

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



**UNIVERSIDAD TECNICA
FEDERICO SANTA MARIA**

Análisis del efecto de la velocidad de deformación en un acero TWIP Fe-22Mn-10Cr- 0,6C

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

Profesor Guía: Flavio De Barbieri Boero

**FELIPE IGNACIO GONZÁLEZ CONTRERAS
2024**

DEDICATORIA

A mis padres, Manuel y Olga, a mi hermana, Constanza, mis sobrinos Leonel y Agustina, así como también a mi gran amor Catalina, por acompañarme y darme las fuerzas necesarias para terminar este proceso satisfactoriamente.

AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más sincero agradecimiento a todas las personas que han sido parte fundamental de mi trayectoria académica y personal durante la realización de esta tesis. En primer lugar, a mi familia, especialmente a mis padres, Manuel y Olga, cuyo amor incondicional y sacrificio han sido mi mayor inspiración. A mis hermanos, Constanza y John, les agradezco por su constante apoyo y por ser mi fuente de ánimo en cada desafío que he enfrentado. Constanza y Felipe, su apoyo y los momentos compartidos con mis adorados sobrinos, Leonel y Agustina, han sido un bálsamo en los momentos más difíciles de esta travesía académica.

A mis queridos abuelos, Tata y Mami, les debo una gratitud eterna por su amor, sabiduría y por ser mi guía en todo momento. Cumplir la promesa que les hice de alcanzar mis metas académicas es un honor que me llena de orgullo y gratitud.

Quiero expresar mi profundo agradecimiento a mi profesor guía, Flavio De Barbieri Boero, cuya dedicación y pasión por la metalurgia fueron fundamentales para abrirme los ojos y mostrarme que realmente tenía las capacidades para enfrentar este desafiante proyecto. También deseo reconocer a todos los profesores del DIMM, en especial a la profesora Karem Tello y al estimado profesor Sergio Estay, por compartir sus conocimientos de manera apasionada y por estar siempre dispuestos a aclarar cualquier duda que surgiera en mi camino. Esta investigación no habría sido posible sin el invaluable apoyo, tanto académico como moral, brindado por los miembros del departamento. Quiero expresar mi gratitud especial a Luis Hernández, Linda Mella y Felipe Soto, cuya orientación y ánimo fueron de un valor incalculable durante todo este proceso. Les estaré eternamente agradecido por su generosidad y compromiso ya que sin ustedes este trabajo no hubiera sido posible.

Los amigos son la familia que uno elige, y cada día que pasa confirmo que este dicho es totalmente cierto. Agradezco profundamente a mi círculo inicial, conformado por Diego, Maxi, Pablo U., Rafa y especialmente a Lesther. A pesar de tomar diferentes caminos, nuestra amistad se ha mantenido intacta hasta el día de hoy, y ustedes también forman parte de este logro. A mis Mets, nombraré uno a uno porque es necesario: Jennifer, Juanito, Guille, Pablo C., Martín, Simón, Braian, Antonia, Alexis y Javier. Desde lo más profundo de mi corazón, les agradezco por el apoyo incondicional que me brindaron durante todo este proceso. Nuestros momentos juntos estuvieron llenos de risas y cariño, y les deseo lo mejor, porque se lo merecen con creces.

Por último, pero definitivamente no menos importante, quiero expresar mi profundo agradecimiento a mi gran amor, Catalina. Desde el momento en que llegaste a mi vida, sentí que Dios me había enviado un ángel. Tu increíble amor y apoyo incondicional han sido mi mayor fortaleza a lo largo de nuestra relación. Te amo más de lo que las palabras pueden expresar. Agradezco enormemente haber tenido la oportunidad de conocer a tu familia y sentirme parte de ella. A Ruper, señora Carolina, Daniel, Bastián, Diego y Agustín, les agradezco infinitamente por todo el cariño y apoyo que me han brindado desde el primer día que nos conocimos. A mis queridos 'chipis', Baltazar, Sammy y la niña, los amo con todo mi corazón. Ustedes son parte fundamental de mi vida y siempre lo serán.

RESUMEN

En el marco de esta investigación, se abordó minuciosamente el comportamiento de un acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C en ensayos de tracción sujetos a cuatro diferentes velocidades de deformación. El objetivo central de este estudio consistió en analizar la respuesta de este material ante la deformación plástica y los mecanismos de endurecimiento que entran en juego en este proceso. Para ello, se empleó el cálculo del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación, tanto para el límite elástico o esfuerzo de fluencia, como para una deformación plástica significativa, representada por un grado de 0,17.

De acuerdo con estudios previos, el esfuerzo de fluencia aumentará en menor medida conforme se incremente la velocidad de deformación aplicada. Los resultados obtenidos en este estudio confirmaron esta tendencia, revelando un índice cercano a 0,0064, lo que implica un aumento en el esfuerzo de fluencia, aunque de manera relativamente moderada. Por otro lado, el índice de sensibilidad para la deformación plástica fue negativo, aproximadamente -0,0065, indicando así una disminución en la resistencia del material a medida que la velocidad de deformación aumentaba, aunque este efecto se mostró en un nivel menor.

La influencia del incremento en la velocidad de deformación se evidenció de manera directa en los mecanismos de endurecimiento del acero, especialmente en lo concerniente al envejecimiento por deformación dinámica (Dynamic Strain Aging). Este fenómeno se vio afectado por el aumento en la velocidad de avance de las dislocaciones, lo que redujo el tiempo disponible para el bloqueo proporcionado por las atmósferas formadas por los dipolos de Mn-C. Este efecto se materializó en las curvas esfuerzo-deformación, donde se observó una disminución gradual en la magnitud y frecuencia de las fluctuaciones asociadas al fenómeno PLC (Portevin-Le Chatelier) conforme la velocidad de deformación aumentaba. Esta disminución en la influencia del PLC podría interpretarse como una adaptación del material a las condiciones de deformación más rápidas, donde otros mecanismos de endurecimiento podrían tener una mayor predominancia.

ABSTRACT

Within the framework of this research, the behavior of a TWIP Fe-22Mn-10Cr-0.6C steel in tensile tests subjected to four different strain rates was thoroughly studied. The main objective of this study was to analyze in detail how this material responds to plastic deformation and the hardening mechanisms involved in this process. For this purpose, the calculation of the strain rate sensitivity index was used, both for the elastic limit or yield stress and for significant plastic deformation, represented by a degree of 0.17.

It was expected, based on previous studies, that the yield stress would increase to a lesser extent as the applied strain rate increased. The results obtained in this study confirmed this trend, revealing an index close to 0.0064, which implies an increase in yield stress, although in a relatively moderate manner. On the other hand, the sensitivity index for plastic deformation was negative, approximately -0.0065, thus indicating a decrease in the strength of the material as the strain rate increased, although this effect was shown at a lower level.

The influence of the increase in strain rate was directly evidenced in the hardening mechanisms of the steel, especially with regard to dynamic strain aging (DSA). This phenomenon was affected by the increase in the rate of advance of the dislocations, which reduced the time available for the blocking provided by the atmospheres formed by the Mn-C atoms. This effect materialized in the stress-strain curves, where a gradual decrease in the magnitude and frequency of the fluctuations associated with the PLC (Portevin-Le Chatelier) phenomenon was observed as the strain rate increased. This decrease in the influence of PLC could be interpreted as an adaptation of the material to the faster deformation conditions, where other hardening mechanisms could have a greater predominance.

