tiene la vista superficial y transversal del material antes de los ensayos.

El análisis microestructural efectuado en las probetas ensayadas en tracción, se llevaron a cabo siguiendo las mismas consideraciones en cuanto a preparación de muestras.

3.7.2 Preparación de la superficie a observar

Las probetas metalográficas fueron preparadas por el método convencional, alcanzando la condición de pulido espejo, ver figura 3.8. La secuencia se inició con papeles de lija de carburo de silicio 200 hasta la granulometría 4000, lubricando con aceite como refrigerante/lubricante, entre cambio de lija se realizó un lavado superficial con agua y posteriormente un baño inmerso de alcohol etílico y secado en aire caliente. Posteriormente se pasó a la etapa de pulido donde la probeta pasó por paños con alúmina de 3, 1 y $\frac{1}{4}$ μm en suspensión utilizando aceite como lubricante/refrigerante, entre cada paño se realizó un lavado superficial con agua y posteriormente un baño inmerso de alcohol etílico y secado en aire caliente. Una vez observada una imagen especular, se realizó un baño de ultrasonido en el equipo BRANSON 200. La preparación de cada probeta concluyó una vez corroborada la ausencia de rayas de pulido

mediante microscopía óptica. La probeta en estado final para la observación en el microscopio se presenta en la Figura 3.11



Figura 3.8 Pulidoras laboratorio de metalografía USM.

3.7.3 Reactivo químico empleado. Ataque metalográfico.

Para la muestra montada en la probeta, esta fue atacada con un reactivo de Nital ver Figura 3.9, en una concentración del 2% (solución ácido nítrico al “% en volumen en alcohol etílico) (Walker P, 1990), ver figura 3.8. El ataque se realizó por inmersión durante un tiempo estimado de 30 segundos, lavando a continuación la probeta con agua para quitar el reactivo. Seguidamente se aplicó alcohol etílico en la superficie y se utilizó secador de aire caliente para evaporarlo.

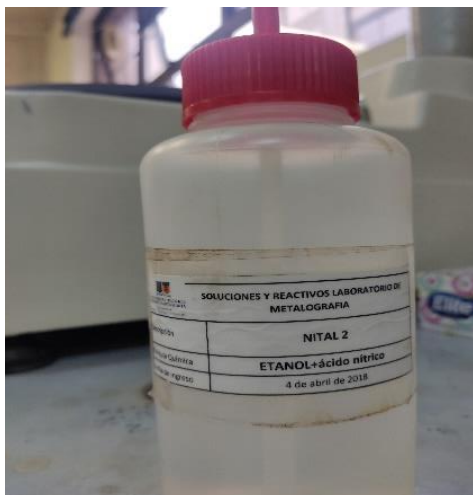


Figura 3.9 Reactivo Nital 2% del Laboratorio de metalografía USM.

3.7.4 Observaciones microestructurales y obtención de microfotografías.

El microscopio óptico que se utilizó para examinar la probeta ver Figura 3.10 y tomar las microfotografías pertenece al Laboratorio de Metalografía del Departamento de Metalurgia y Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María. Este equipo es marca Leitz modelo Metallux 2 y está equipado con una cámara Leica DFC 2905. Ver Figura 3.11.

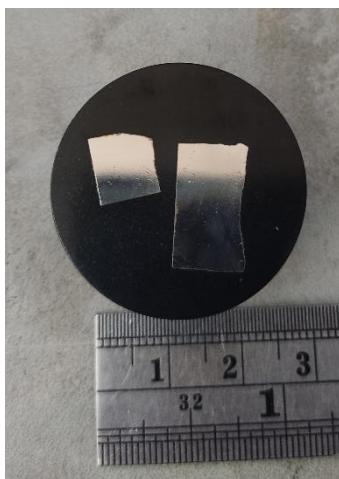


Figura 3.10 Superficie pulida y lista para su observación al microscopio.

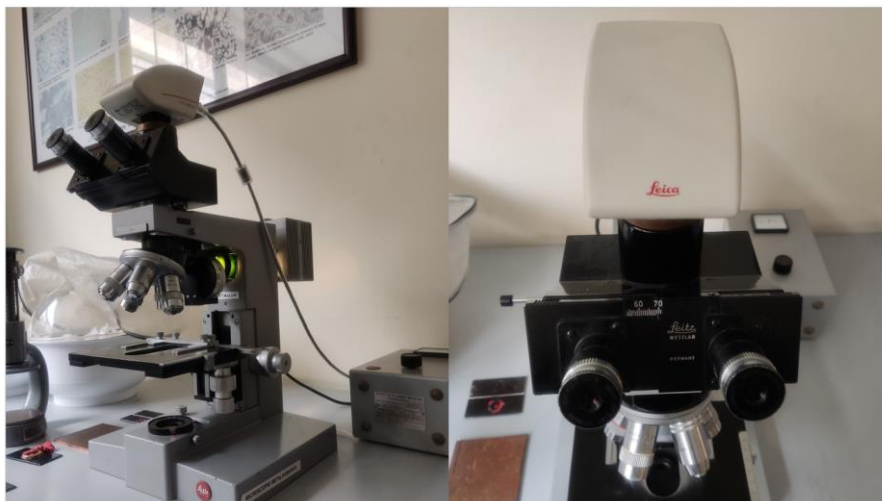


Figura 3.11 Microscopio óptico laboratorio de metalografía USM.

3.8 Ensayo de difracción de rayos X en condición inicial de ensayo.

Antes de realizar los ensayos mecánicos se recurrió a la técnica de difracción de rayos X (DRX) con el objeto de identificar las fases cristalinas presentes en la aleación, luego del tratamiento termomecánico. 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. Las dimensiones de la placa a medir fueron de 15 mm de largo, 15 mm de ancho y 5 mm de espesor. Los parámetros más importantes adoptados en estos experimentos se detallan en la Tabla 3.2. y los cálculos en el Apéndice B. La DRX fue generada a través de una geometría de Reflexión en el Equipo de Difracción Multipropósito STOE modelo STADI MP. Una vez obtenidos los difractogramas, la identificación de las fases cristalinas se realizó mediante el software Origin8Pro y Excel.

Tabla 3.2 Parámetros adoptados para el ensayo de difracción de rayos X.

Parámetro	Valor/Intervalo/Característica
Rango de Escaneo	20° - 120°
Paso	0,03°
Tiempo por paso	1 segundo
Tiempo total	80 minutos
Filtro	k_{α}
Voltaje	40 kV
Corriente	15 mA

3.9 Ensayo de Tracción.

Se realizaron ensayos de tracción de acuerdo con lo establecido en la norma ASTM E8 / E8M-16ae1 (ASTM International, Standard test methods for tension testing of metallic materials (ASTM E8/E8M-22), 2013) en una máquina universal Zwick/Roell®, de 30 kN de capacidad, a temperatura ambiente. En la Figura 3.12 se tienen las dimensiones de las probetas a ensayar. Estos experimentos se llevaron a cabo a tres velocidades de deformación distintas de 0,001 – 0,01 – 0,075[1/s]. El tiempo de muestreo adoptado para el almacenamiento de valores de esfuerzo y deformación ingenieril fue de 0,1 segundo. La deformación se midió desde el inicio del ensayo hasta un valor de deformación ingenieril de 5% con un extensómetro de contacto directo (tipo clip-on) modelo digiClip del mismo fabricante de la máquina. En la Figura 3.13 se expone una fotografía de la máquina de tracción usada para los ensayos.

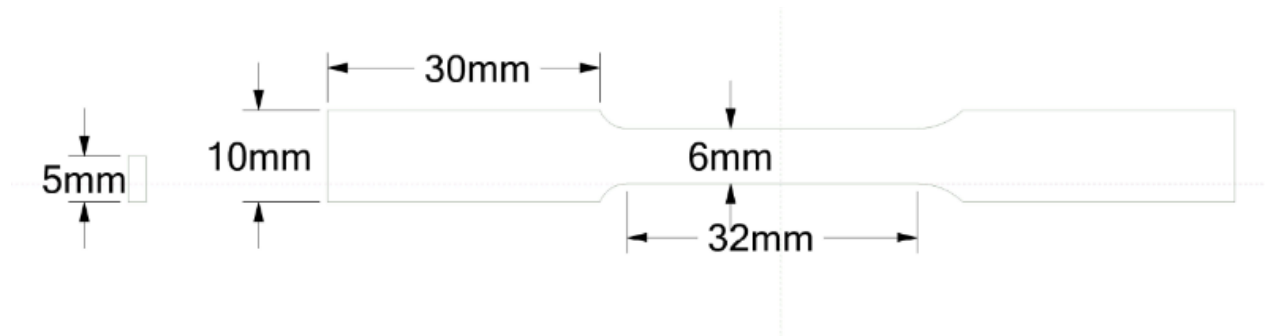


Fig 3.12 Dimensión de probeta para los ensayos de tracción.



Figura 3.13 Máquina de tracción Zwick/Roell® de 30kN.

Los ensayos fueron realizados en probetas planas extraídas mediante cortes por electroerosión con su eje longitudinal coincidente con la dirección de laminación y el espesor con la dirección normal. Se mecanizaron tres probetas por cada velocidad de deformación. Con la finalidad de mejorar el acabado superficial resultante de los cortes primarios, las probetas pasaron por un proceso de rectificado. En la Tabla 3.3 se detallan las dimensionales finales de las probetas determinadas mediante un calibre digital.

Tabla 3.3 Dimensiones de las probetas de tracción.

Probetas	Espesor (B)[mm]	Ancho (W)[mm]	Longitud Inicial L ₀ [mm]	Velocidad de deformación[s ⁻¹]
Probeta n°1	5,00	6,00	25,00	0,001
Probeta n°2	5,00	6,00	25,00	0,001
Probeta n°3	5,00	6,00	25,00	0,001
Probeta n°4	5,00	6,00	25,00	0,010
Probeta n°5	5,00	6,00	25,00	0,010
Probeta n°6	5,00	6,00	25,00	0,010
Probeta n°7	5,00	6,00	25,00	0,075
Probeta n°8	5,00	6,00	25,00	0,075
Probeta n°9	5,00	6,00	25,00	0,075

Los valores de resistencia última a tracción (σ_{UTS}), esfuerzo de fluencia (σ_{YS}) y alargamiento a rotura (ε_R) se calcularon haciendo uso de las ecuaciones 3.1, 3.2 y 3.3 respectivamente.

$$\sigma_{UTS} = \frac{P_{max.}}{A} \quad [3.1]$$

$$\sigma_{YS} = \frac{P_{\varepsilon=0,2\%}}{A} \quad [3.2]$$

$$\varepsilon_R = \frac{L_f - L_0}{L_0} 100 \quad [3.3]$$

Siendo:

$P_{max.}$: Carga máxima registrada en el ensayo, [N].

$P_{\varepsilon=0,2\%}$: Carga correspondiente a una deformación plástica ingenieril igual al 0,2%, [N].

A: Área de la sección transversal de la probeta (B x W de la Tabla 3.3) [mm²].

L_0 : Longitud entre marcas de referencia al inicio del ensayo [mm].

L_f : Longitud entre marcas de referencia medidas al final del ensayo[mm].

Las marcas de referencia a la longitud L_0 se realizaron en las caras correspondientes al ancho de las probetas utilizando un marcador permanente. Las longitudes finales entre marcas se midieron utilizando un calibre digital.

Los valores utilizados para construir las curvas de esfuerzo v/s deformación verdadera (σ_v y ε_v) fueron obtenidos a partir de los correspondientes al esfuerzo y deformación ingenieril (σ_i y ε_i) almacenados en el computador de la máquina de ensayos en base a las ecuaciones.

$$\sigma_v = \sigma_i(1 + \varepsilon_i) \quad [3.4]$$

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon_i) \quad [3.5]$$

El análisis del endurecimiento por deformación se llevó a cabo según el modelo empírico de Hollomon (Hollomon, 1945), en el que la relación entre el esfuerzo y la deformación en la región de deformación plástica homogénea está dada por una función potencial:

$$\sigma_v = K\varepsilon_v^n \quad [3.6]$$

En donde:

σ_v : Esfuerzo Verdadero.

K : Coeficiente de resistencia.

n : índice (coeficiente) endurecimiento por deformación.

$\varepsilon_{v\text{ plastica}}$: Componente plástica de la deformación verdadera.

$$\varepsilon_{v\text{ plastica}} = \varepsilon_{total} - \varepsilon_{elástica} = \varepsilon_{total} - \frac{\sigma_{total}}{E} \quad [3.7]$$

El módulo de elasticidad se adoptó igual a 189GPa según la referencia de Luco (Luco Budini, 2015) determinado mediante ultrasonido para un acero de composición Fe-22Mn-0,5C-0,3Si laminado en caliente a 900, 1000 y 1100 °C. Este valor se encuentra en concordancia con lo reportado por Reeh (Reeh, 2012) mediante ensayos de nanoindentación a temperatura

ambiente, quien además determinó que la variación de carbono en el sistema ternario Fe-Mn-C no altera prácticamente el módulo de elasticidad, lo que justifica tomar en el presente trabajo el valor citado anteriormente.

Para la obtención de los índices de endurecimiento por deformación mediante el modelo de Hollomon se representaron los datos de esfuerzo verdadero vs. deformación plástica verdadera en escala logarítmica y se efectuaron ajustes en distintas zonas según la linealización logarítmica de la ecuación 3.6. Los índices de endurecimiento por deformación corresponden a las pendientes de las zonas lineales ajustadas.

$$\text{Ln}(\sigma_v) = \text{Ln}(K) + n\text{Ln}(\varepsilon_{v\text{plastica}}) \quad [3.8]$$

Para la determinación del endurecimiento por deformación, se contempló la tasa de endurecimiento por deformación (work hardening rate, θ), la cual es calculada con la siguiente ecuación.

$$\theta = \frac{d\sigma_v}{d\varepsilon_{v\text{plastica}}} \quad [3.9]$$

Para la obtención de los índices de sensibilidad a la velocidad de deformación se representaron los datos de esfuerzo verdadero versus la velocidad de deformación verdadera en escala logarítmica y se efectuaron ajustes en distintas zonas para linealizarla. Los índices de sensibilidad a la velocidad de deformación corresponden a la pendiente de las zonas lineales ajustadas.

$$\text{Ln}(\sigma_v) = \text{Ln}(C) + m\text{Ln}(\dot{\varepsilon}) \quad [3.10]$$

CAPITULO IV: RESULTADOS EXPERIMENTALES.

4.1 Determinación de la composición química.

La Tabla 4.1 detalla los resultados de la composición química obtenida, correspondientes al promedio de las últimas mediciones según lo indicado en la norma ASTM E2209-13. (ASTM International, Standard test method for analysis of high manganese steel by spark atomic emission spectrometry (ASTM E2209-13), 2013)

Tabla 4.1 Composición química obtenidas en la aleación fabricada (% en peso).

	C	Mn	Si	Cr	P	S	Fe
Aleación	0,28	21,18	0,20	0,14	0,022	0,001	Bal.

4.2 Cálculo de la energía de falla de apilamiento (EFA).

La Tabla 4.2 presenta los resultados de la EFA obtenido según la composición química del material fabricado a partir del modelo de Olson y Cohen (Olson, 1976) el cual fue introducido en el **Punto 2.3.5.** y explicado en el Punto En el **Apéndice A** se describe el tratamiento detallado de las ecuaciones utilizadas con sus respectivas referencias y los valores que de ella surgieron para la determinación de la EFA para la composición química obtenida y reportada en la Tabla 4-1.

Tabla 4.2 Resultado del cálculo de energía de falla de apilamiento a partir del modelo de Olson y Cohen.

	Aleación
EFA aleación fabricada[mJ/m ²]	12,47

4.3 Caracterización microestructural.

4.3.1 Análisis microestructural.

Al observar la microestructura del acero TWIP bajo un microscopio óptico, se puede apreciar una estructura granular uniforme compuesta exclusivamente de la fase austenita. Los granos de austenita se presentan como áreas de tonos claros y exhiben una forma equiaxial, con bordes bien definidos (Ver Figura 4.1). La microestructura revela una distribución homogénea de estos granos austeníticos en todo el material. Al hacer un enfoque más detallado, se observa una ausencia de fases adicionales distintas de la austenita. Los puntos ennegrecidos en las imágenes corresponden a picaduras (pits) generados por el reactivo durante el ataque (Nital 2%).



Figura 4.1 Análisis metalográfico en materiales en condición inicial de ensayo. Vista Superficial. Reactivo Nital 2%. Izquierda 50x. Derecha 100x.

4.3.2 Medición del tamaño de grano.

El tamaño de grano fue medido en condición inicial de ensayo, adoptando el método de comparación según los lineamientos estipulados en la Norma ASTM 112-13 (ASTM International, Standard test methods for determining average grain size (ASTM E112-13), 2013). La Tabla 4.3 presenta los resultados obtenidos, indicando el número según la denominación de ASTM (G) y su tamaño promedio equivalente en micrones (d).

Tabla 4.3 Tamaño de grano de la aleación estudiada.

Tamaño de grano	Aleación
G	4 - 5
d[µm]	89,8 - 63,5

4.3.3 Cuantificación de los niveles inclusionarios.

La misma probeta utilizada para la medición del tamaño de grano fue usada antes de ser atacada por el reactivo, para determinar el número de inclusiones no metálicas según la Norma ASTM E45-18a (ASTM International, Standard test methods for determining the inclusion content of steel (ASTM E45-18), 2018). Dicha norma caracteriza a las inclusiones por su morfología, definiendo los siguientes grupos a saber:

- Grupo A: Tipo Sulfuro.
- Grupo B: Tipo Alúmina.
- Grupo C: Tipo Silicato.
- Grupo D: Tipo Óxido globular.

Los resultados de la cuantificación se presentan en la Tabla 4.4. Acorde a lo indicado en la norma, no se consideraron inclusiones de tamaños menores a 2 μm . La Fig 4.2 muestra las metalografías sin ataque.

Tabla 4.4 Niveles inclusionarios de la aleación estudiada.

Tipo A		Tipo B		Tipo C		Tipo D	
Serie		Serie		Serie		Serie	
Fina	Gruesa	Fina	Gruesa	Fina	Gruesa	Fina	Gruesa
0,5	0,5	0	0	1,5	1,0	1,0	0,5

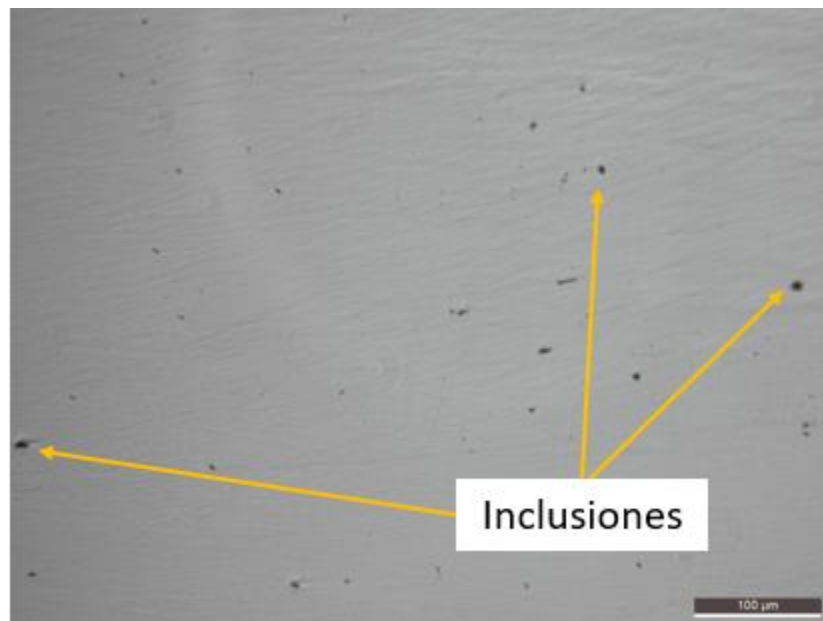


Figura 4.2 Análisis metalográfico. Materiales en condición inicial de ensayo. Observaciones cualitativas de las inclusiones no metálicas 100x. Vista transversal.

4.3.4 Identificación de fases en condición inicial de ensayos mediante DRX.

En la Figura 4.3 se presenta el difractograma obtenido para la aleación estudiada, indicándose sobre ella las fases presentes. Toda la información respecto al DRX se encuentra en el **Punto 3.8**. El cálculo de los ángulos de difracción se encuentra en el **Apéndice B**. El análisis

avala que la microestructura observada en el análisis metalográfico y también lo predicho por la composición química que tenía el material. El difractograma de la muestra posee los peaks característicos de la austenita, no se observaron peaks de estructuras correspondientes a martensita ε_{HCP} ni martensita α'_{BCT} .

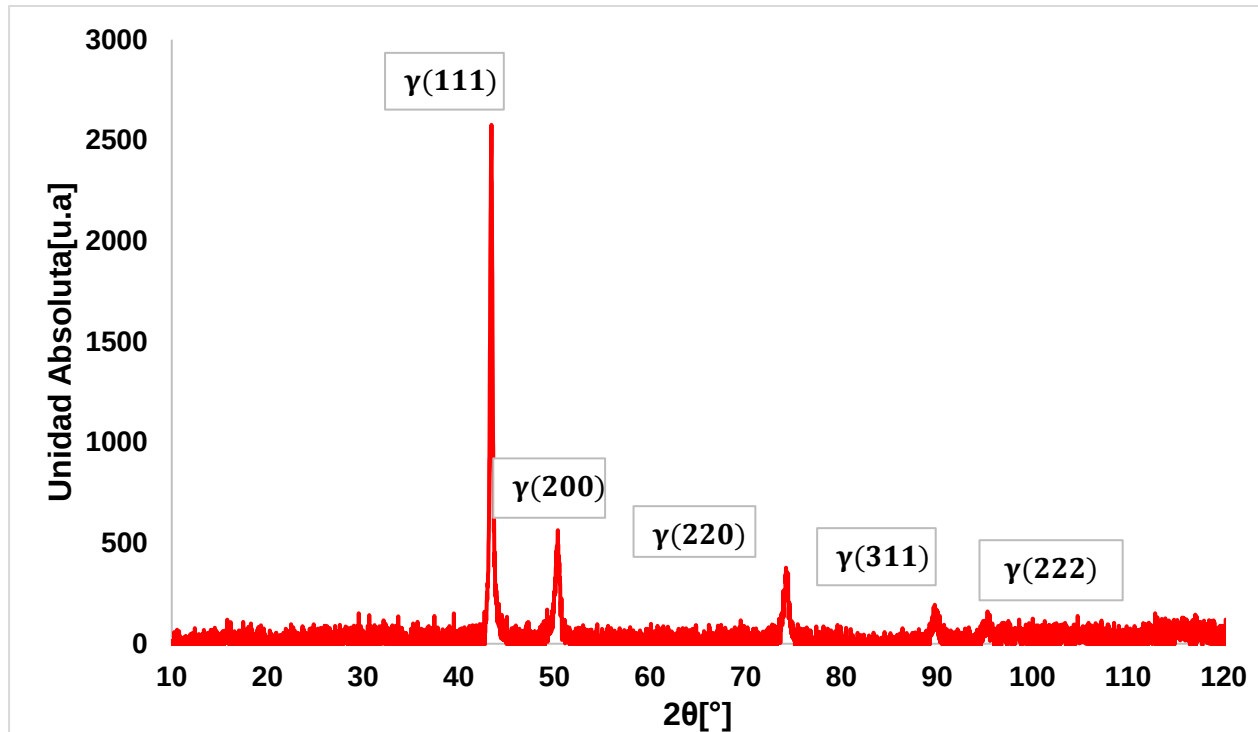


Figura 4.3 Difractograma obtenido en condición inicial, identificación de fases.

4.4 Caracterización mecánica.

4.4.1 Resultados ensayo de tracción.

En la Tabla 4.5 se presentan los resultados obtenidos en los ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación. Los valores más elevados de resistencia última a tracción se obtuvieron cuando el material fue deformado a una velocidad de 0,01 1/s, para la velocidad de 0,001 1/s se obtuvieron valores cercanos de esfuerzo último a tracción y alargamiento a rotura a los obtenidos a 0,01 1/s; para la velocidad de 0,075 1/s se obtuvieron valores inferiores de esfuerzo último de tracción y alargamiento a rotura comparado con las otras velocidades de deformación. Respecto al esfuerzo de fluencia, no se presentaron mayores diferencias entre los ensayos, salvo el ensayo N°1 a 0,001 1/s que tuvo un valor más elevado que todos los demás ensayos. En las figuras 4.4 y 4.5 se presentan las curvas ingenieriles y verdaderas a distintas velocidades de deformación. En todos los ensayos se constató que la carga disminuyó considerablemente luego que se superó el valor máximo de esfuerzo, con muy poco alargamiento

posterior al mismo, evidenciando la baja estricción característica de los aceros que poseen un alto contenido de manganeso con efectos TWIP/TRIP que, al igual que el flujo aserrado, se le atribuye al DSA. (Bouaziz, 2011)

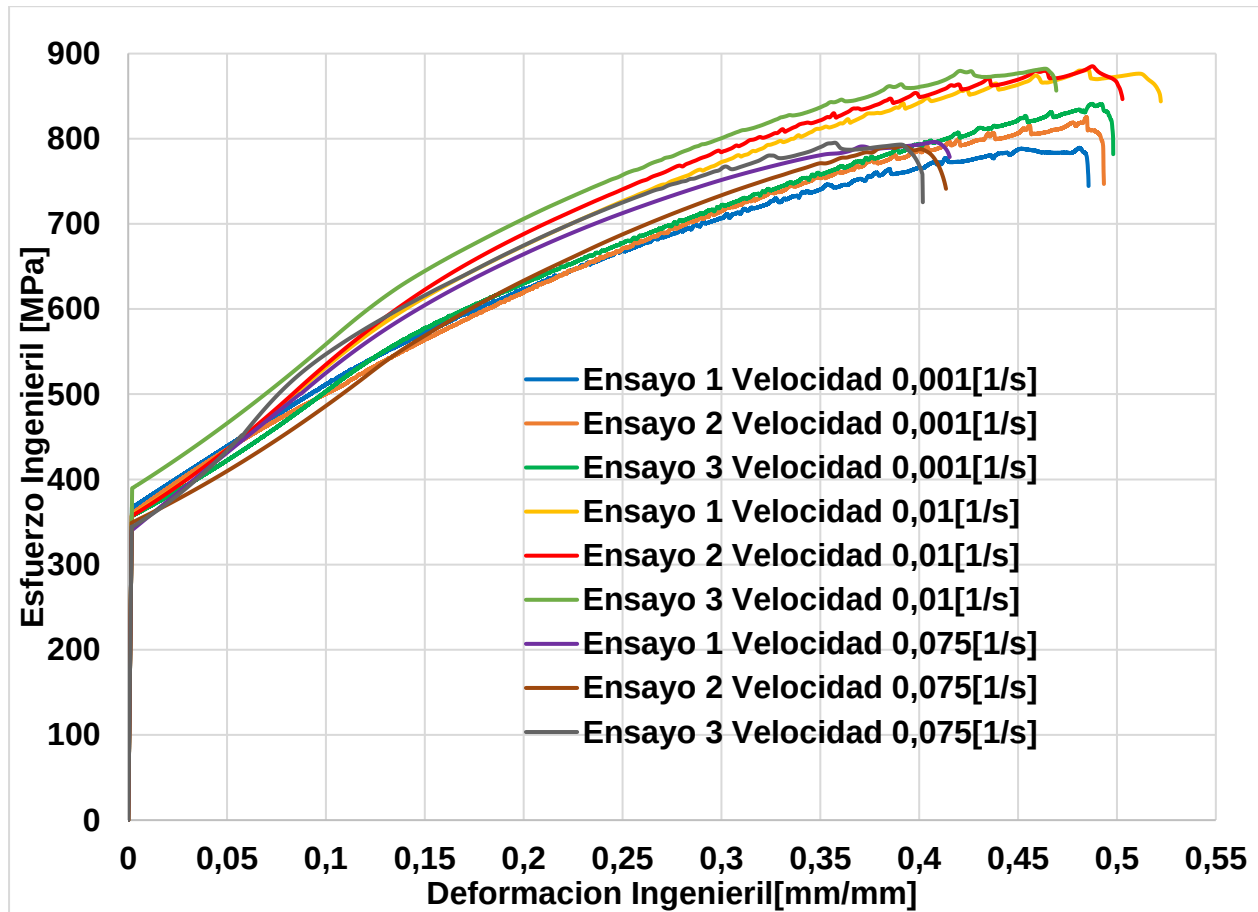


Figura 4.4 Curvas esfuerzo vs. deformación ingenieriles obtenidas en los ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación.

Tabla 4.5 Resultados ensayo de tracción.

Velocidad de deformación [s ⁻¹]	N° Ensayo	Esfuerzo de Fluencia [MPa]	UTS [MPa]	Alargamiento a Rotura [%]
0,001	Ensayo N°1	366,2±17,3	789,2±26,5	48,57±0,01
	Ensayo N°2	333,2±17,3	825,3±26,5	49,34±0,01
	Ensayo N°3	344,8±17,3	840,8±26,5	48,84±0,01
0,01	Ensayo N°1	358,6±19,0	881,0±2,1	52,27±0,03
	Ensayo N°2	359,1±19,0	885,0±2,1	50,36±0,03
	Ensayo N°3	387,3±19,0	882,1±2,1	47,10±0,03
0,075	Ensayo N°1	356,0±8,8	796,1±2,4	42,59±0,01
	Ensayo N°2	344,2±8,8	791,6±2,4	41,36±0,01
	Ensayo N°3	344,2±8,8	795,2±2,4	43,31±0,01

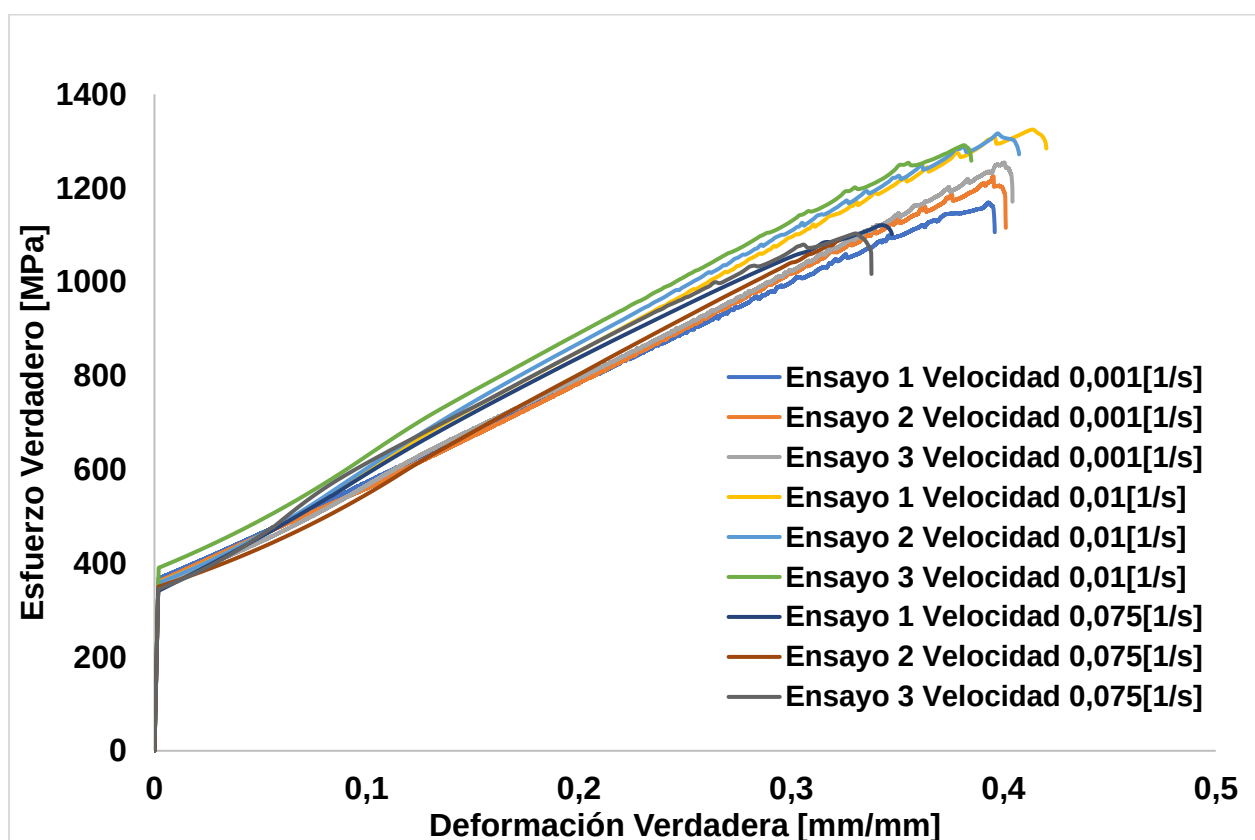


Figura 4.5 Curvas esfuerzo vs deformación verdadera obtenidas en los ensayos de tracción a distintas velocidades de deformación.