TABLA DE CONTENIDOS

1. DEDICATORIA.....	2
2. AGRADECIMIENTOS	3
3. RESUMEN	5
4. ABSTRACT	6
5. TABLA DE CONTENIDOS	7
6. ÍNDICE DE TABLAS.....	9
7. ÍNDICE DE FIGURAS	10
8. CAPITULO I: INTRODUCCION	12
1.1 Introducción general	12
1.2 Objetivo general y específicos de la investigación	15
1.2.1 Objetivo general	15
1.2.2 Objetivos específicos	15
9. CAPITULO II: ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS	16
2.1 Desde los aceros al manganeso hasta los aceros TWIP	16
2.2 Efecto de los elementos aleantes en los aceros TWIP	17
2.3 Energía de falla de apilamiento	18
2.4 Fenómenos físicos en los aceros TWIP	23
2.4.1 Deslizamiento de dislocaciones	23
2.4.2 Envejecimiento por deformación dinámico (DSA)	24
2.4.3 Maclado mecánico	28
2.4.4 Identificación de los mecanismos de endurecimiento	31
2.5 Efecto de la velocidad de deformación sobre las propiedades de tracción en aceros TWIP	33
10. CAPITULO III: METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	39
3.1 Obtención de la aleación	39
3.2 Forjado	40
3.3 Laminación en caliente	40
3.4 Fabricación y diseño de las probetas	41
3.5 Ensayo de tracción	42
3.6 Caracterización metalográfica	43

3.6.1	Corte y montaje de muestras.....	43
3.6.2	Lijado y pulido	43
3.6.3	Ataque químico.....	45
3.6.4	Metalografías	45
11.	CAPITULO IV: RESULTADOS Y DISCUSION	46
4.1	O.E.1: Caracterizar microestructuralmente el acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C tanto en su estado inicial como después de cada ensayo de tracción correspondiente a cada una de las velocidades ensayadas.	46
4.1.1	Metalografías en estado inicial	46
4.1.2	Metalografías post-mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).....	47
4.1.3	Metalografías post - mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$).....	48
4.1.4	Metalografías post - mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$).....	49
4.1.5	Metalografías post - mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$).....	50
4.2.1	Cálculo de la energía de falla de apilamiento de la aleación.....	50
4.2.2	Curvas esfuerzo – deformación	51
4.2.3	Índice de endurecimiento por deformación y tasa de endurecimiento ..	56
4.3	O.E.3: Relacionar los mecanismos de deformación con los distintos índices de sensibilidad a la velocidad de deformación del acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C.....	64
12.	CAPITULO V: CONCLUSIONES.....	68
13.	CAPITULO VI: REFERENCIAS	70
14.	CAPITULO VII: ANEXOS	74

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1: Materiales para fabricar el acero	39
Tabla 2: Cálculo de tamaño de grano	47
Tabla 8: Resultados de los ensayos de tracción	51
Tabla 9: Resultados del índice de endurecimiento por deformación	59
Tabla 10: Composición química.....	74
Tabla 11: Fracción molar de cada componente	75
Tabla 12: Parámetros empleados en el cálculo de la EFA	75

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Aporte de la industria minera en el PIB nacional entre los años 2013-2021[1] ..	12
Figura 2: Relación entre elongación y resistencia de aceros utilizados en la industria automovilística [2]	13
Figura 3: Capacidad de absorción de energía de la familia de aceros AHSS[3].....	14
Figura 4: Materiales utilizados en el diseño de automóviles[3]	17
Figura 5: Relación entre la cantidad de cromo y la EFA [8]	18
Figura 6: Secuencias de apilamiento (a) ABCABC; (b) ABAB; (c) Falla de apilamiento en que se remueve el plano C. [9]	19
Figura 7: Disociación de una dislocación perfecta en dos parciales [9]	20
Figura 8: (a) Dislocación perfecta, (b) Dislocación parcial, (c) Dislocación extendida [9] .	21
Figura 9: Energía de apilamiento necesaria para la ocurrencia de los mecanismos de endurecimiento [6] [9]	22
Figura 10: Movimiento derivado del deslizamiento de dislocaciones [15].....	23
Figura 11: (a) Plano de mayor densidad atómica en la estructura FCC, (b) Versión extendida con sus direcciones [15]	24
Figura 12: Efecto de Portevin Le Chatelier en una curva Esfuerzo – Deformación [10]....	25
Figura 13: Curva de un acero TWIP Fe-22Mn-0,6C a diferentes temperaturas evidenciando PLC [16].....	26
Figura 14: Modelo Dastur – Leslie [17]	27
Figura 15: Tipos de PLC [19]	28
Figura 16: (a) Maclado, (b) Deslizamiento [20].....	29
Figura 17: Generación de una macla por movimiento de átomos [11].....	30
Figura 18: Obstaculización del movimiento de una dislocación por un límite de grano [15]	31
Figura 19: Subdivisión de un grano producto del maclado mecánico [18]	31
Figura 20: Etapas del endurecimiento de un acero TWIP [23]	32
Figura 21: Efecto combinado de la temperatura con la velocidad de deformación [10]	34
Figura 22: (a) Curvas de esfuerzo-deformación ingenieril, (b) Curvas esfuerzo-deformación verdadera, (c) Índice de sensibilidad para límite elástico, UTS y elongación a rotura, (d) Índice de sensibilidad para la velocidad de deformación 10^{-2} s^{-1} [24]	36
Figura 23: EBSD de los ensayos de tracción a distintas velocidades de tracción [24].....	38
Figura 24: Probetas de tracción	41
Figura 25: Montaje para un ensayo de tracción	42

Figura 26: Pulidora	43
Figura 27: Izquierda: Aceite mineral, Derecha: Lubricant blue	44
Figura 28: Muestra ya pulida.....	45
Figura 30: Metalografías de estado inicial a un aumento de 50X.	46
Figura 31: Metalografía del borde de grano a 500X	47
Figura 32: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-4} s^{-1} a 100X	48
Figura 33: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-3} s^{-1} a 100X y 500X	49
Figura 34: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-2} s^{-1} a 100X y 500X	49
Figura 35: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-1} s^{-1} a 100X y 500X	50
Figura 36: Curvas de esfuerzo vs deformación a distintas velocidades de deformación ..	52
Figura 37: Efecto PLC en las curvas de esfuerzo vs deformación.....	53
Figura 38: Fluctuaciones en la curva esfuerzo versus deformación a una velocidad de deformación 10^{-2} s^{-1}	55
Figura 39: Fluctuaciones en la curva de esfuerzo versus deformación de la velocidad de deformación 10^{-1} s^{-1}	55
Figura 40: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-4} s^{-1}	57
Figura 41: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-3} s^{-1}	57
Figura 42: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-2} s^{-1}	58
Figura 43: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-1} s^{-1}	58
Figura 44: Curvas de tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a distintas velocidades de deformación	60
Figura 45: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-4} s^{-1}	62
Figura 46: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-3} s^{-1}	62
Figura 47: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-2} s^{-1}	63
Figura 48: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-1} s^{-1}	63
Figura 49: Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación para el límite elástico....	65
Figura 50: Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación para el esfuerzo en un grado de 0,17 de deformación	65

CAPITULO I: INTRODUCCION

1.1 Introducción general

La búsqueda y desarrollo de materiales adecuados son fundamentales en las industrias automotriz y minera. En la automotriz, se necesitan materiales que sean resistentes, ligeros y seguros para garantizar la calidad y eficiencia de los vehículos. Esto implica la necesidad de materiales que sean capaces de resistir impactos, corrosión y que contribuyan a la reducción del peso del vehículo para mejorar la eficiencia del combustible y reducir las emisiones. Además, la seguridad de los ocupantes es un aspecto primordial, por lo que los materiales deben ofrecer una protección óptima en caso de colisión.