Tras analizar los resultados de los ensayos, se pudo observar que las probetas sometidas a una velocidad de deformación de $0,01\text{s}^{-1}$ lograron valores elevados tanto en deformación como en UTS, cercanos a los 900 MPa. Estos hallazgos sugieren que, de las tres velocidades de deformación utilizadas, esta proporciona la mejor combinación entre resistencia y ductilidad. En un estudio anterior, Cai et al. (Cai, 2021) examinaron la competencia de los mecanismos de deformación en aceros con un contenido medio de manganeso a diferentes velocidades de deformación, desde $0,0002\text{s}^{-1}$ – 200s^{-1} . De acuerdo con los resultados obtenidos, se pudo observar que el UTS y alargamiento a rotura disminuyen a medida que aumenta la velocidad de deformación. Este hallazgo es en parte similar al obtenido en el presente estudio, ya que se observó una disminución del UTS y del alargamiento a rotura al aumentar la velocidad de deformación. No obstante, se registraron valores superiores en velocidades de deformación más bajas en comparación con los ensayos realizados a velocidades de $0,001$ - $0,01\text{s}^{-1}$, lo cual difiere de los resultados obtenidos por los autores. Según (Cai, 2021) el decremento en las propiedades mecánicas se debe al aumento de la temperatura en el área traccionada de las probetas, lo que produce una disminución en la densidad de dislocaciones debido a la disminución del efecto cruzado entre dislocaciones y una distribución más uniforme de las mismas. Además, la temperatura está directamente relacionada con la energía de falla de apilamiento de los materiales, tal como señala el modelo de Olson y Cohen (Olson, 1976). Por consiguiente, un aumento de la temperatura implica un aumento en la energía de falla de apilamiento. Si aumenta la energía de falla de apilamiento se favorece el mecanismo de deslizamiento de las dislocaciones por sobre los efectos TRIP, DSA.

En las figuras 4.4, 4.5 se observó el flujo de morfología aserrado producto del efecto Portevin-Le Chatelier (PLC). La Figura 4.6 muestran una ampliación para retratar con mayor precisión el comienzo del flujo aserrado. La figura 4.6 revela que las discontinuidades aparecen en el rango de deformación de $0,10$ – $0,15$ mm/mm a una velocidad de deformación de $0,001\text{s}^{-1}$, mientras que, para la velocidad de deformación de $0,01\text{s}^{-1}$ el flujo aserrado aparece en el rango de deformación entre $0,18$ – $0,23$ mm/mm y para $0,075\text{s}^{-1}$ las discontinuidades comienzan a aparecer a valores de $0,30$ – $0,35$ mm/mm.

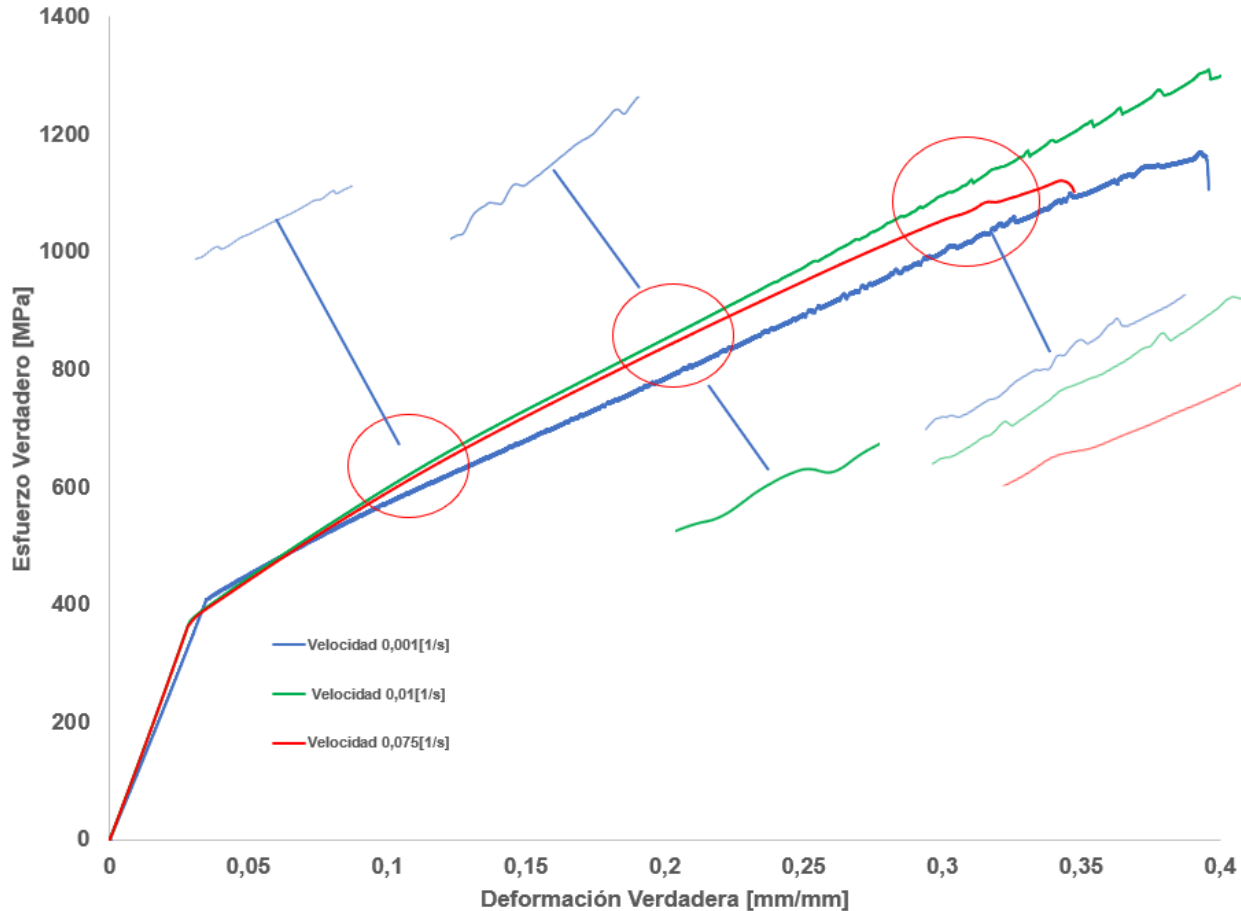


Figura 4.6 Detalles del inicio del flujo aserrado en curvas verdaderas.

El flujo aserrado se debe al efecto PLC (Portevin-Le Chatelier). El efecto Portevin-Le Chatelier (Allain, 2004) es un fenómeno que puede ocurrir en aceros TWIP durante su deformación plástica. Se caracteriza por la aparición de fluctuaciones en la curva de tensión-deformación, que se deben a la propagación de bandas de deformación inestables en el material. Estas bandas de deformación inestables pueden generar picos de tensión localizados en la estructura del material, lo que puede llevar a la fractura del material en las zonas afectadas.

Cai, et al (Cai, 2021) y De Cooman (De Cooman, 2018) propusieron en sus investigaciones que las fluctuaciones por efecto PLC en las curvas tensión-deformación se pueden clasificar en tres tipos: A, B, C. Las bandas de tipo A aparecen como bandas solitarias sucesivas que, en el caso de los aceros TWIP, generalmente se nuclean en uno de los extremos de la muestra de tracción o cerca de uno de ellos y se propagan. Las mediciones locales de las características de las bandas de PLC tipo A mostraron que la tasa de deformación en la velocidad de la banda de deformación era de diez a veinte veces la tasa de deformación impuesta. Las bandas de tipo B

son estacionarias, pero a medida que emerge una nueva banda por delante de la previamente formada en forma de 'carrera de relevos', parecen tener un comportamiento de salto. Mientras que la velocidad de propagación de las bandas de tipo A puede ser de hasta cientos de mm/s, la velocidad de propagación efectiva de un patrón de banda B es muy baja, del orden de las decenas de mm/s. Principalmente se han observado bandas tipo A y tipo B para el acero TWIP. Las bandas de tipo C son bandas estáticas nucleadas al azar, de forma no correlacionada, sobre toda la muestra. Se caracterizan por fuertes caídas de tensión. Las bandas de tipo C generalmente se forman a velocidades de deformación muy bajas (10^{-5}s^{-1}).

En los aceros TWIP, el efecto Portevin-Le Chatelier y el envejecimiento dinámico están relacionados entre sí. La propagación inestable de las bandas de deformación durante el efecto Portevin-Le Chatelier puede acelerar la acumulación de defectos en el material y, por lo tanto, acelerar el proceso de envejecimiento dinámico. De Cooman (De Cooman, 2018) señala que el envejecimiento dinámico por deformación (DSA) se produce principalmente por los átomos de carbono. Esto debido a la reorientación del carbono en un complejo de soluto tetragonal distorsionado por un solo salto difusional a una posición octaédrica vecina energéticamente más favorable en relación con el campo de tensión de una dislocación parcial al plano de falla de apilamiento. Para que se produzca DSA el tiempo de reorientación de los átomos de Carbono es menor que el tiempo de espera de una dislocación en una atmosfera de Lomer-Cottrell.

Además, el envejecimiento dinámico puede aumentar la probabilidad de que se produzca el efecto Portevin-Le Chatelier, ya que la acumulación de defectos puede hacer que el material sea más propenso a la propagación inestable de las bandas de deformación.

El flujo aserrado que se observó en las curvas de tensión deformación a distintas velocidades de deformación fue del Tipo A. De Cooman (De Cooman, 2018) explicó que el tipo A suele aparecer a temperatura ambiente de deformación. Se caracteriza por un aumento y luego una rápida caída en el valor de la tensión, mientras que las oscilaciones se repiten periódicamente. Las estrías tipo A son irregulares, con caídas de tensión relativamente pequeñas en las curvas de tracción.

Para el análisis del índice de endurecimiento por deformación se consideraron los ensayos N°1 de cada velocidad de deformación. Esto porque al tomar el primer ensayo del triplicado, se está asegurando que los resultados sean consistentes y reproducibles, ya que se está tomando una muestra representativa de los tres ensayos realizados por velocidad de deformación.

En la Figura 4.7 se muestran las curvas de esfuerzo verdadero vs deformación verdadera en escala logarítmica, donde se observó que la relación entre los datos no es completamente lineal en todo el rango de deformación, por lo tanto, no es posible caracterizar el índice de endurecimiento por deformación, n , con un único valor a distintas velocidades de deformación. Medir el endurecimiento por deformación en diferentes rangos de deformación en un acero TWIP permite comprender cómo varía su comportamiento mecánico en diferentes condiciones. La elección específica de los rangos de deformación está basada en la respuesta del material bajo diferentes niveles de deformación y los límites prácticos de deformación que se pueden lograr experimentalmente.

En los rangos de deformación de la Tabla 4.6, se puede considerar que el primer tramo como un rango de deformación baja a moderada. En este rango, se espera que el endurecimiento por deformación sea principalmente controlado por el maclado y otros mecanismos de endurecimiento como el deslizamiento de dislocaciones. La medición de la resistencia mecánica en este rango puede proporcionar información sobre la contribución relativa de estos mecanismos y cómo interactúan entre sí. Por otro lado, el rango de deformación del segundo tramo considera un rango de deformación moderada a alta. En este rango, es probable que el endurecimiento por deformación sea dominado por el deslizamiento de dislocaciones en lugar del maclado.

Para la obtención de los índices de endurecimiento por deformación mediante el modelo de Hollomon (Hollomon, 1945) se representaron los datos de esfuerzo verdadero vs. deformación plástica verdadera en escala logarítmica y se efectuaron ajustes en distintas zonas según la linealización logarítmica de la ecuación 3.6. Los índices de endurecimiento por deformación corresponden a las pendientes de las zonas lineales ajustadas según la ecuación 3.8.

$$\text{Ln}(\sigma_v) = \text{Ln}(K) + n\text{Ln}(\varepsilon_{v \text{ plastica}}) \quad [3.8]$$

Las pendientes de las rectas de trazos asociadas a cada curva de la Figura 4.7 corresponden a los índices de endurecimiento por deformación que fueron indicados como n_1 y n_2 a bajos ($< 0,1$ mm/mm) y altos valores de deformación ($> 0,1$ mm/mm) respectivamente. Al aumentar la velocidad de deformación, se observó que el ajuste lineal tiene un mejor comportamiento. A menores velocidades de formación el ajuste de Hollomon muestra dos pendientes, de manera creciente.

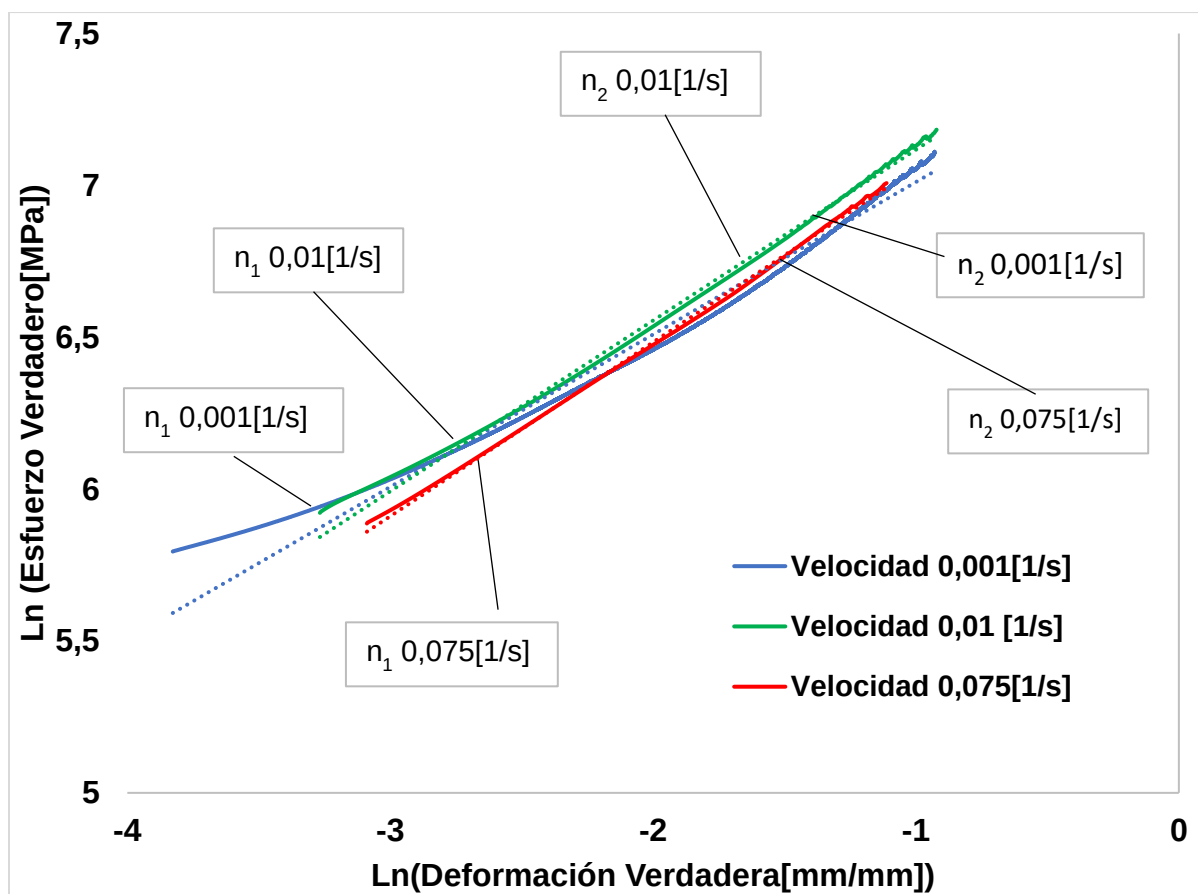


Figura 4.7 Región de deformación plástica homogénea de las curvas esfuerzo vs. deformación verdadera linealizada.

En la Tabla 4.6 se presentan los valores de n_1 y n_2 y los rangos de deformación en los que se realizaron los ajustes. Los resultados muestran que los índices de endurecimiento a distintas velocidades no varían tanto, pero el índice de endurecimiento es mayor a medida que aumenta la velocidad de deformación. Se mantiene la tendencia que $n_2 > n_1$.

Tabla 4.6 Índices de endurecimiento por deformación obtenidos en diferentes rangos de deformación plástica verdadera

Índices de endurecimiento por deformación, n				
Velocidad de deformación [s ⁻¹]	Rango 1 [mm/mm]	n_1	Rango 2 [mm/mm]	n_2
0,001	0,02-0,1	0,36	0,1-0,4	0,59
0,01	0,04-0,1	0,50	0,1-0,4	0,55

0,075	0,045-0,1	0,55	0,1-0,35	0,55
-------	-----------	------	----------	------

La razón detrás de esta diferencia en el índice de endurecimiento(n) en los rangos de deformación, radica en la influencia relativa de los mecanismos de deformación activados a diferentes velocidades. A bajas y medias velocidades de deformación, el maclado mecánico juega un papel importante en la disipación de la energía durante la deformación, lo que conduce a una mayor resistencia y endurecimiento del material, esto porque el maclado promueve la formación de nuevos planos de deslizamiento y aumenta la resistencia a la deformación plástica. Por otro lado, a altas velocidades de deformación, los mecanismos de deformación como el deslizamiento de dislocaciones cobran mayor importancia. A estas velocidades, el maclado no tiene suficiente tiempo para nuclear y propagarse de manera efectiva, lo que limita su contribución al endurecimiento. En cambio, el deslizamiento de dislocaciones se vuelve dominante y, aunque también conlleva un endurecimiento, su comportamiento es más predecible y menos sensible a la velocidad de deformación, esto es notorio al ver que el índice de endurecimiento se mantiene el mismo valor en ambos tramos de la deformación.

Para la determinación del endurecimiento por deformación es necesaria realizar una operación de derivación $\theta = d\sigma/d\varepsilon$. Al realizar la derivación de la curva esfuerzo verdadero v/s deformación verdadera se pudieron observar que Ver Figura 4.8, en los tres casos, luego de sobrepasar el límite elástico ocurre un decaimiento del endurecimiento inicial al empezar la deformación plástica. Una vez ocurrido esto se genera un máximo de endurecimiento para posteriormente iniciar un decaimiento del endurecimiento hasta la generación de DSA en un rango de deformación homogénea. Para el ensayo a una velocidad de deformación de $0,001s^{-1}$ tiene una tasa de endurecimiento menor al de los otros dos ensayos y su DSA inicia aproximadamente en 0,13 mm/mm. En el caso de los ensayos a velocidad de $0,01s^{-1}$ y $0,075s^{-1}$ se tiene un mayor endurecimiento por deformación que el ensayo a $0,001s^{-1}$, y en ambos casos el DSA aparece en el mismo rango de aproximadamente 0,20 mm/mm.

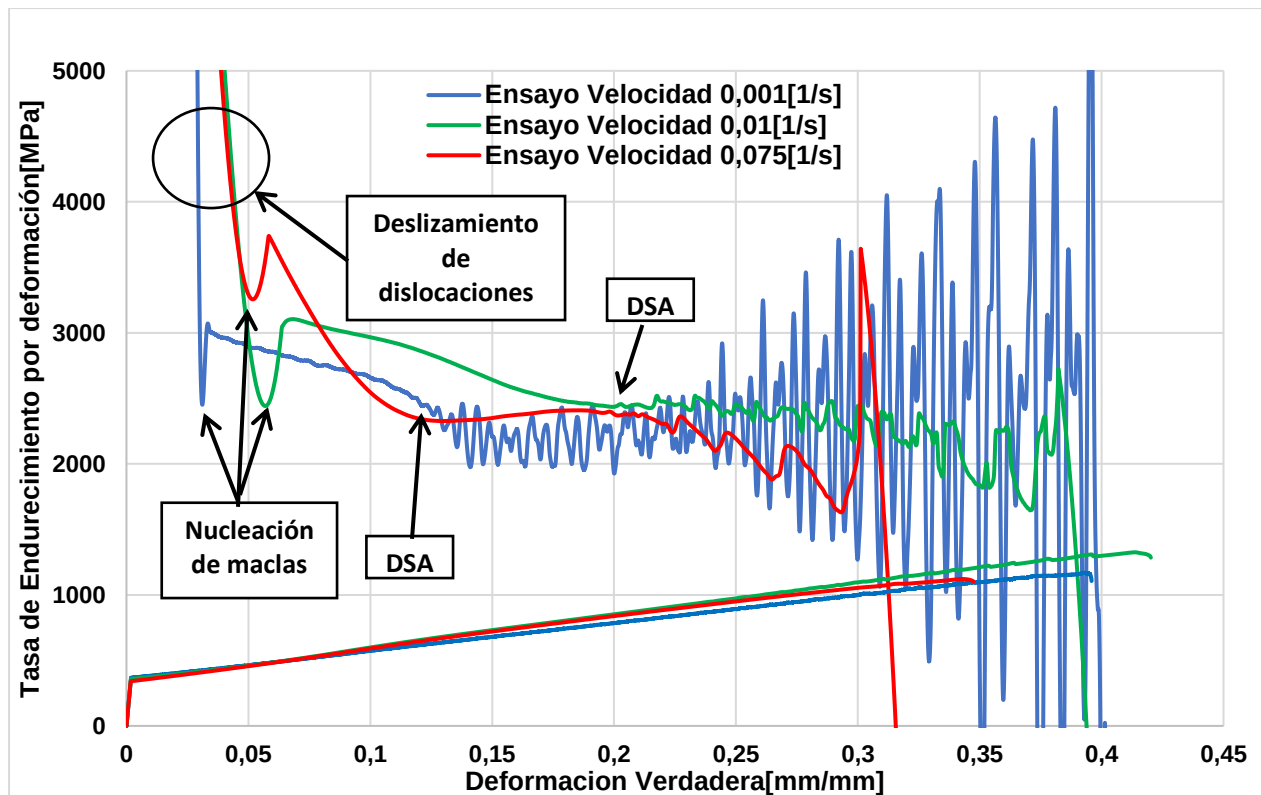


Figura 4.8 Tasa de Endurecimiento por deformación en función de la deformación plástica verdadera

De Cooman (De Cooman, 2018) es su recopilación de investigaciones en aceros TWIP mostro el estudio que se le hizo a una aleación Fe-17%Mn-0,4%C-1,3%Al. Al mostrar los resultados de la tasa de endurecimiento por deformación, describió que a partir de la Fig 4.9 es posible describir como es la transición entre los mecanismos de deformación en los aceros TWIP.

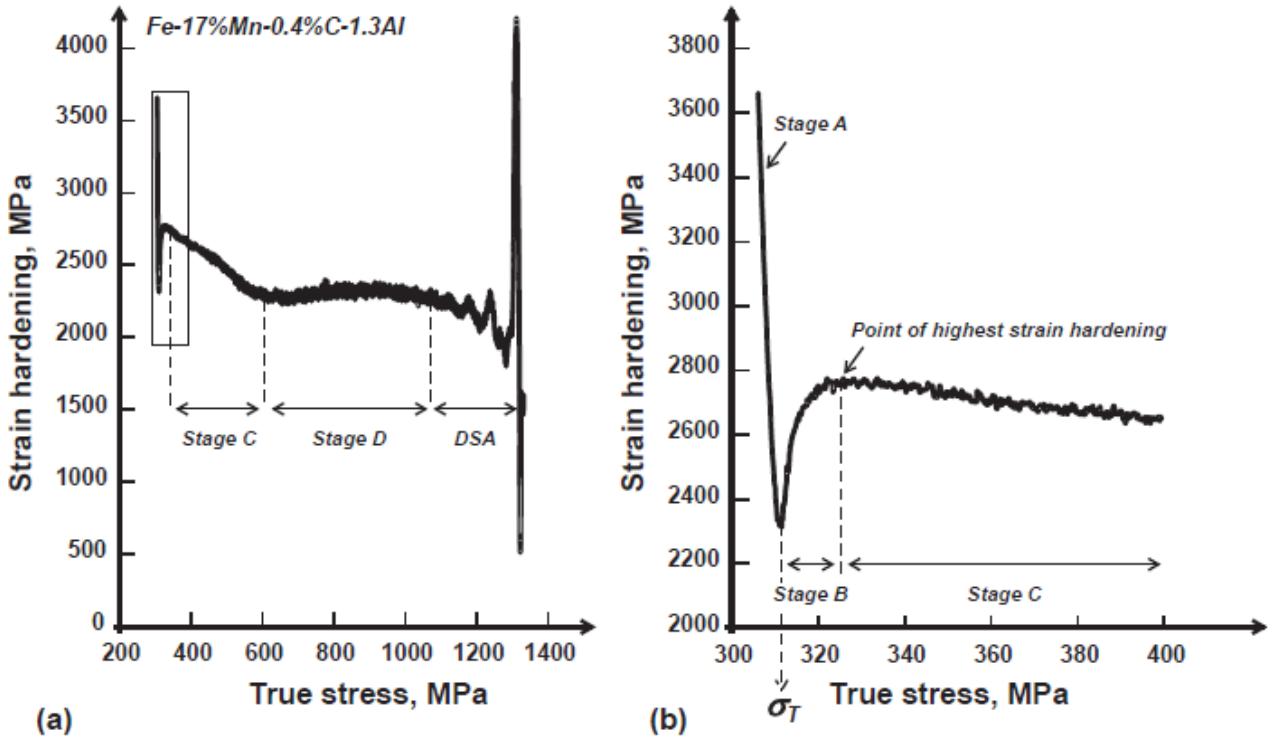


Figura 4.9 Endurecimiento por deformación del acero TWIP Fe-17%Mn-0.4%C-1.3%Al que muestra cuatro etapas de endurecimiento por deformación. (b) Ampliación del rango de endurecimiento por deformación inicial. (De Cooman, 2018)

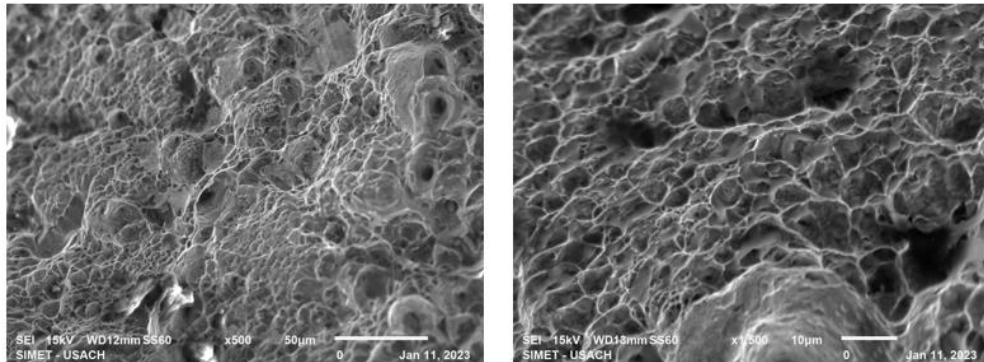
Se comparó el comportamiento respecto a la deformación verdadera de la Fig.4.8 con la de esfuerzo verdadero Fig 4.9 y se observó que el comportamiento de los mecanismos de deformación es parecido, se observaron leves diferencias al llegar a la fractura. Según Kalidindi y otros, (De Cooman, 2018) los mecanismos se separan por etapas de la A hasta la D diferenciándose del fenómeno DSA. La etapa A corresponde a la nucleación y avance de dislocaciones, la etapa B corresponde al inicio de la nucleación de maclas mecánicas. La etapa C corresponde a la disminución de la nucleación de nuevas maclas. La etapa D se asocia a la nucleación de maclas secundarias y el DSA al comienzo del mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico.

4.4.2 Análisis fractográfico en probetas de tracción.

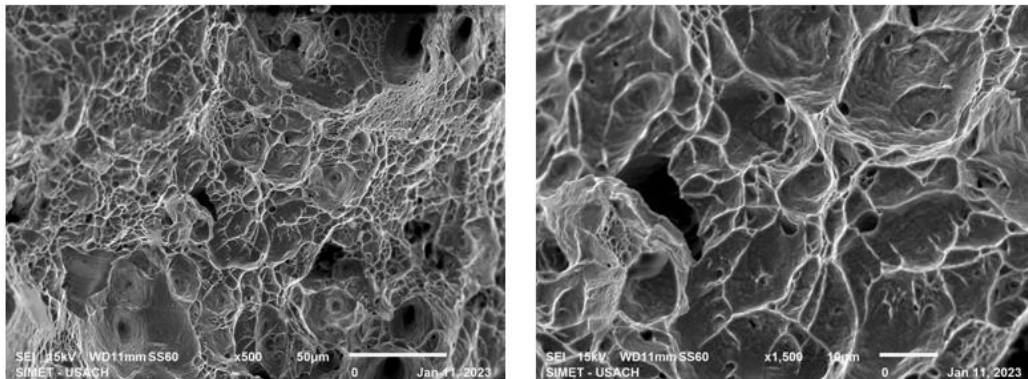
De las probetas traccionadas, se escogió una probeta para cada velocidad de deformación. Se cortaron fragmentos de aproximadamente 5 mm medidos de la zona de rotura, con el fin de observar con detalle la superficie de fractura en un microscopio electrónico de barrido. Los cortes fueron realizados manualmente utilizando un arco a sierra. Los fragmentos cortados fueron montados en el microscopio para su observación. En todos los ensayos se

observó que la estricción en la zona de fractura es muy baja. Las inspecciones visuales de la superficie de fractura muestran características similares, destacándose un aspecto rugoso de tonalidad grisácea.

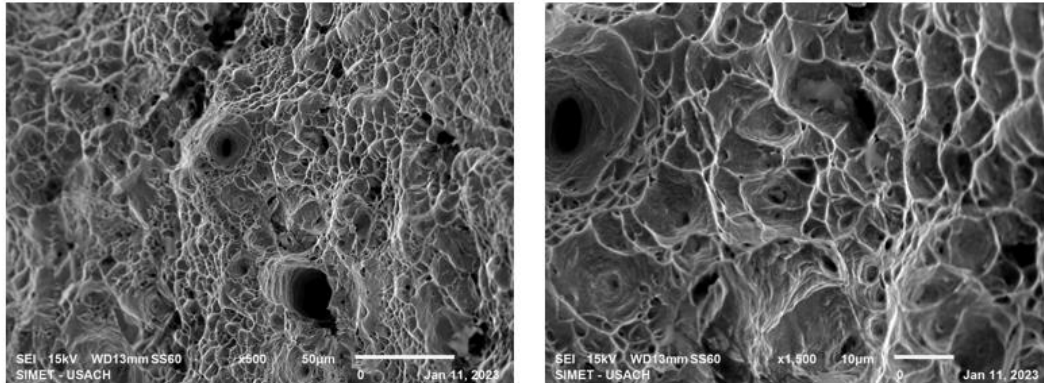
Las superficies de fractura fueron exploradas con el microscopio de barrido. Estas se pueden observar en la Figura 4.11. En todas las figuras se observan dimples que son característicos de micromecanismo dúctil. Cabe destacar que a medida que aumentan la velocidad de deformación se observan cavidades de mayor tamaño en la fractura.



a)



b)



c)

Figura 4.11 Observaciones en SEM de las superficies de fractura de las probetas de tracción. Imágenes obtenidas con electrones secundarios. (a) 0,001s-1. (b) 0,01s-1. (c) 0,075s-1. Izquierda: 500x. Derecha:1500x.

4.4.3 Análisis metalográficos en probetas de tracción.

Después de ser realizados los ensayos de tracción, se montaron en probetas metalográficas las fracturas, para analizar la condición microestructural y el perfil de rotura. La Figura 4.12 ilustra esquemáticamente el sentido de la observación adoptado que corresponde a la zona coloreada perpendicular a la zona fracturada.



Figura 4.12 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Indicación del sentido de observación adoptado.

Al realizar el análisis de las fracturas en el microscopio óptico, se puede evidenciar a nivel microestructural que las roturas en las probetas a distintas velocidades de deformación tienen un comportamiento dúctil. Esto debido a que en su microestructura se observó una gran cantidad de maclas y es capaz de deformarse plásticamente sin fracturarse. Se observó que los granos austeníticos fueron deformados junto con maclas al interior de los granos austeníticos.