En la industria minera, los materiales deben enfrentar condiciones extremas, incluyendo altas temperaturas, abrasión, corrosión y presiones elevadas. Es esencial que estos materiales no solo sean capaces de resistir estas condiciones, sino que también contribuyan a optimizar los procesos de extracción, procesamiento y transporte de minerales, lo que impacta directamente en la productividad y eficiencia de la operación minera. Dado que la industria minera desempeña un papel significativo en la economía de países (Figura 1) como Chile, la optimización de materiales se vuelve aún más crítica, por lo que la eficiencia de los procesos mineros asociados es fundamental para el desarrollo del país.



Figura 1: Aporte de la industria minera en el PIB nacional entre los años 2013-2021[1]

En cualquier proceso de procesamiento de minerales, la reducción de tamaño de la roca obtenida juega un papel crítico. El objetivo principal es lograr el mayor grado posible de

liberación de la mena mineral para facilitar su procesamiento en etapas posteriores. Esta etapa se realiza principalmente mediante chancadores (de mandíbula o de cono) y molinos, donde los materiales que los componen están sometidos a un severo desgaste, cargas variables e impactos durante su funcionamiento.

Es crucial que los materiales utilizados en estas máquinas respondan de manera adecuada a tales exigencias para evitar fallos durante el proceso. Cualquier fallo en esta etapa puede tener un impacto significativo en el rendimiento de la línea productiva y, por ende, generar pérdidas económicas. Por lo tanto, la selección y el uso de materiales resistentes y duraderos en chancadores y molinos son aspectos críticos para garantizar la eficiencia y la rentabilidad de la operación minera.

La investigación en el ámbito de los aceros se ha intensificado debido a los desafíos planteados anteriormente. En la actualidad, se han desarrollado aceros avanzados de alta resistencia conocidos como AHSS (Advanced High Strength Steel) (Figura 2), los cuales combinan una excelente ductilidad con una resistencia mecánica óptima. Estos aceros presentan valores de límite elástico superiores a 550 [MPa] y un esfuerzo máximo (UTS) de alrededor de 1000 [MPa]. Dentro de la familia de los AHSS, se encuentran los aceros Dual Phase (DP), TRIP (Transformation Induced Plasticity), Complex Phase (CP), martensíticos (MS) y TWIP (Twinning Induced Plasticity). Estos últimos son aceros austeníticos con un alto contenido de manganeso, donde este representa más del 15% del peso de la aleación, además de con otros elementos como el carbono, aluminio, cromo, entre otros. [2]

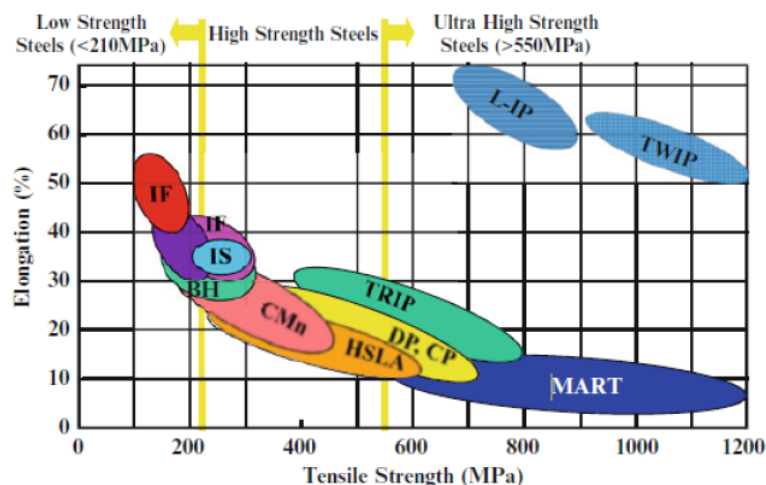


Figura 2: Relación entre elongación y resistencia de aceros utilizados en la industria automovilística [2]

Estos aceros exhiben un alto grado de ductilidad combinado con una excelente resistencia máxima, gracias a los mecanismos de deformación plástica presentes, como el maclado mecánico, deslizamiento de dislocaciones y envejecimiento por deformación dinámica. La activación de estos mecanismos está condicionada por factores como la composición química, la energía de falla de apilamiento (EFA) y la temperatura. Además, es importante resaltar que estos aceros son de naturaleza austenítica, una fase estabilizada por los niveles de manganeso y carbono presentes en su composición química.

Los aceros TWIP representan un material de estudio sumamente interesante, en específico para su aplicación en las industrias mencionadas anteriormente, principalmente en el área minera. Esto se debe a su notable capacidad de absorción de energía durante la deformación plástica, una cualidad crucial para su desempeño en equipos relacionados con dicha industria. La deformación plástica y la consiguiente absorción de energía son aspectos críticos para el funcionamiento efectivo de estos equipos.

Un ejemplo claro de esto se observa en la Figura 3, donde queda de manifiesto que los aceros TWIP ofrecen una mayor absorción de energía en comparación con otros aceros de su misma familia. Este hecho ratifica su idoneidad para la aplicación mencionada anteriormente en la industria minera.

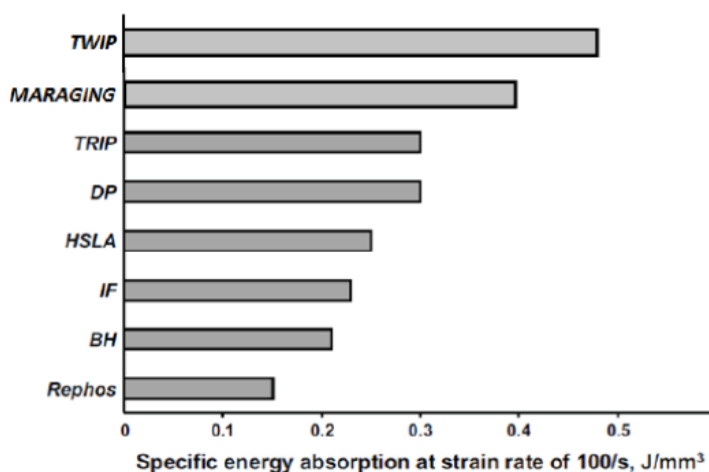


Figura 3: Capacidad de absorción de energía de la familia de aceros AHSS[3]

1.2 Objetivo general y específicos de la investigación

1.2.1 Objetivo general

- Determinar los mecanismos de deformación en el acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C a distintas velocidades de deformación mediante el análisis mecánico y estructural.

1.2.2 Objetivos específicos

- Caracterizar microestructuralmente el acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C tanto en su estado inicial como después de cada ensayo de tracción correspondiente a cada una de las velocidades ensayadas.
- Analizar el efecto de la velocidad de deformación en las propiedades mecánicas y mecanismos de endurecimiento del acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C mediante ensayos de tracción realizados a cuatro velocidades de deformación distintas.
- Relacionar los mecanismos de deformación con los distintos índices de sensibilidad a la velocidad de deformación del acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C.