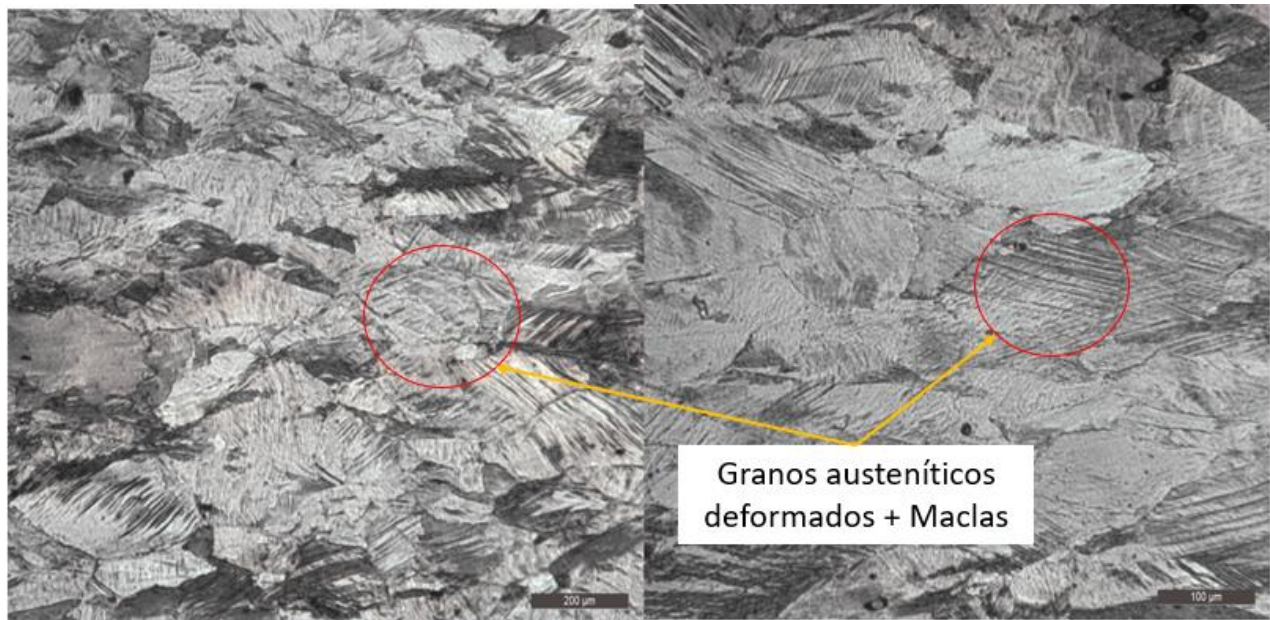


Figura 4.13 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Zona aledaña a rotura. Reactivo: Nital 2%.
Izquierda: 50X. Derecha: 100X.

Se puede ver en todas las figuras que las microestructuras están alteradas respecto a su condición inicial previa a los ensayos mecánicos como consecuencia de la deformación plástica que experimentaron. En la figura 4.13 se pueden observar la presencia de maclas mecánicas, esto se aprecia en forma de finas líneas morfológicas presente al interior de los granos austeníticos.

Una nueva probeta metalográfica se preparó con la mitad restante de la ya analizada, ver Figura 4.14. Las observaciones se centraron en la zona longitudinal, la cual corresponde a la dirección del sentido del ensayo de tracción. Los fragmentos fracturados fueron montados en una probeta metalográfica para su preparación y observación correspondiente al microscopio.



Figura 4.14 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Indicación del sentido de observación adoptado (sentido de tracción).

La Figura 4.15 se destacó por mostrar granos austeníticos más alargados en comparación con su condición inicial en la Fig 4.1 y 4.13 deformada en el sentido perpendicular a la fractura de igual forma se observa un gran número de maclas en comparación a la condición inicial de ensayo.

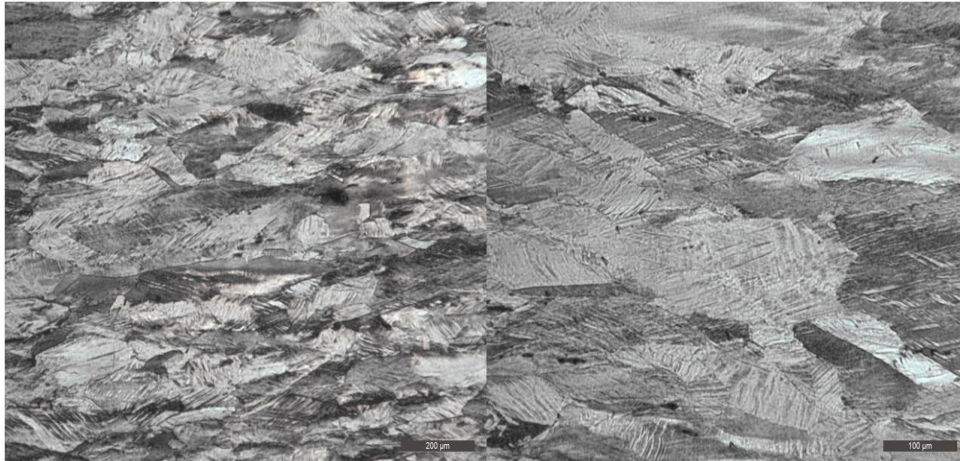


Figura 4.15 Análisis metalográfico en probetas de tracción. Zona aledaña a rotura. Reactivo: Nital 2%.
Izquierda: 50X. Derecha: 100X.

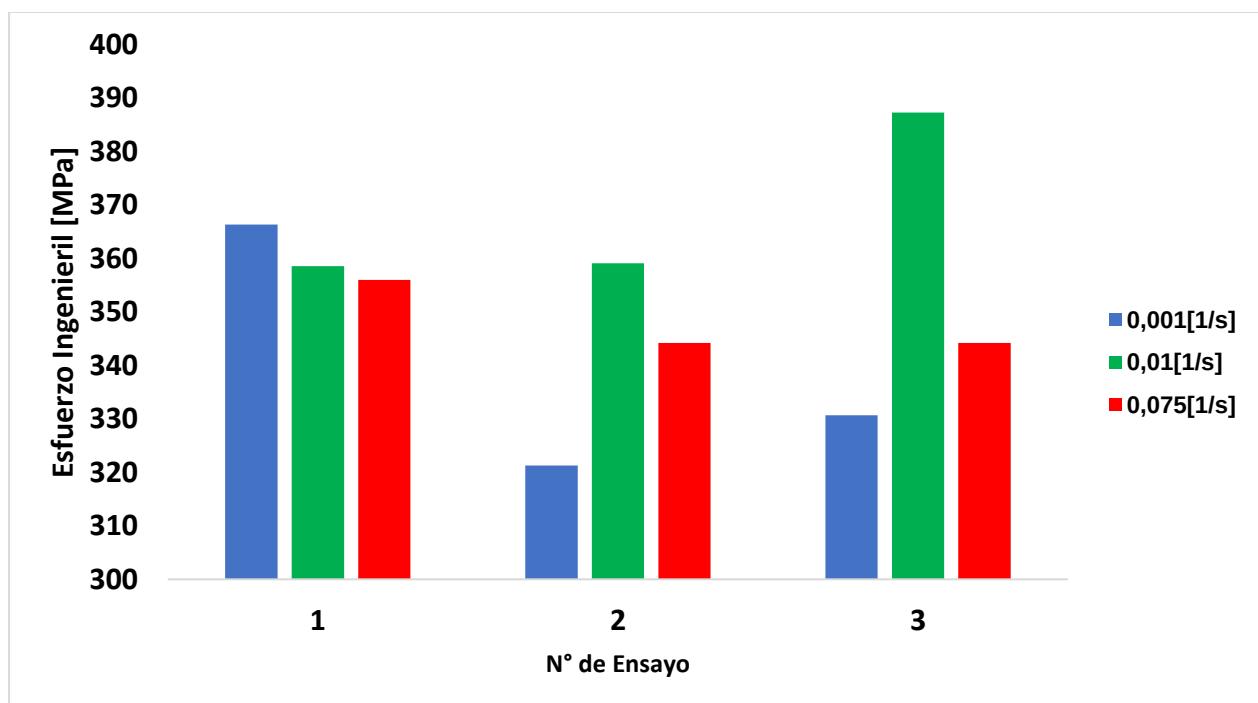
CAPÍTULO V: ANÁLISIS Y DISCUSIONES DE LOS RESULTADOS.

5.1 Objetivo específico N°1 “Determinar Ultimate Tensile Strength (UTS), Límite Elástico y Alargamiento a rotura a diversas velocidades de deformación”.

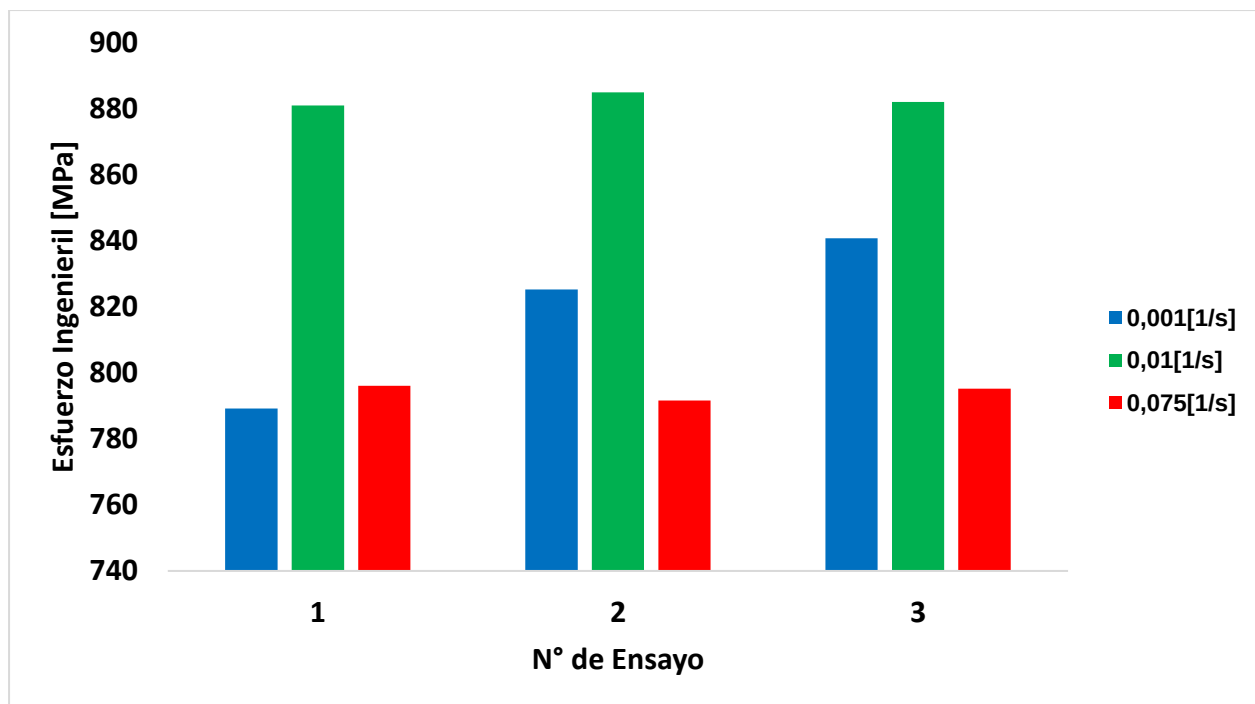
Con la finalidad de poder cumplir con este objetivo, se muestran los resultados promedios de los ensayos de tracción realizados a las tres velocidades de deformación.

Tabla 5.1 Propiedades mecánicas a distintas velocidades de deformación.

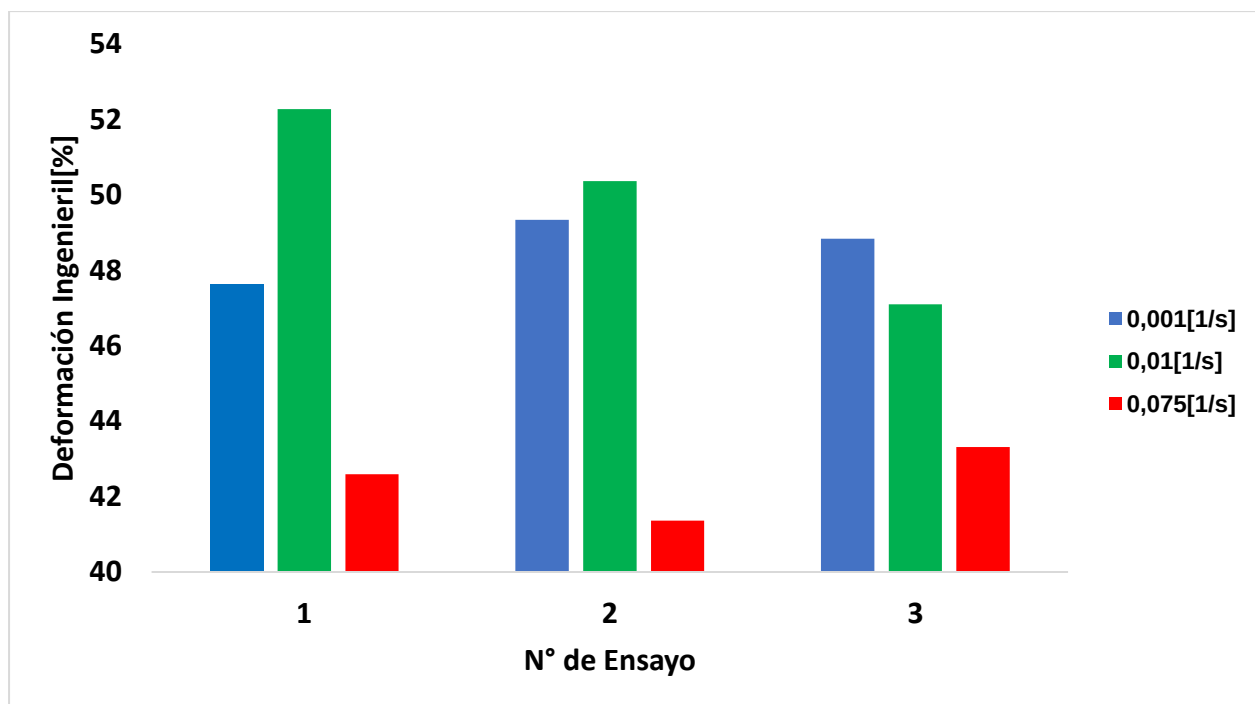
Resultados promedio Ensayos de Tracción								
Velocidad de deformación [s ⁻¹]	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Desv. Estándar	UTS [MPa]	Desv. Estándar	Alargamiento a rotura [%]	Desv Estándar	n	Desv Estándar
0,001	339,5	17,3	815,8	30,7	49,57	0,01	0,50	0,02
0,01	369,1	19,0	882,7	2,1	49,81	0,03	0,53	0,01
0,075	356,8	8,8	794,3	2,4	40,59	0,01	0,54	0,01



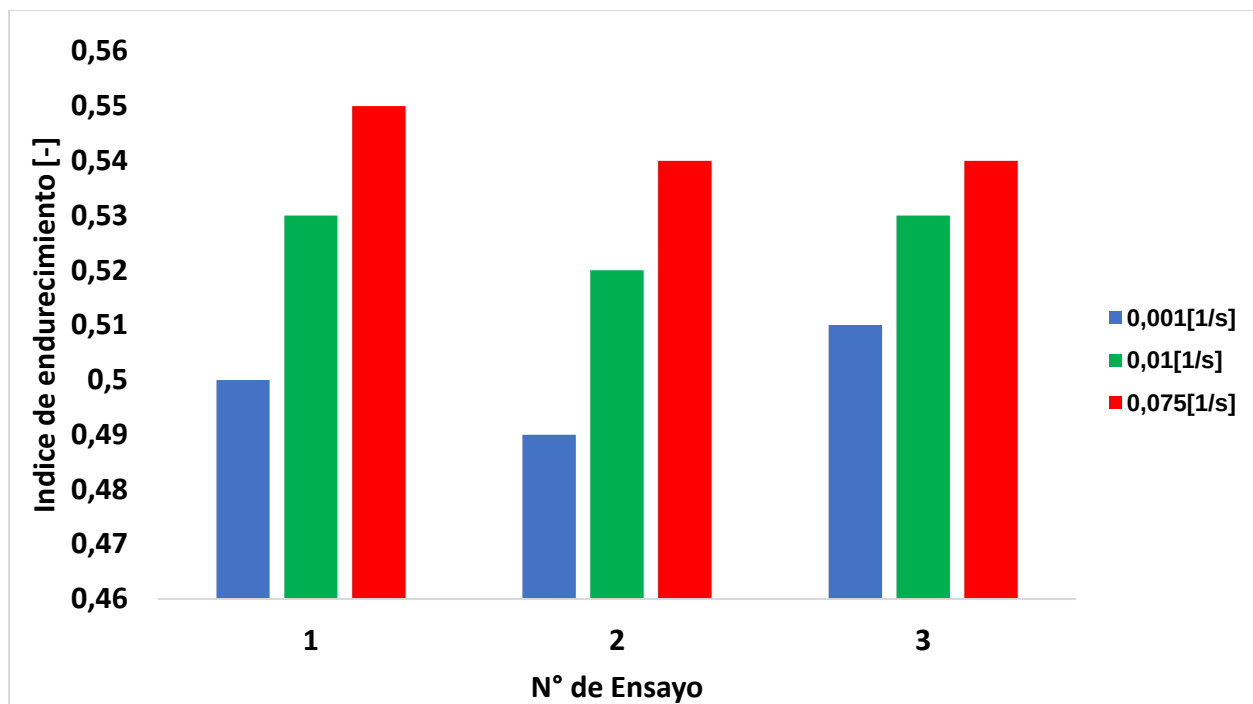
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.1 Gráficos Comparativos a las distintas velocidades utilizadas para los ensayos de tracción (a) Límite Elástico (ingenieril), (b) UTS (ingenieril), (c) Alargamiento a rotura y (d) índice de endurecimiento por deformación.