CAPITULO II: ANTECEDENTES BIBLIOGRÁFICOS

2.1 Desde los aceros al manganeso hasta los aceros TWIP

En el ámbito del desarrollo de nuevos materiales, particularmente aceros, para satisfacer los requerimientos ingenieriles en diversas aplicaciones, se busca la creación de materiales con un equilibrio óptimo entre resistencia y ductilidad. Esta búsqueda es altamente desafiante, ya que ambas propiedades suelen ser inversamente proporcionales en muchos casos. Es por esto por lo que se está impulsando el desarrollo de aceros con una matriz austenítica o predominantemente austenítica. Estos aceros ofrecen una alta capacidad de endurecimiento por deformación durante su aplicación, lo que resulta en una combinación excepcional de resistencia y ductilidad.

Entre los aceros utilizados actualmente en industrias como la minería, durante las etapas de reducción de tamaño, se encuentran los aceros Hadfield. Estos aceros, con un alto contenido de manganeso y carbono (10-14% y 1,0-1,4% respectivamente), llevan el nombre de su descubridor, Sir Robert Hadfield. Fueron desarrollados a finales de 1878 a través de una serie de combinaciones que resultaron en la obtención de aceros con una notable tenacidad, gracias a los altos contenidos de manganeso que superan el 10% en peso de la aleación. Este logro condujo a la obtención de la patente para aceros con un contenido de manganeso que varía entre el 7% y el 20% de este elemento.[4]

Además, la microestructura de estos aceros fue completamente descrita años más tarde, específicamente en 1929 por Hall y Krivobok [5]. Revelaron en detalle una microestructura completamente austenítica después de un tratamiento térmico por encima de los 500°C, seguido de un enfriamiento rápido mediante temple. La presencia de esta fase austenítica está directamente relacionada con el porcentaje de manganeso y carbono en el acero, como lo señalaron Tofaute y Linden en 1936 [5]. Estos investigadores establecieron que el contenido de manganeso y carbono estabilizaría esta fase de acuerdo con la siguiente relación [5]:

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

En resumen, de los aceros con alto contenido de manganeso surgen los aceros TWIP, los cuales se utilizan actualmente en industrias como la de defensa y la automotriz (Figura 4) debido a su capacidad para ofrecer una resistencia notable sin comprometer la ductilidad.

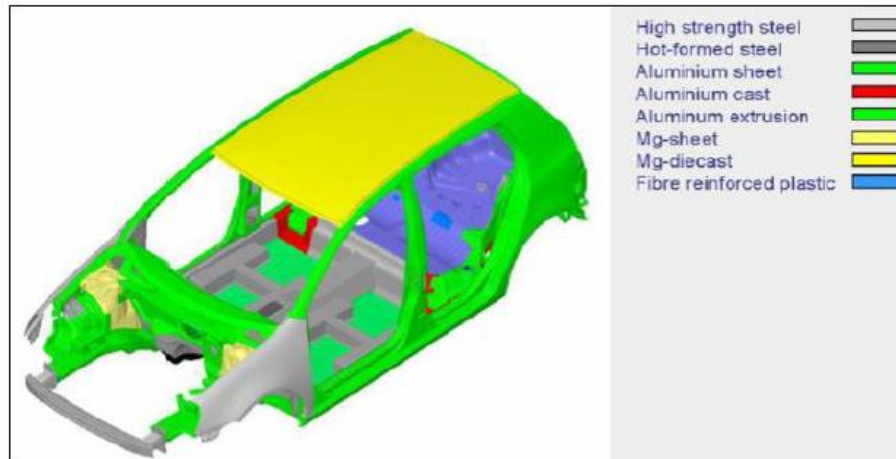


Figura 4: Materiales utilizados en el diseño de automóviles[3]

2.2 Efecto de los elementos aleantes en los aceros TWIP

Los elementos aleantes desempeñan un papel fundamental en las propiedades de estos aceros. El manganeso, por ejemplo, estabiliza la microestructura austenítica cuando su contenido está dentro del rango recomendado de 15 a 30% en peso. Por debajo de este rango, existe la posibilidad de que aparezca una segunda fase frágil, conocida como α -martensita. Por otro lado, si el contenido de manganeso excede el límite superior mencionado, puede formarse otra fase frágil, denominada β -Mn, en la microestructura. [6]

El manganeso también interactúa formando pares o dipolos con los átomos de carbono, que tienen un carácter intersticial. Estos átomos de soluto difunden desde intersticios de tipo octaédrico a uno tetraédrico, lo que da lugar a la formación de atmósferas de Cottrell. Estas atmósferas corresponden a una distribución o segregación de átomos de soluto, en este caso, los dipolos de Mn-C, cerca de las dislocaciones durante el deslizamiento inducido por la deformación plástica[7]. Esto genera un obstáculo considerable al paso de las dislocaciones, lo que resulta en un continuo anclaje y liberación de las dislocaciones, un fenómeno conocido como envejecimiento por deformación dinámica o DSA, que se abordará en detalle más adelante en este trabajo.

Además de desencadenar el fenómeno mencionado anteriormente, el carbono contribuye a la estabilidad de la austenita en la microestructura, en conjunto con el endurecimiento por solución sólida de la aleación, un efecto compartido por otros elementos como el aluminio y el silicio.

Por otro lado, el cromo puede mejorar la resistencia de la aleación frente a la corrosión; sin embargo, también afectará la energía de falla de apilamiento (EFA). Según la Figura 5, a medida que aumenta el porcentaje de este elemento, la energía disminuirá, lo que, como se discutirá en secciones posteriores, puede influir en los mecanismos de deformación del acero.

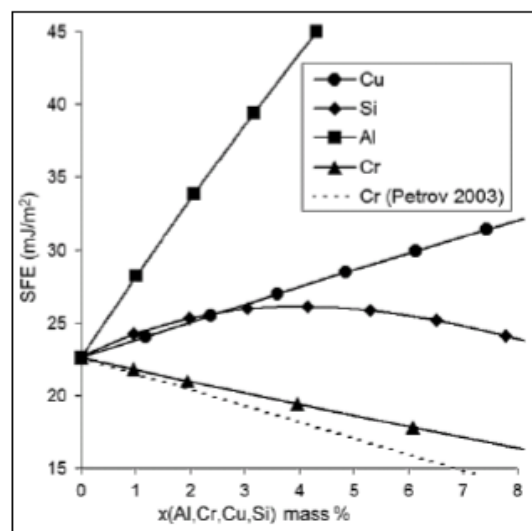


Figura 5: Relación entre la cantidad de cromo y la EFA [8]

2.3 Energía de falla de apilamiento

Esta energía ejerce una influencia directa sobre los diversos fenómenos y comportamientos que tienen lugar en una estructura FCC cuando se somete a una deformación específica. Para comprender el origen de esta energía de manera más clara, es fundamental examinar el deslizamiento de dislocaciones en una estructura FCC. Este fenómeno interrumpe la secuencia de apilamiento ABCABCABC característica de esta disposición atómica, al quitar uno de sus planos y dando lugar a la formación de una estructura alternativa. Esta nueva estructura adopta una configuración del tipo HCP debido a la ausencia del plano C, lo que resulta en una secuencia de apilamiento ABABAB [9]. Gráficamente, este proceso se ilustra en la Figura 6 donde se observa el cambio generado por la eliminación de un plano en la secuencia de apilamiento, creando una región con una estructura diferente.

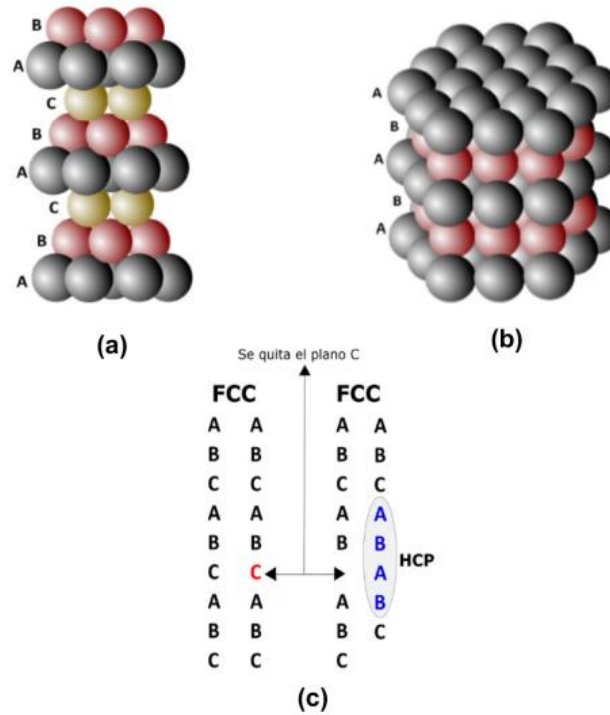


Figura 6: Secuencias de apilamiento (a) ABCABC; (b) ABAB; (c) Falla de apilamiento en que se remueve el plano C. [9]

En un cristal FCC, el deslizamiento de dislocaciones se produce en el sistema asociado a la familia de direcciones $\langle 110 \rangle$, perteneciente a la familia de planos $\{111\}$, con un vector de Burgers, $b = (a_0/2) \langle 110 \rangle$, donde a_0 representa el parámetro de red. La dislocación perfecta, al ser energéticamente favorable, se divide en dos dislocaciones parciales de igual signo, lo que reduce la energía elástica asociada a la aparición de estas dislocaciones. Estas dislocaciones se conocen como dislocaciones de Shockley [10]. Al analizar tanto la geometría como la energía de este proceso, se observa que el vector asociado a una dislocación perfecta en una estructura FCC es $\frac{1}{2} [\bar{1}10]$, el cual se divide para generar las dislocaciones parciales según la siguiente ecuación:

$$\frac{1}{2} [\bar{1}10] = \frac{1}{6} [\bar{1}2\bar{1}] + \frac{1}{6} [\bar{2}11] \quad [2.2]$$

Según Dieter [10], la energía asociada a una dislocación es proporcional al cuadrado del vector de Burgers asociado a ella. Por lo tanto, la comparación del requerimiento energético para el deslizamiento de una dislocación perfecta versus su disociación en dislocaciones parciales se ilustra en las ecuaciones 2.3 y 2.4 respectivamente. [10]

$$\frac{1}{2}[\bar{1} 1 0] = \frac{1}{4} \cdot 2 = \frac{1}{2} \quad [2.3]$$

$$\frac{1}{6}[\bar{1} 2 \bar{1}] + \frac{1}{6}[\bar{2} 1 1] = \frac{1}{36} \cdot 6 + \frac{1}{36} \cdot 6 = \frac{1}{3} \quad [2.4]$$

[10]
Debido a que el requerimiento energético es menor para la disociación en dislocaciones parciales, este tipo de deslizamiento predomina durante la deformación. La disociación genera una alteración en la secuencia de apilamiento de los planos de la estructura, como se muestra en la Figura 7. Como resultado de esta alteración, se produce un incremento en la energía debido a la repulsión entre las dislocaciones parciales de igual signo, un aumento que se intensifica a medida que estas se acercan entre sí, como se aprecia en la Figura 8. Este aumento energético se equilibra mediante una energía por unidad de área denominada Energía de Falla de Apilamiento (EFA) [11]. Es importante destacar que, como se mencionó anteriormente, estas dislocaciones pueden experimentar un deslizamiento cruzado, cambiando de plano al encontrarse con un obstáculo en su trayectoria.

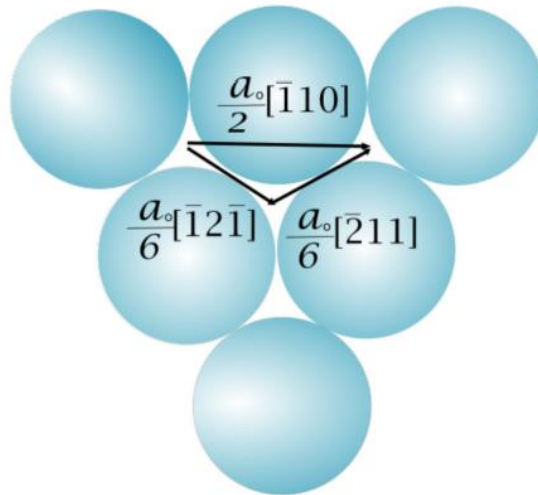


Figura 7: Disociación de una dislocación perfecta en dos parciales [9]

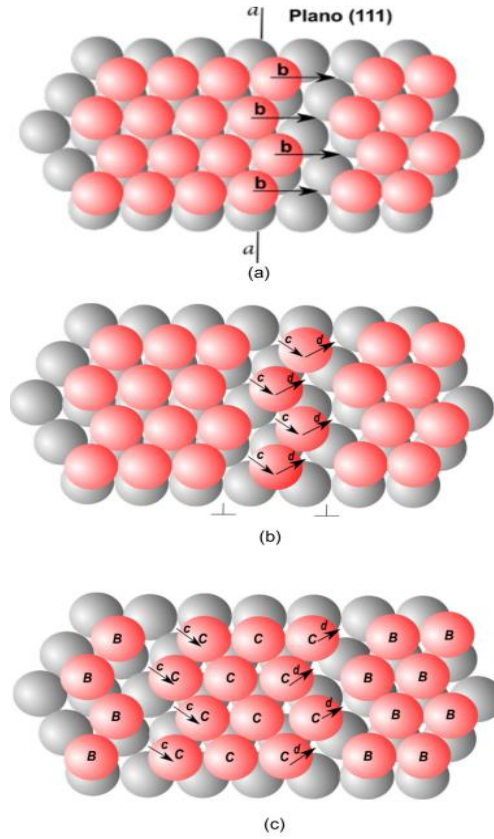


Figura 8: (a) Dislocación perfecta, (b) Dislocación parcial, (c) Dislocación extendida [9]

El cálculo de esta energía se puede realizar considerando la diferencia entre la energía de un cristal que posee una falla de apilamiento y la correspondiente a un cristal perfecto, expresadas ambas por unidad de área [12], como se observa en la siguiente expresión:

$$EFA = \frac{E_{\text{Cristal con falla}} - E_{\text{Cristal perfecto}}}{A} \quad [2.5]$$

Para su cálculo, Olson y Cohen [13] desarrollaron un modelo termodinámico en el que la Energía de Falla de Apilamiento (EFA) se determina como la diferencia de energías libres de Gibbs entre las fases ϵ_{HCP} y γ_{FCC} (véase ecuación 2.6). Este modelo se fundamenta en la reinterpretación de Hirth [12] de una falla de apilamiento intrínseca como un embrión de martensita de estructura HCP.

$$EFA = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad [2.6]$$

En donde:

- ρ : Densidad superficial de los átomos en la familia de planos $\{1\ 1\ 1\}$
- $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$: Cambio en la energía libre de Gibbs que se requiere para que ocurra la transformación de austenita (FCC) a martensita ϵ (HCP)
- $\sigma^{\gamma/\epsilon}$: Energía por unidad de área de la intercara de $\{1\ 1\ 1\}$ entre la austenita y la martensita ϵ

Por último, como se mencionó anteriormente, el valor de esta energía proporciona información sobre los mecanismos que operan durante el proceso de deformación plástica del metal. Esto permite entender mejor lo que está sucediendo en el material y ayuda a interpretar los valores de sus propiedades mecánicas, incluida la tasa de endurecimiento en función de su deformación. La Figura 9 puede proporcionar una visualización adicional de estos conceptos.