Las propiedades mecánicas de los aceros TWIP presentan variaciones al cambiar la velocidad de deformación, ver Fig 5.1. Se pudo observar que el límite elástico no varió en mayor proporción. Esto se atribuye al mecanismo de deformación conocido como maclado mecánico. Cuando se aplica una carga a un acero TWIP a las distintas velocidades, cercano al límite elástico, se inicia la nucleación de maclas primarias (De Cooman, 2018). Esta nucleación de maclas produce consumo de la energía que se está generando en el material a causa de la carga que está entregando la máquina de tracción, junto con esto la densidad de las maclas nucleadas tiene relación con la velocidad de deformación (Cai, 2021). A velocidades de deformación bajas la densidad de maclas es alta debido a que la cinética de nucleación y deformación del material es baja obteniendo un mayor número de maclas al interior de los granos austeníticos. (Cai, 2021)

El UTS de los aceros TWIP presentó un valor elevado de 851 MPa a $0,001 \text{ s}^{-1}$ y 882 MPa a $0,01 \text{ s}^{-1}$ pero un decaimiento significativo a 794 MPa a $0,075 \text{ s}^{-1}$. El alargamiento a rotura tuvo un comportamiento similar dado que a $0,001 - 0,01 \text{ s}^{-1}$ tuvo un alargamiento de un 49% para un posterior decaimiento del alargamiento a un 40% a $0,075 \text{ s}^{-1}$. De las Cuevas (De las Cuevas, 2014) describe que el endurecimiento de los aceros TWIP se atribuye principalmente a la suma

de los mecanismos de deformación que están interactuando a nivel microestructural. Se debe tener en cuenta como antecedente la densidad de maclas descrito anteriormente, esto en conjunto con las dislocaciones que se generan y avanzan a medida que el sólido se va deformando. A bajas velocidades de deformación se tiene un endurecimiento dinámico de Hall-Petch debido a la disminución del camino libre medio de las dislocaciones en la matriz debido a las maclas mecánicas de bajo espesor y efecto cruzado entre dislocaciones. Este endurecimiento debido al efecto Hall Petch también genera una mayor densidad de dislocaciones, otorgando un valor elevado de resistencia mecánica. Al aumentar la velocidad de deformación ocurre el efecto contrario. Disminuye la densidad de maclas generadas, aumenta la densidad de dislocaciones y aumenta la velocidad de avance de las dislocaciones. Esto como producto final produce un decaimiento en las propiedades mecánicas respecto a bajas velocidades de deformación.

Al variar la velocidad de deformación se debe tener en consideración la fuerza impulsora que permite la activación de los mecanismos de deformación. Cai (Cai, 2021), plantea que, al aumentar la velocidad de deformación, la temperatura local de la probeta ensayada aumenta, esto por el modelo de Olson y Cohen (Olson, 1976) implica que al aumentar la velocidad de deformación la energía de falla de apilamiento aumenta. Un aumento en la energía de falla de apilamiento favorece la formación y propagación de los planos de deformación por maclado cual permite una mayor capacidad de deformación plástica sin pérdida significativa de resistencia mecánica, sin embargo, cuando la velocidad de deformación aumenta, el endurecimiento del acero TWIP se debe principalmente al deslizamiento de dislocaciones. Esto se debe a que el incremento en la velocidad de deformación favorece un mayor deslizamiento de dislocaciones, lo que resulta en una mayor facilidad para que estas se muevan y se acomoden en la estructura del material. Como consecuencia, se reduce la resistencia mecánica debido a una menor obstrucción y mayor fluidez en el deslizamiento de las dislocaciones.

El flujo aserrado asociado al DSA con las curvas de esfuerzo-deformación dentadas en tensión uniaxial es una indicación de falta de uniformidad en la deformación. La localización de las deformaciones tiene lugar en bandas de deformación estática o en propagación. Es importante evitar DSA para garantizar un flujo de material estable durante los procesos de formación de láminas. Las faltas de uniformidad de la deformación también dan lugar a defectos superficiales visibles en las piezas formadas a presión. DSA también conduce a la incapacidad de los aceros TWIP con aleación de C para soportar grandes deformaciones posteriores a la uniformidad después del inicio de la formación de cuellos.

El índice de endurecimiento por deformación en el acero TWIP muestra valores más altos a mayores velocidades de deformación. Esto implica que el endurecimiento predominante en estas condiciones se atribuye principalmente al deslizamiento de dislocaciones, en contraste con el maclado mecánico que juega un papel más relevante en bajas velocidades de deformación. El aumento en el índice de endurecimiento por deformación con la velocidad de deformación puede estar relacionado con la mayor densidad de dislocaciones generadas por el deslizamiento a velocidades más altas.

5.2 Objetivo específico N°2 “Determinar los parámetros C y m de la ecuación que relaciona el esfuerzo verdadero con la velocidad de deformación.”

Para la determinación del índice de sensibilidad a la velocidad, se tomaron los datos de la curva verdadera a rangos de deformación plástica fijos entre 0,05 - 0,5 mm/mm antes de la fractura de la probeta a las tres velocidades de deformación. Se tomaron puntos a las distintas velocidades de deformación para la determinación de los parámetros de acuerdo con la linealización a partir de la ecuación [3.10].

$$\ln(\sigma_v) = \ln(C) + m\ln(\dot{\epsilon}) \quad [3.10]$$

Tabla 5.3 Valores obtenidos para la determinación del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación.

Ensayo	σ_v MPa	ϵ_v mm/mm	$\dot{\epsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\epsilon}$
1	427,6	0,05	0,001	6,06	-6,91
2	448,2	0,05	0,01	6,11	-4,61
3	424,0	0,05	0,075	6,05	-2,59
Ensayo	σ_v MPa	ϵ_v mm/mm	$\dot{\epsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\epsilon}$
1	566,2	0,10	0,001	6,34	-6,91
2	602,6	0,10	0,01	6,40	-4,61
3	557,4	0,10	0,075	6,32	-2,59
Ensayo	σ_v MPa	ϵ_v mm/mm	$\dot{\epsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\epsilon}$
1	686,6	0,15	0,001	6,53	-6,91
2	743,8	0,15	0,01	6,61	-4,61
3	675,0	0,15	0,075	6,51	-2,59
Ensayo	σ_v MPa	ϵ_v mm/mm	$\dot{\epsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\epsilon}$
1	794,5	0,20	0,001	6,68	-6,91
2	869,2	0,20	0,01	6,77	-4,61
3	809,4	0,20	0,075	6,70	-2,59
Ensayo	σ_v MPa	ϵ_v mm/mm	$\dot{\epsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\epsilon}$
1	907,8	0,25	0,001	6,81	-6,91
2	990,9	0,25	0,01	6,90	-4,61
3	933,2	0,25	0,075	6,84	-2,59

Ensayo	σ_v MPa	ε_v mm/mm	$\dot{\varepsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\varepsilon}$
1	1022,8	0,30	0,001	6,93	-6,91
2	1109,0	0,30	0,01	7,01	-4,61
3	1043,7	0,30	0,075	6,95	-2,59
Ensayo	σ_v MPa	ε_v mm/mm	$\dot{\varepsilon}$ 1/s	$\ln \sigma_v$	$\ln \dot{\varepsilon}$
1	1143,5	0,35	0,001	7,04	-6,91
2	1225,0	0,35	0,01	7,11	-4,61
3	1124,5	0,35	0,075	7,03	-2,59

En la Figura 5.2 se puede ver el gráfico obtenido.

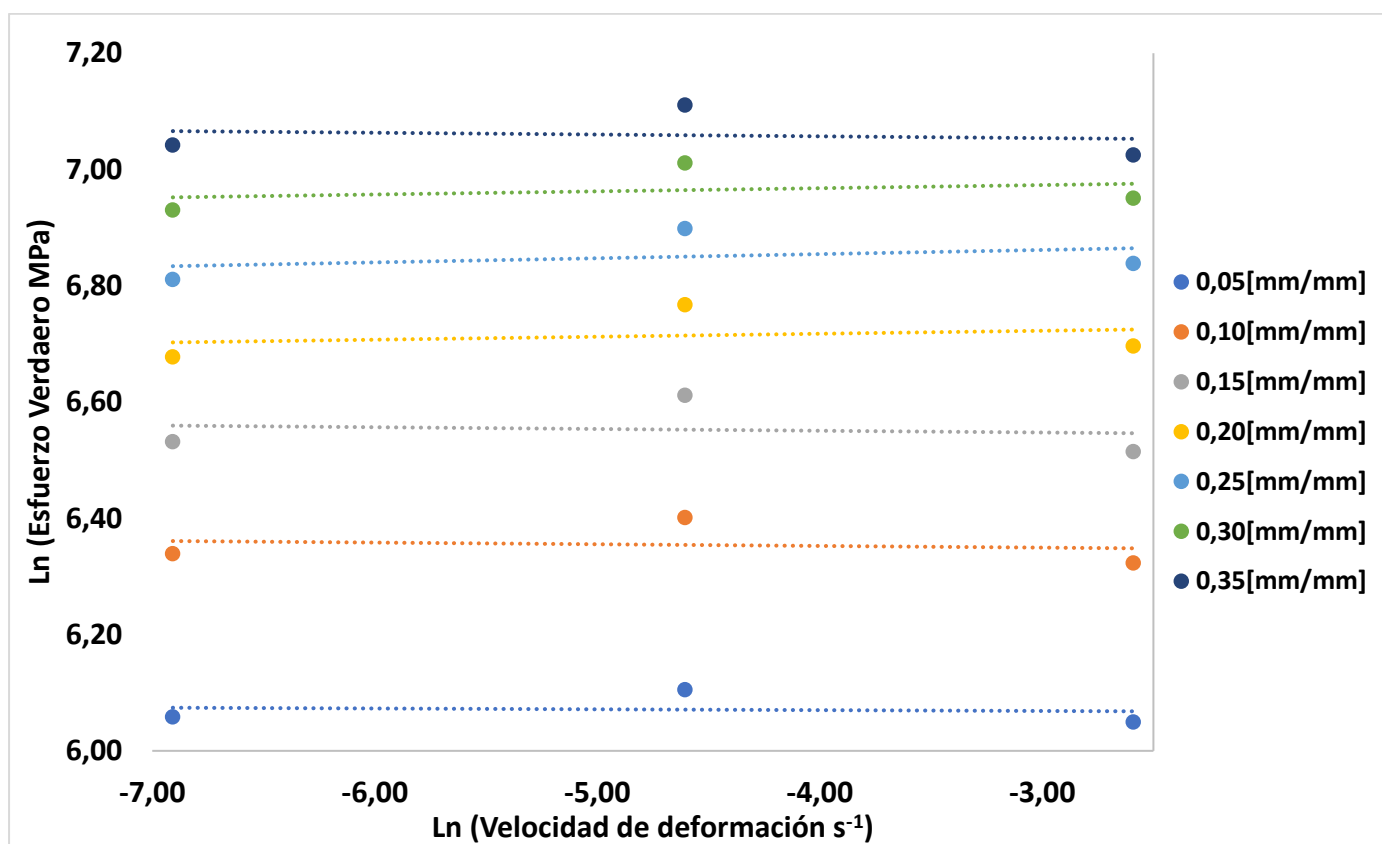


Figura 5.2 Determinación de los índices de sensibilidad a la velocidad de deformación.

Tabla 5.3 Resultados de la determinación del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación a partir de la linealización.

Deformación verdadera [mm/mm]	Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación (m)	Constante C [MPa s]
0,05	-0,0014	365
0,10	-0,0029	545
0,15	0,0056	735
0,20	0,0084	812
0,25	0,0087	992
0,30	0,0065	1097
0,35	-0,0007	1212
Promedio	-0,001	762

En la Tabla 5.2 se observan los resultados obtenidos al determinar el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación. De los resultados obtenidos se puede ver que el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación varía entre resultados positivos y negativos a distintos rangos de deformación. Por otro lado, la constante C a medida que aumenta el rango de deformación aumenta, lo cual tiene sentido dado que a mayor rango de deformación la resistencia del material es mayor. El resultado promedio del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación obtenido corresponde a -0,00099, lo cual es un resultado negativo, este signo tiene como significado que al aumentar la velocidad de formación del acero TWIP, las propiedades mecánicas deberían decaer. Esto tiene sentido dado que en el objetivo 1 se observó que las propiedades mecánicas decaen cuando se aumenta la velocidad de deformación.

Con los resultados obtenidos se presenta el siguiente modelo.

$$\sigma_v = 762\dot{\epsilon}^{-0,001}[MPa]$$

De la Tabla 5.2 se observó que el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación tiene valores negativos a bajos rangos de deformación y a medida que el rango aumenta se produce un aumento de éste pasando a valores positivos. En la Fig 5.3 se muestra gráficamente el comportamiento de los datos.

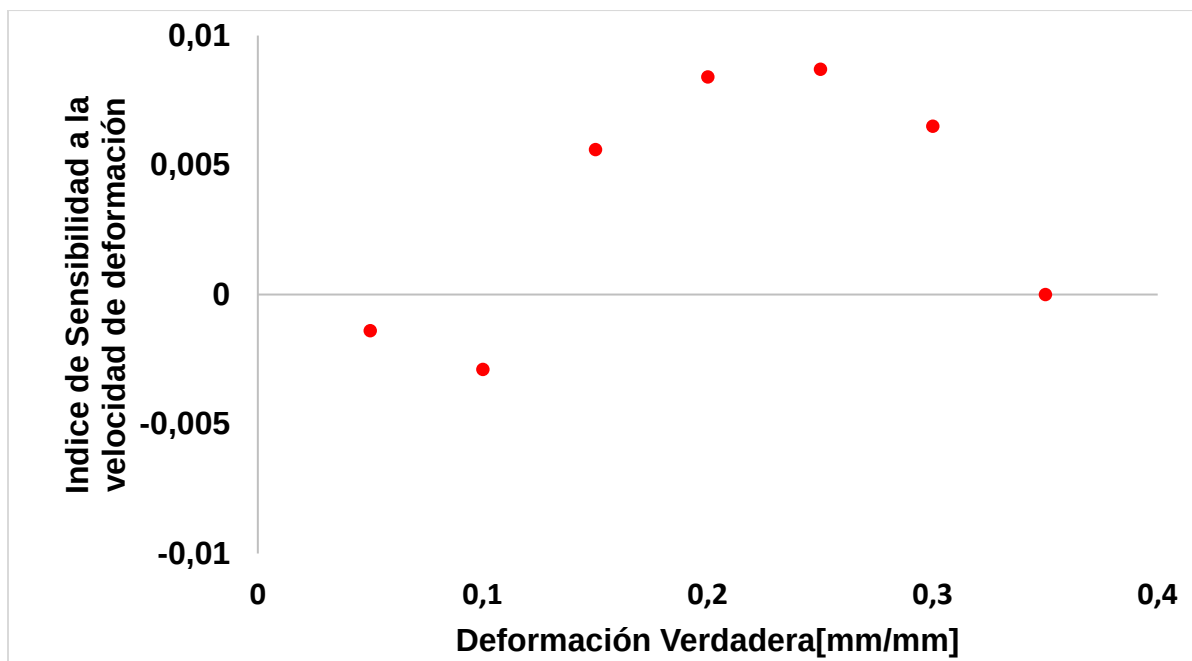


Fig 5.3 Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación vs deformación verdadera.

De la curva trazada se observa efectivamente que al aumentar el rango de deformación el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación aumenta. Cai (Cai, 2021) que estudió cómo compiten los mecanismos de deformación en aceros de contenido medio de manganeso obtuvo un comportamiento similar para el índice de sensibilidad, al aumentar la velocidad de deformación el valor del índice aumentaba. La diferencia principal que se tiene entre estos trabajos es que en el estudio de Cai el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación se mantuvo negativo a todas las velocidades de deformación a pesar de que este iba aumentando al aumentar el rango de deformación, en el caso de esta investigación sólo fue negativo al iniciar la deformación plástica y cercano a la fractura. Cai (Cai, 2021) atribuyó valores negativos de índice de sensibilidad a la velocidad de deformación en la aleación estudiada a una baja energía de falla de apilamiento. Para el presente estudio se observó un valor negativo en el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación. Esto significa que si se aumenta la velocidad de deformación la tensión máxima disminuye. Cuando se incrementa la velocidad de deformación, el deslizamiento de dislocaciones se convierte en el principal mecanismo de endurecimiento, como lo afirma Bouaziz (Bouaziz, 2011). Este hallazgo coincide con los resultados obtenidos al deformar la aleación a una velocidad de 0.075 s^{-1} , donde se alcanzó el mayor índice de endurecimiento por deformación. El índice de sensibilidad a la velocidad de deformación se utiliza para evaluar la respuesta del material a diferentes tasas de deformación. Los valores positivos y negativos indican una variación en la respuesta del material a diferentes velocidades de

deformación. Para rangos bajos de deformación ($<0,1$ mm/mm) donde ocurre la nucleación de maclado y avance de dislocaciones, se observó un valor negativo, esto indica que lo recomendable sería no deformar a grandes velocidades en este rango al material, dado que según lo observado en el objetivo específico uno, tanto la tensión máxima como la deformación decaen a altas velocidades de deformación.

De Cooman (De Cooman, 2018) presentó otro mecanismo de endurecimiento por deformación que corresponde al envejecimiento por deformación dinámico. El parámetro de sensibilidad de la velocidad de deformación está relacionado con el volumen de activación del mecanismo subyacente que gobierna el deslizamiento de la dislocación, que puede estar asociado con la superación térmicamente activada de las uniones del bosque de dislocaciones y atmósferas de átomos de soluto estacionario. Este efecto conocido como envejecimiento por deformación dinámica (DSA), es mayor para velocidades de deformación más bajas, lo que significa que su contribución a la tensión tiene una sensibilidad de velocidad de deformación negativa. De hecho, la contribución a la tensión debida a este efecto de fijación aumenta con las concentraciones de soluto sobre la dislocación, que a su vez aumenta con el tiempo de espera que tarda la dislocación en superar el obstáculo en el que está detenido. El tiempo de espera es inversamente proporcional a la velocidad de la dislocación, un aumento en la velocidad provoca una caída en la contribución de DSA a la tensión.

Los valores obtenidos de índice de sensibilidad a la velocidad de deformación son menores de 0,001. Según Dieter (Dieter, 1988) se cumple que si la tasa de endurecimiento por deformación es mayor que la tensión aplicada no se formará cuello en la probeta si está sometida a una carga uniaxial. Los valores bajos del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación indican que el área transversal de la muestra se reducirá rápidamente cuando se forme el cuello. Esto implica que, una vez que la tensión supere la tasa de endurecimiento por deformación, se producirá un estrechamiento localizado en la muestra y la reducción de área, junto con la acumulación de defectos en el material, dará lugar a la fractura sin una gran cantidad de deformación adicional después de la formación del cuello.

Este fenómeno se encuentra en consonancia con las curvas obtenidas en los ensayos de tracción a distintas velocidades, donde se observó que, una vez alcanzado el esfuerzo máximo, la probeta se fractura sin experimentar un aumento significativo en la deformación.

5.3 Objetivo específico N°3 “Correlacionar los resultados obtenidos con los mecanismos de deformación presentes”.

Los aceros TWIP son conocidos por su alta resistencia a la tracción, resistencia a la fatiga y excelente capacidad de conformado en frío. Estas propiedades son el resultado de su capacidad para deformarse de manera uniforme, que se logra gracias a la formación de maclas mecánicas durante la deformación.

El índice de sensibilidad a la velocidad de deformación (m) es una medida de la capacidad de un material para deformarse bajo diferentes velocidades de deformación. En los aceros TWIP Fonstein (Fonstein, 2015) indicó que el índice de sensibilidad es generalmente alto, lo que significa que el material exhibe una menor dependencia de la velocidad de deformación en su capacidad para deformarse. Esto se debe a que la plasticidad inducida por maclado en los aceros TWIP es un mecanismo que funciona bien en un rango amplio de velocidades de deformación. Además, los aceros TWIP tienen una alta capacidad de endurecimiento por deformación, lo que les permite obtener propiedades mecánicas destacables.

El índice de sensibilidad se relaciona con los mecanismos de deformación del material en el sentido de que refleja la capacidad del material para deformarse a diferentes velocidades de deformación. Los diferentes mecanismos de deformación que están presentes en un material, como las dislocaciones, las maclas, el envejecimiento, entre otros, pueden afectar la sensibilidad del material a la velocidad de deformación. Aunque la plasticidad inducida por maclado es un mecanismo de deformación importante en los aceros TWIP, no es el único mecanismo presente.

Cuando la velocidad de deformación aumenta, la deformación por maclado y la deformación por deslizamiento ocurren simultáneamente en los aceros TWIP. A bajas velocidades de deformación, la deformación por maclado mecánico es el mecanismo dominante, mientras que, a velocidades de deformación más elevadas, la deformación por deslizamiento de dislocaciones también contribuye significativamente a la deformación total.

A medida que la velocidad de deformación aumenta, la deformación por maclado se vuelve menos efectiva y la deformación por deslizamiento de dislocaciones comienza a contribuir más a la deformación total del material (Bouaziz, 2011). Esto puede conducir a una reducción en la ductilidad del material, ya que la deformación por deslizamiento de dislocaciones puede producir zonas de deformación localizada y microfisuras que pueden afectar la resistencia y la ductilidad del material.

El aumento en el índice de endurecimiento se debe a la mayor contribución de la deformación por deslizamiento de dislocaciones a medida que aumenta la velocidad de deformación con lo cual aumenta la resistencia del material (De Cooman, 2018). Por lo tanto, a medida que la velocidad de deformación aumenta, el material puede experimentar una mayor deformación por deslizamiento de dislocaciones, lo que a su vez aumenta el índice de endurecimiento. La reducción de la ductilidad y el aumento del índice de endurecimiento en los aceros TWIP a medida que aumenta la velocidad de deformación se deben a la mayor contribución de la deformación por deslizamiento de dislocaciones y la reducción de la efectividad de la deformación por maclado.

El envejecimiento por deformación dinámica (Allain, 2004) se produce cuando la difusividad de los átomos solutos se iguala a la velocidad de las dislocaciones. Por lo tanto, la ocurrencia del DSA es una función de la temperatura y velocidad de deformación, función que se relaciona con la difusividad de solutos intersticiales y velocidad de las dislocaciones, respectivamente. Dado que el DSA en general tiene un valor negativo, si aumenta la velocidad de deformación, la tensión máxima decae. Este mecanismo es menos probable que ocurra al aumentar la velocidad de deformación, porque se disminuye la ventana de tiempo entre la interacción de los átomos soluto y las dislocaciones. Esto se vio reflejado en las curvas de tasa de endurecimiento por deformación dado que a $0,001\text{s}^{-1}$ se observa un grado elevado de DSA a bajos rangos de deformación. De Cooman (De Cooman, 2018) también planteó que el DSA conduce a la incapacidad de los aceros TWIP con aleación de C para soportar grandes deformaciones posteriores a la uniformidad después del inicio de la formación de cuello, ya que el DSA conduce a una rápida reducción de área una vez alcanzado el esfuerzo máximo. Por lo tanto, es importante suprimir la aparición de inestabilidades del flujo plástico relacionadas con DSA o PLC definiendo la velocidad de deformación adecuada para el procesamiento.

CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos en el estudio, se puede concluir que las propiedades mecánicas de los aceros TWIP están fuertemente influenciadas por la velocidad de deformación aplicada durante su procesamiento. Se ha demostrado que la elongación a rotura disminuye, el esfuerzo máximo y el índice de endurecimiento por deformación experimentan cambios significativos en función de la velocidad de deformación. Estos hallazgos son de gran importancia para el diseño y la optimización de procesos de producción de aceros TWIP, así como para la comprensión de su comportamiento mecánico en diferentes condiciones de trabajo.

A bajas velocidades de deformación, la deformación por maclado mecánico es el mecanismo dominante en los aceros TWIP, mientras que, a velocidades más elevadas, la deformación por deslizamiento de dislocaciones se convierte en el mecanismo dominante. Además, se observó que el límite elástico no presenta una variación significativa, pero la nucleación de maclas ocurre a una carga cercana a este límite a una velocidad de $0,001\text{s}^{-1}$, y el índice de endurecimiento aumenta con la velocidad de deformación debido a la mayor contribución de la deformación por deslizamiento de dislocaciones.

El índice de sensibilidad a la velocidad de deformación es negativo en general, lo que implica que, al aumentar la velocidad de deformación, la resistencia a la tracción disminuye. El envejecimiento por deformación dinámico y la generación del flujo aserrado ocurren a todas las velocidades de deformación, pero en mayor proporción a bajas velocidades. Estos factores, junto con el DSA y los valores disminuidos del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación, limitan la capacidad de los aceros TWIP para soportar grandes deformaciones posteriores a la formación de cuello.

La relación entre la velocidad de deformación y las propiedades mecánicas de los aceros TWIP es compleja y depende de diversos factores. En este estudio se buscó comprender los mecanismos de deformación que actúan a diferentes velocidades y dar cuenta de ellos.

REFERENCIAS.

- Allain, S., Chateau, J.-P., Bouaziz, O., Migot, S., & Guelton, N. (2004). Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 387-389, 158-162. doi:<https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.01.059>
- ASTM International. (2008). Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation. *ASTM International*, 1-4.
- ASTM International. (2013). Standard test method for analysis of high manganese steel by spark atomic emission spectrometry (ASTM E2209-13). *ASTM International*. doi:10.1520/E2209-13.
- ASTM International. (2013). Standard test methods for determining average grain size (ASTM E112-13). *ASTM International*. doi:10.1520/E0112-13
- ASTM International. (2013). Standard test methods for tension testing of metallic materials (ASTM E8/E8M-22). *ASTM International*. doi:10.1520/E0008_E0008M-22
- ASTM International. (2018). Standard test methods for determining the inclusion content of steel (ASTM E45-18). *ASTM International*. doi:10.1520/E0045-18.
- Bergeon, N., Guenin, G., & Esnouf, C (1997). Characterization of the stress-induced ϵ martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy: microstructural observation at different scales, mechanism of formation and growth. *Materials Science and Engineering: A*, 238(2), 309-3016. doi:10.1016/S0921-5093(97)00458-9
- Bhandarkar, D., Zackay, V. F., & Parker, E. R. (1972). Stability and mechanical properties of some metastable austenitic steels. *Metallurgical Transactions*, 3, 2619-2631. doi:10.1007/bf02644238.
- Bouaziz, O., Allain, S., Scott, C.P., Cugy, P., & Barbier, D. (2011).. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 15(4), 141-168. doi:10.1016/j.cossms.2011.04.002.
- Cai, Z. H., Zhang, D. L., Ma, L. F., Ding, H., Feng, Y., Hu, J., & Misra, R. D. K. (22 de Junio de 2021). Competing deformation mechanisms in an austenite-ferrite medium-Mn steel at different strain rates. *Materials Science and Engineering: A*, 818. doi:10.1016/j.msea.2021.141357
- Campbell, F. (2008). *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*. ASTM International.
- Chanani, G. R., Zackay, V. F., & Parker, E. R. (1971). Tensile properties of 0.05 to 0.20 Pct C TRIP steels. *Metallurgical Transactions*, 2, 133-139. doi:10.1007/bf02662648.

Chen, L., Zhao, Y., & Qin, X. (2013). Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 26(1), 1-15. doi:10.1007/s40195-012-0501-x.

Cunningham, S. (1999). Effect of substitutional elements of Dynamic Straining Aging in Steel. A Thesis Submitted to the Faculty of Graduate Studies and Research in Partial Fulfillment of the Requirements for the Degree of Master of Engineering, Department of Mining and Metallurgical Engineering, McGill University, Montreal, Canada.

Curtze, S., & Kuokkala, V.-T. (2010). Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. *Acta Materialia*, 58(15), 5129-5141. doi:10.1016/j.actamat.2010.05.049.

Curtze, S., Kuokkala, V.-T., Oikari, A., Talonen, J., & Hänninen, H. (2011). Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels. *Acta Materialia*, 59(3), 1068-1076. doi:10.1016/j.actamat.2010.10.037.

Daamen M, Güvenc O, Bambach M, Hirt G. (2013). Cold Rolling of High Manganese TWIP Steel Produced by Strip Casting and by an Adapted Hot Forming Route. 9th International Rolling Conference & 6th European Rolling Conference.

Dastur, Y. N., & Leslie, W. C. (1981). Mechanism of work hardening in Hadfield manganese steel. *Metallurgical Transactions A*, 12(5), 749-759. doi:10.1007/BF02648339.

De Barbieri, F. (2014). Efecto del maclado mecánico en la tenacidad a la fractura de un acero TWIP. Tesis doctoral, Universidad de Santiago de Chile, Facultad de Ingeniería, Departamento de Ingeniería Metalúrgica.

De Cooman, B. C., Estrin, Y., & Kim, S. K. (2018). Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. *Acta Materialia*, 142, 283-362. doi:10.1016/j.actamat.2017.06.046.

De las Cuevas, F. F. (2014). Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: relación de Hall-Petch. *Revista Metalúrgica*, 50(4). doi:10.3989/revmetalm

Dieter, G. E. (1988). *Mechanical Metallurgy*. London: McGraw-Hill.

Dumay, A., Chateau, J.-P., Allain, S., Migot, S., & Bouaziz, O. (2008). Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel. *Materials Science and Engineering: A*, 483, 184-187. doi:10.1016/j.msea.2006.12.170.

- Essoussi, H., Ettaqi, S., & Essadiqi, E. (2018). The effect of alloying elements on the stacking fault energy of a TWIP steel. *Procedia Manufacturing*, 22, 129-134. doi:10.1016/j.promfg.2018.03.020.
- Fonstein, N. (2015). *Advanced High Strength Sheet Steels. Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. Springer.
- Hamada, A. S. (2007). *Manufacturing Mechanical Properties and corrosion behavior of High Mn TWIP Steel. (Doctoral dissertation)*. University of Oulu, Faculty of Technology, Department of Mechanical Engineering.
- Heidenreich, R. D., & Shockley, W. (1948). Study of slip in aluminum crystals by electron microscope and electron diffraction methods. *Conference on Strength of Solids*. The Physical Society, University of Bristol.
- Hillert, M., & Jarl, M. (1978). A model for alloying in ferromagnetic metals. *Calphad*, 2(3), 227-238. doi:10.1016/0364-5916(78)90011-1.
- Hirth, J. P. (1970). Thermodynamics of stacking faults. *Metallurgical Transactions*, 1(9), 2367-2374. doi:10.1007/BF03038365
- Hollomon, J. H. (1945). Tensile Deformation. *Presented at the New York Meeting of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*.
- Inden, G. (1981). The role of magnetism in the calculation of phase diagrams. *Physica B+C*, 103(1), 82-100. doi:10.1016/0378-4363(81)91004-4
- Kelly, A., & Knowles, K. M. (2012). *Crystallography and Crystal Defects*. John Wiley & Sons, Ltd. doi:10.1002/9781119961468
- Li, L., & Hsu, T. Y. (Xu Zuyao) (1997). Gibbs free energy evaluation of the fcc(γ) and hcp(ϵ) phases in Fe-Mn-Si alloys. *Calphad*, 21(3), 443-448. doi:10.1016/S0364-5916(97)00044-8.
- Luco Budini, N. (2015). *Influencia de las condiciones de laminación en caliente, laminación en frío y tratamiento térmico de recocido sobre las velocidades de ondas ultrasónicas en aceros TWIP*. Trabajo de Titulación, Universidad de Santiago de Chile: Santiago.
- Maratray, F. & International Manganese Institute (1995). *High carbon manganese austenitic steels*. Paris: The Institute.
- Metso Outotec. (2023). *Chancadores de Cono*. Recuperado el 18 de Abril de 2023, de <https://www.mogroup.com/es/agregados/productos/chancadores/chancadores-de-cono/>

Nadai, A. (1950). *Theory of Flow and Fracture of Solids*. McGraw-Hill.