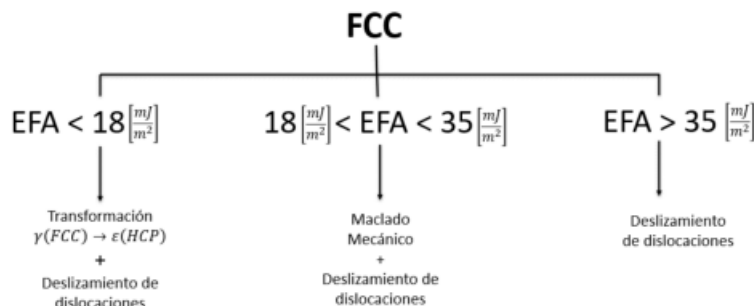
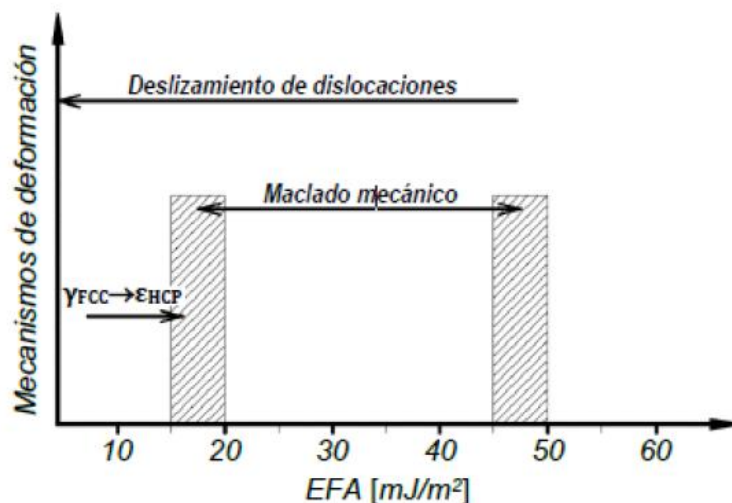


Figura 9: Energía de apilamiento necesaria para la ocurrencia de los mecanismos de endurecimiento [6] [9]

2.4 Fenómenos físicos en los aceros TWIP

2.4.1 Deslizamiento de dislocaciones

Las dislocaciones, definidas como defectos de red de carácter lineal, desempeñan un papel fundamental en casi todos los aspectos relacionados con la deformación plástica [14]. Su deslizamiento ocurre cuando la tensión aplicada sobre el material supera el esfuerzo de cizallamiento crítico, lo que permite el avance de los átomos que la componen en una distancia correspondiente a un número entero de la distancia atómica dentro del plano de deslizamiento. En la Figura 10, se puede observar el movimiento característico derivado del deslizamiento de las dislocaciones.

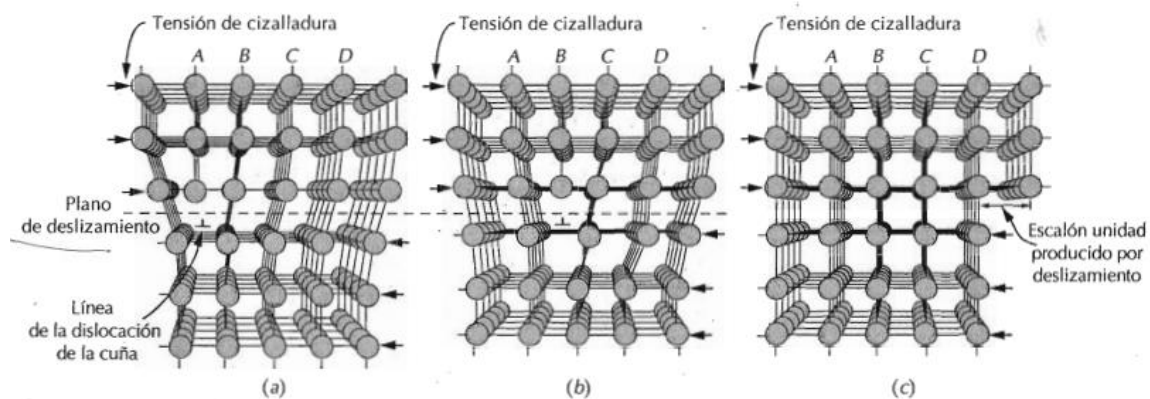


Figura 10: Movimiento derivado del deslizamiento de dislocaciones [15]

Estos defectos de red lineales se deslizan a lo largo del plano que presente la mayor densidad atómica, dependiendo de la estructura cristalina del material. Por ejemplo, la familia de planos $\{111\}$ corresponde a una celda unitaria de tipo FCC (Figura 11), común en una microestructura austenítica. Junto con el plano de deslizamiento, la dirección de deslizamiento conforma lo que se denomina un sistema de deslizamiento.

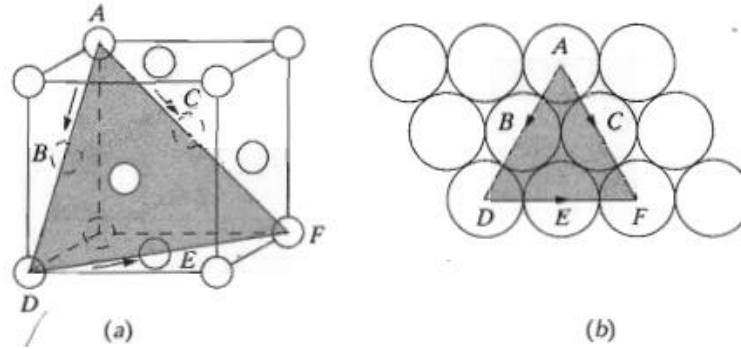


Figura 11: (a) Plano de mayor densidad atómica en la estructura FCC, (b) Versión extendida con sus direcciones [15]

Dentro del deslizamiento de un frente de dislocaciones, se encuentran dos tipos principales: deslizamiento de tipo planar y cruzado. En primer lugar, el deslizamiento de tipo planar implica que las dislocaciones permanezcan en el mismo plano en el que se formaron. Este fenómeno es común en las dislocaciones parciales y ocurre cuando encuentran un obstáculo que les impide avanzar. La incapacidad para cambiar de plano hace que la dislocación se divida o disocie en dos de igual signo. Estos obstáculos pueden incluir bordes de grano, segundas fases, maclas, entre otros.

Por otro lado, el deslizamiento cruzado ocurre cuando el frente de dislocaciones, al encontrarse con un obstáculo, puede cambiar de plano de deslizamiento si es energéticamente favorable y si el vector de Burgers de ambos planos involucrados es compatible. Un ejemplo claro de esto se observa en los metales puros, donde la energía de falla de apilamiento es lo suficientemente alta para que el cambio de plano de deslizamiento sea energéticamente favorable. Este tipo de deslizamiento permite un mayor grado de libertad al movimiento de dislocaciones, lo que se traduce en la formación de arreglos complejos que evolucionan a medida que la deformación plástica continúa, aumentando así la densidad de estos defectos lineales.