Olson, G. B., & Cohen, M. (1976). A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC $\rightarrow$ HCP transformation. *Metallurgical Transactions A*, 7(12), 1897-1904. doi:10.1007/bf02659822.

Pereloma, E., & Edmonds, D. V. (2012). *Phase transformations in steels: Diffusionless transformations, high strength steels, modelling and advanced analytical techniques* (Vol. 2). Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering.

Phillips, R. (2001). *Crystals, Defects and Microstructures: Modeling Across Scales*. Cambridge University Press.

Pierce, D.T., Jiménez, J.A., Bentley, J., Raabe, D., Oskay, C., & Wittig, J.E. (2014). The influence of manganese content on the stacking fault and austenite/ ϵ -martensite interfacial energies in Fe–Mn–(Al–Si) steels investigated by experiment and theory. *Acta Materialia*, 68(238-253), 238-253. doi:10.1016/j.actamat.2014.01.001.

Reed-Hill, R. E. (2009). *Physical Metallurgy Principles*. Cengage Learning.

Reeh, S., Music, D., Gebhardt, T., Kasprzak, M., Jäpel, T., Zaefferer, S., Raabe, D., Richter, S., Schwedt, A., Mayer, J., Wietbrock, B., Hirt, G., & Schneider, J.M. (2012). Elastic properties of face-centred cubic Fe–Mn–C studied by nanoindentation and ab initio calculations. *Acta Materialia*, 60(17), 6025-6032. doi:10.1016/j.actamat.2012.07.038.

Saeed-Akbari, A., Imlau, J., Prah, U., & Bleck, W. (2009). Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 40(13), 3076-3090. doi:10.1007/s11661-009-0050-8.

Schumann, H. (1975). Verformungsinduzierte Martensitbildung in metastabilen austenitischen Stählen. . *Kristall und Technik*, 10(4), 401-411. doi:10.1002/crat.19750100409.

Scott, C., Allain, S., Faral, M., & Guelton, N. (2006). The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications. *Rev. Met. Paris*, 103(6), 293-302. doi:10.1051/metal:2006142.

Walker P, Tarn WH. (1990). *Handbook of Metal Etchants*. CRC Press.

Wietbrock, B., Bambach, M., Seuren, S., & Hirt, G. (2010). Homogenization Strategy and Material Characterization of High-Manganese TRIP and TWIP Steels. *Materials Science Forum*, 638-642, 3134-3139. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.638-642.3134.

Zambrano, O. A. (2016). Stacking Fault Energy Maps of Fe-Mn-Al-C-Si Steels: Effect of Temperature, Grain Size, and Variations in Compositions. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 138(4). doi:10.1115/1.4033632.

APENDICE A: CALCULO DE ENERGIA DE FALLA DE APILAMIENTO.

La energía de falla de apilamiento (EFA) de la aleación se determinó utilizando el modelo termodinámico de Olson y Cohen (Olson, 1976) cuyos fundamentos teóricos se explicaron en el punto 2.3.5.

La expresión de partida para los cálculos es la siguiente:

$$EFA = 2\rho\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad [A-1]$$

En donde:

ρ : densidad molar superficial de los átomos en los planos {111}.

$\Delta G^{\gamma\rightarrow\epsilon}$: Cambio en la energía libre de Gibbs (fuerza motriz) requerida para que se produzca la transformación austenítica (FCC) a martensita ϵ (HCP).

$\sigma^{\gamma/\epsilon}$: Energía por unidad de superficie de la interfase {111} entre la austenita (FCC) y la martensita ϵ (HCP).

Los tres parámetros de la ecuación [A-1] se desarrollan a continuación en apartados independientes.

A.1 Densidad Superficial (ρ)

La densidad molar superficial se define en función del parámetro de red de la austenita y el número de Avogadro:

$$\rho = \left(\frac{4}{\sqrt{3}}\right) \frac{1}{(a^2 N)} \quad [A-2]$$

El parámetro de red fue medido por Curtze et al. (Curtze S. K.-T., 2011) mediante difracción de rayos X a temperatura ambiente en diez aceros inoxidable austeníticos y obtuvieron un valor igual a $3,60 \pm 0,01\text{\AA}$. En su estudio supusieron que es independiente de la temperatura, justificando que puede considerarse una aproximación razonable si se tiene en cuenta que para materiales comparables la variación es el orden de $0,01\text{\AA}$ en el rango de temperatura contemplado para su obtención (50-600K). Reemplazando los valores en la ecuación [A-2] se obtiene:

$$\rho = \left(\frac{4}{\sqrt{3}}\right) \frac{1}{[(3,60 \times 10^{-10} m)^2 (6,022 \times 10^{23} mol^{-1})]}$$

$$\rho = 2,959059 \times 10^{-5} mol$$

A.2 Cambio en la Energía Libre de Gibbs implicada en la transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}(\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon})$.

De acuerdo con el modelo de soluciones regulares, el cambio total en la energía libre para la transformación $\gamma_{FCC} \rightarrow \epsilon_{HCP}$ esta dado por la suma de dos contribuciones correspondientes a la composición química y la magnética.

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \Delta G_{quim.}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \Delta G_{mag.}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \quad [A-3]$$

A su vez, la componente química se subdivide en dos términos. Uno de ellos tiene en cuenta el aporte de los elementos químicos puros y la segunda los excesos de energía libre debido a la interacción de primer orden entre los elementos:

$$\Delta G_{quim.}^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \sum_i X_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \sum_{ij} X_i X_j \Omega_{ij}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \quad [A-4]$$

Siendo X_i y X_j las fracciones molares de los elementos puros. Respecto de los excesos de energía libre Ω_{ij} , serán considerados sólo aquellos causados por interacción del hierro con elementos restantes. Se desestimarán las contribuciones producto de las interacciones entre los elementos restantes, como así también las interacciones ternarias y de termino superior debido a que su contribución al cambio total de energía libre es despreciable. Desarrollando la expresión [A-4] se obtiene:

$$\begin{aligned} \Delta G_{quim.}^{\gamma \rightarrow \epsilon} = & X_{Fe} \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Mn} \Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Si} \Delta G_{Si}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Cr} \Delta G_{Cr}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_C \Delta G_{FeMnX/C}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + \\ & X_{Fe} X_{Mn} \Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Fe} X_{Si} \Omega_{FeSi}^{\gamma \rightarrow \epsilon} + X_{Fe} X_{Cr} \Omega_{FeCr}^{\gamma \rightarrow \epsilon} \end{aligned} \quad [A-5]$$

Las ecuaciones correspondientes a las energías libres de cada uno de los términos de la ecuación [A-5] se sintetizan en la Tabla A.1, indicándose las referencias de las cuales se extrajeron.

La contribución magnética se calcula a partir de la ecuación [A-6] y se debe al estado magnético de cada una de las fases involucradas (paramagnético $\leftrightarrow$ antiferromagnético) cuya transición está definida por la temperatura de Néel.

$$\Delta G_{mag.}^{\gamma \rightarrow \epsilon} = \Delta G_{mag.}^{\epsilon} - \Delta G_{mag.}^{\gamma} \quad [A-6]$$

Denotando a cada una de las fases en forma genérica con Φ , la energía libre de cada una de ellas resulta de la ecuación [A-7], que fue propuesta originalmente por Inden (Inden, 1981) y modificada por Hillert y Jarl (Hillert, 1978)

$$\Delta G_{mag.}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = RT \ln \left(\frac{\beta^\Phi}{\mu_B} + 1 \right) f^\Phi(\tau^\Phi)$$

En donde:

R: Constante universal de los gases ideales (8,314472 J/mol K)

T: Temperatura selecciona para el cálculo de la EFA (K)

β^Φ : Momento magnético de la fase Φ .

μ_B : Magnetón de Bohr.

f^Φ : Función polinómica dependiente de la composición química y de τ^Φ

τ^Φ : Cociente entre la temperatura seleccionada para el cálculo de la EFA y temperatura de Néel de la fase Φ

$$\tau^\Phi = \frac{T}{T_{Néel}^\Phi}$$

Tabla A.1 Funciones utilizadas para el cálculo de $\Delta G_{quim.}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$.

Parámetro	Función[J/mol]	Referencias
$\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-2243,38 + 4,309T$	(Curtze S. K.-T., 2011)
$\Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-1000,00 + 1,123T$	(Curtze S. K.-T., 2011)
$\Delta G_{Si}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$-560 - 8T$	(Curtze S. &.T., 2010)
$\Delta G_{Cr}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$1370 - 10T$	(Dumay, 2008)
$\Delta G_{FeMnX/C}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$\frac{1246}{X_c} [1 - \exp(-24,19X_c)] - 17175X_{Mn}$	(Dumay, 2008)
$\Omega_{FeMn}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$2873 - 717(X_{Fe} - X_{Mn})$	(Dumay, 2008)
$\Omega_{FeSi}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	$2850 + 3520 (X_{Fe} - X_{Si})$	(Curtze S. &.T., 2010)
$\Omega_{FeCr}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$	2095	(Curtze S. K.-T., 2011)

La condición magnética que experimentan las fases γ_{FCC} y ε_{HCP} se modifica cuando su temperatura atraviesa el límite definido por la temperatura de Néel. A través de la función $f^\Phi(\tau^\Phi)$ se impone una condición que contempla tal modificación y las expresiones que deben usarse para calcularla son las siguientes (Li, 1997):

Para $\tau^\Phi \leq 1$:

$$f^\Phi(\tau^\Phi) = 1 - \left[\frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \left(\frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right) \right] / D \quad [\text{A-9a}]$$

Para $\tau^\Phi > 1$:

$$f^\Phi(\tau^\Phi) = - \left(\frac{\tau^{-5}}{1} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right) / D \quad [\text{A-9b}]$$

En las ecuaciones anteriores, el parámetro D es constante y se define de la siguiente manera:

$$D = \frac{518}{1125} + \frac{11,692}{15,975} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \quad [\text{A-9c}]$$

El valor de p es dependiente de la estructura cristalina, y describe la fracción de la entalpia magnética que está siendo absorbida por sobre la temperatura crítica (Néel). Para las fases FCC y HCP $p = 0,28$.

Las ecuaciones que se utilizaron para la obtención de los parámetros implicados en las expresiones [A-7], [A-8] y [A-9] se resumen en la Tabla A.2.

Tabla A.2 Funciones utilizadas para el cálculo de $\Delta G_{mag}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$.

Parámetro	Función	Referencia
$T_{Néel}^\gamma [K]$	$250 \ln(X_{Mn}) - 4750 X_c X_{Mn} - 222 X_{Cr} - 6,2 X_{Al} - 13 X_{Si} + 720$	(Dumay, 2008)
$T_{Néel}^\varepsilon [K]$	$580 X_{Mn}$	(Dumay, 2008)
β^γ / μ_B	$0,7 X_{Fe} + 0,62 X_{Mn} + 0,62 X_{Ni} - 0,8 X_{Cr} - 0,64 X_{Fe} X_{Mn} - 4 X_c$	(Curtze S. K.-T., 2011)
$\beta^\varepsilon / \mu_B$	$0,62 X_{Mn} - 4 X_c$	(Curtze S. K.-T., 2011)

A.3 Energía por unidad de superficie de la interfase {111} entre las fases γ_{FCC} y ϵ_{HCP} ($\sigma^{\gamma \rightarrow \epsilon}$)

El valor de este parámetro constituye una fuente de incerteza para el cálculo de la EFA. Se encuentra generalmente en el rango 5 – 15 mJ/m², Pierce et al. (Pierce, 2014) y Allain et al. (Allain, 2004) revisaron valores utilizados y propusieron 9 mJ/m². Saeed-Akbari et al. (Saeed-Akbari, 2009) y Zambrano (Zambrano, 2016) utilizaron un valor igual a 10 mJ/m² para una aleación 22Mn-0,6C y este mismo mencionado como típico para aceros TWIP en la referencia (Pereloma, 2012) por tal motivo, se adoptará en estos cálculos.

A.4 Calculo de las energías de falla apilamiento de la aleación fabricada.

Las composiciones químicas de las aleaciones fabricadas que se detallaron en la Tabla A.3 que fueron expresadas en fracciones molares Tabla A.4.

Tabla A.3 Composición química de la aleación fabricada expresada en fracción másica.

	C	Mn	Si	Cr	P	S	Fe
Aleación	0,002800	0,211800	0,002000	0,001400	0,000220	0,000010	Bal.

Tabla A.4 Composición química de la aleación fabricada expresada en fracción molar.

	C	Mn	Si	Cr	P	S	Fe
Aleación	0,037693	0,208958	0,002687	0,001762	0,000600	0,000010	Bal.

Tabla A.5 Energía de falla de apilamiento de la aleación calculada a una temperatura de 20°C.

	Aleación
EFA [mJ/m ²]	12,47

Tabla A.6 Resultados de los parámetros implicados en los cálculos de la energía de falla de apilamiento de la aleación fabricada a una temperatura de 20°C.

Parámetro	Aleación
$\rho [mol]$	$2,959059 \times 10^{-5}$
$X_{Fe} \Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-754,56
$X_{Mn} \Delta G_{Mn}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-142,15
$X_{Si} \Delta G_{Si}^{\gamma \rightarrow \epsilon}$	-11,37

$X_{Cr}\Delta G_{Cr}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$	-2,31
$X_C\Delta G_{FeMnX/C}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$	286,63
$X_{Fe}X_{Mn}\Omega_{FeMn}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$	403,28
$X_{Fe}X_{Si}\Omega_{FeSi}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$	16,70
$X_{Fe}X_{Cr}\Omega_{FeCr}^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$	2,39
$\Delta G_{quim.}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} [J/mol]$	-201,39
$T_{Néel}^{\gamma} [K]$	319,15
$T_{Néel}^{\varepsilon} [K]$	122,91
τ^{γ}	0,92
τ^{ε}	2,39
$f^{\Phi}(\tau^{\Phi})$	-0,07354
$f^{\Phi}(\tau^{\Phi})$	-0,00055
p	0,28
D	2,34246
β^{γ}/μ_B	0,51322
$\beta^{\varepsilon}/\mu_B$	0,08013
$G_{mag.}^{\gamma} [J/mol]$	-74,25
$G_{mag.}^{\varepsilon} [J/mol]$	-0,10
$\Delta G_{mag.}^{\gamma\rightarrow\varepsilon} [J/mol]$	74,14
$\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon} [J/mol]$	-127,24
$\sigma^{\gamma/\varepsilon} [mJ/m^2]$	0,010

APENDICE B: CÁLCULO DE LOS ANGULOS DE DIFRACCIÓN PARA DISTINTOS PLANOS CRISTALOGRAFICOS.

Tabla B.1 Parámetros de ensayo DRX.

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

Tabla B.2 Parámetros de rad utilizados en el cálculo de ángulos de difracción.

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

Ecuación B.1 Ecuación de Bragg utilizada para calcular el ángulo de difracción.

$$2 * d_{hkl} * \text{sen}(\theta) = n * \lambda \quad \text{[B.1]}$$

Tabla B.3 Tabla de cálculo de ángulo de difracción para distintos planos cristalográficos FCC. En amarillo se muestran los ángulos que coinciden con los ángulos de los peaks obtenidos experimentalmente.

h	k	l	$h^2+k^2+l^2$	a [nm]	Dhkl	Sen(theta)	Theta [rad]	2Theta [°]	Angulo difracción experimental	Estructura cristalina
1	1	1	3	0,356	0,205	0,375	0,384	44,028	43,435	FCC
2	0	0	4	0,356	0,178	0,433	0,448	51,293	50,380	FCC
2	2	0	8	0,356	0,126	0,612	0,659	75,483	74,450	FCC
3	1	1	11	0,356	0,107	0,718	0,801	91,738	90,085	FCC
2	2	2	12	0,356	0,103	0,750	0,848	97,122	95,545	FCC
4	0	0	16	0,356	0,089	0,866	1,046	119,911		FCC