2.4.2 Envejecimiento por deformación dinámico (DSA)

Se conocen dos tipos de fenómenos de envejecimiento en un material. Por un lado, está el asociado a un material que se somete a cierto nivel de deformación plástica y luego se le aplica un tratamiento de envejecimiento por un periodo de tiempo determinado. El fundamento detrás de dicho envejecimiento radica en la difusión de átomos de soluto hacia las dislocaciones durante el proceso de envejecimiento del material, formando las atmósferas de Lomer-Cottrell, las cuales impiden el libre deslizamiento de las dislocaciones.

Este bloqueo o anclaje de las dislocaciones hace necesario aplicar un mayor esfuerzo para reiniciar su deslizamiento, lo que se traduce en un aumento del UTS (Ultimate Tensile Strength), así como en la temperatura de transición dúctil-frágil. Sin embargo, al mismo tiempo, reduce la ductilidad del material.[11]

Por otro lado, el mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico difiere del mecanismo anterior. En este caso, el envejecimiento tiene lugar durante la deformación plástica del material, ya que los átomos de soluto presentan una mayor movilidad que las dislocaciones, lo que les permite obstaculizar su movimiento durante la deformación plástica. Como resultado, para que las dislocaciones puedan continuar su movimiento, es necesario aplicar un mayor esfuerzo. Este continuo bloqueo y desbloqueo del deslizamiento de las dislocaciones se refleja en la curva de esfuerzo-deformación como un flujo aserrado o discontinuo, fenómeno conocido como el efecto de Portevin-Le Chatelier, el cual se ilustra en la Figura 12.

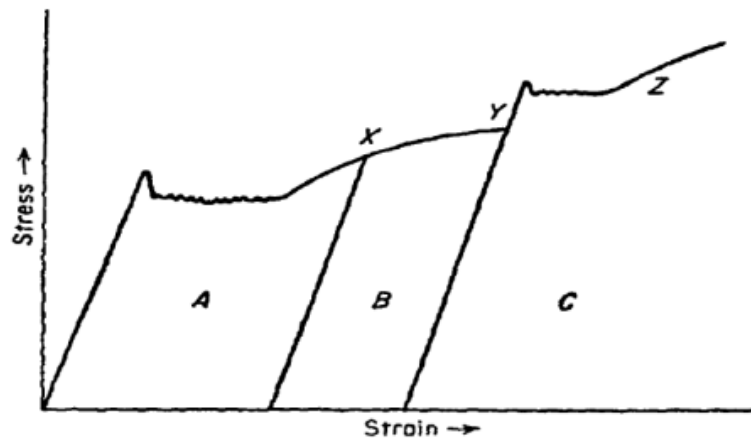


Figura 12: Efecto de Portevin Le Chatelier en una curva Esfuerzo – Deformación [10]

Este mecanismo de deformación está fuertemente influenciado por factores como la temperatura y la velocidad de deformación aplicada. Esto se debe a que ocurre cuando la difusividad de los átomos de soluto se iguala o se asemeja a la velocidad de avance de las dislocaciones. La difusividad de los átomos de soluto depende de la temperatura, ya que es un fenómeno termo-activado, mientras que la velocidad de avance de las dislocaciones es sensible a los cambios en la velocidad de deformación. Este fenómeno ha sido estudiado en profundidad por Allain et al., quienes observaron la ocurrencia del DSA en un acero TWIP con composición Fe-22Mn-0,6C en un amplio rango de temperaturas, como se muestra en la Figura 13. Se observa que, a medida que aumenta la temperatura aplicada

Es importante destacar que, si bien el mecanismo de envejecimiento por deformación dinámica (DSA) contribuye a la tasa de endurecimiento de los aceros TWIP, no es el mecanismo predominante en ellos. Esto es evidente al considerar que los aceros al manganeso, como los Hadfield, presentan composiciones químicas similares en términos de los elementos constituyentes y también exhiben mecanismos de endurecimiento similares, aunque en estos aceros el mecanismo predominante no es el mismo.

endurecimiento del acero se mantuvo, lo que sugiere que, si bien el maclado mecánico contribuye al endurecimiento del material, lo hace en una proporción considerablemente menor que el DSA.

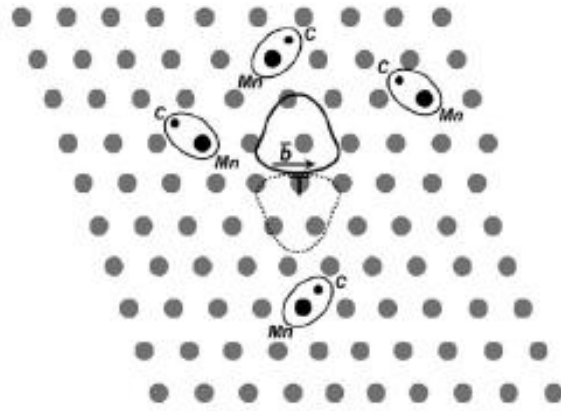


Figura 14: Modelo Dastur – Leslie [17]

Como se mencionó anteriormente, el efecto PLC se manifiesta en la curva de esfuerzo-deformación durante la deformación plástica, pero este flujo discontinuo puede encontrarse en tres tipos de bandas según la nucleación de las aserraduras, así como su morfología y continuidad. En primer lugar, están las bandas de tipo A, que surgen a velocidades moderadas de deformación ($\dot{\epsilon} \geq 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) y temperaturas bajas, y se propagan de manera continua. Las bandas de tipo B se forman en condiciones similares a las de tipo A, pero su nucleación y propagación son discontinuas y suelen originarse a partir de una banda preexistente [18]. Por último, las bandas de tipo C aparecen a velocidades muy bajas de deformación ($\dot{\epsilon} \leq 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) y a temperaturas más altas, surgiendo de forma aleatoria sin propagarse, con una diferencia en el esfuerzo aplicado que indica su nucleación. Los tres tipos de bandas se pueden observar en la Figura 15.

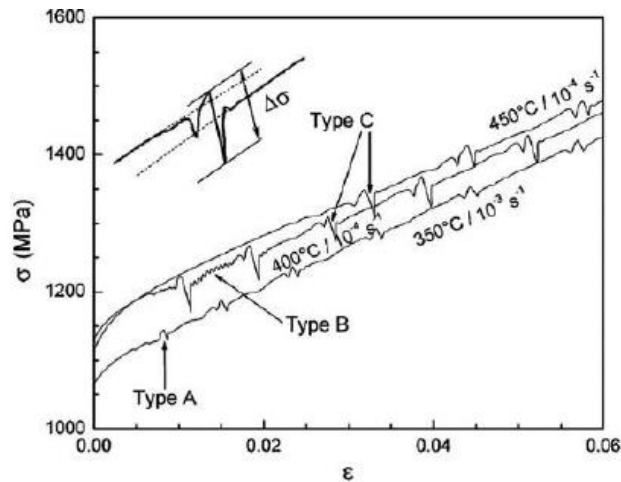


Figura 15: Tipos de PLC [19]

2.4.3 Maclado mecánico

La formación de una macla mecánica ocurre debido a la aplicación de un esfuerzo de corte simple homogéneo a la red, donde la región maclada experimenta un cambio de forma a nivel macroscópico, descrito por el mismo cizallamiento. Es crucial distinguir este fenómeno del deslizamiento de dislocaciones, donde la principal diferencia radica en que, en este último, la deformación ocurre en planos individuales de la red. En el deslizamiento, si se mide el plano de deslizamiento, el cizallamiento puede ser mucho mayor que la distancia interplanar [11] y dependerá de la cantidad de dislocaciones generadas durante la deformación. Por otro lado, el cizallamiento asociado al maclado mecánico se distribuye uniformemente sobre un volumen específico en lugar de estar localizado en un número discreto de planos de deslizamiento, como se muestra en la Figura 16. Es importante destacar que, en el caso del maclado, los átomos se desplazan una fracción del espaciamiento atómico, lo que resulta en una deformación considerablemente menor en comparación con el deslizamiento de dislocaciones.

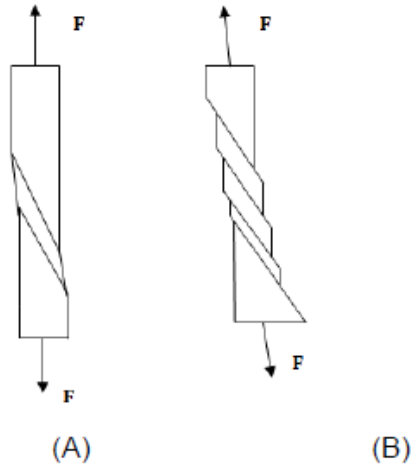


Figura 16: (a) Maclado, (b) Deslizamiento [20]

Para ilustrar el concepto de maclado mecánico, se presenta la Figura 17 que lo esquematiza. En el esquema superior, se muestra un arreglo atómico sin aplicar cizallamiento o corte alguno. En contraste, el esquema inferior representa el resultado de aplicar cizallamiento al arreglo mencionado. La formación de la macla implica la rotación de cada átomo en el área sometida a la deformación provocada por el cizallamiento, en relación con un eje perpendicular al plano de la hoja. Además, se observa que el arreglo atómico rotado, es decir, la macla, y el arreglo atómico original son imágenes especulares, orientadas simétricamente con respecto a un plano de simetría conocido como plano de maclado.

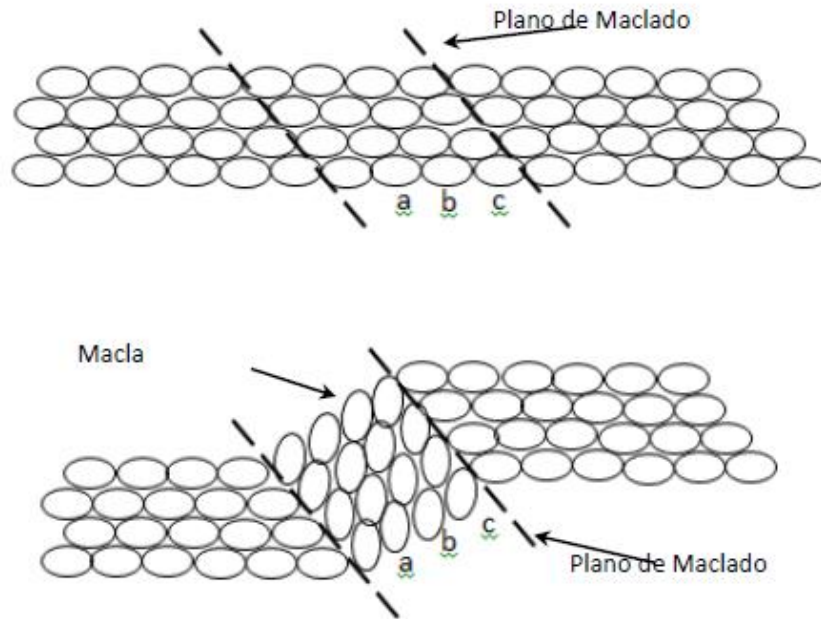


Figura 17: Generación de una macla por movimiento de átomos [11]

Como resultado del maclado mecánico, surge lo que se conoce como el efecto dinámico de Hall-Petch [21], donde durante la deformación del metal, las maclas formadas debido a esta deformación plástica funcionan como límites de grano. Este proceso conduce a una disminución continua en el tamaño de grano del material, lo que resulta en un aumento de su resistencia debido a la mayor cantidad de obstáculos (véase Figura 18) que impiden el movimiento libre de las dislocaciones. Las maclas contribuyen a la reducción de la distancia efectiva entre las dislocaciones al subdividir el grano (véase Figura 19). Es importante tener en cuenta que estos mecanismos, tanto el deslizamiento de dislocaciones como el maclado mecánico, operan simultáneamente dependiendo de los valores de la EFA, hasta que finalmente se produce la ruptura del material.

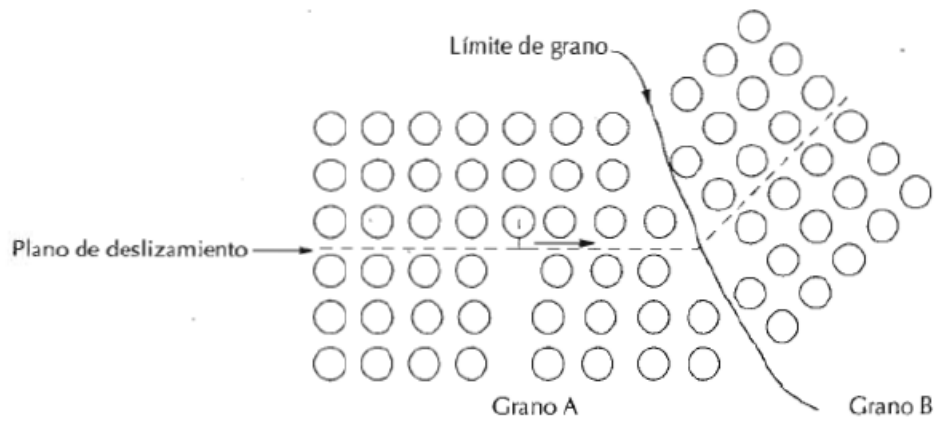


Figura 18: Obstaculización del movimiento de una dislocación por un límite de grano [15]

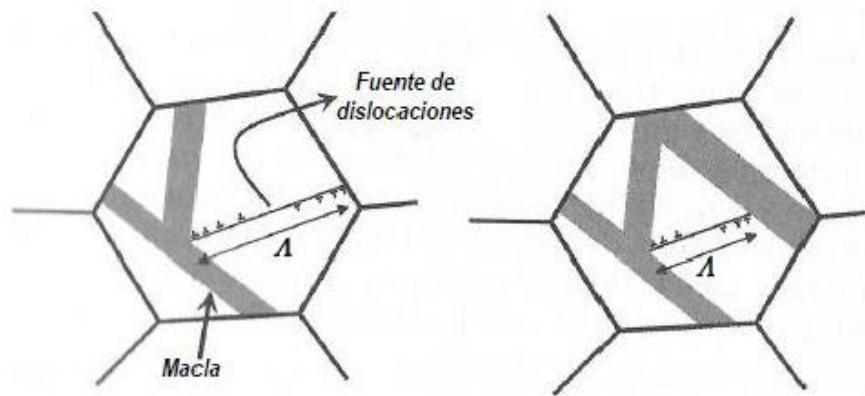


Figura 19: Subdivisión de un grano producto del maclado mecánico [18]

2.4.4 Identificación de los mecanismos de endurecimiento

Durante la deformación plástica de estos materiales, con la consideración del valor de la energía de falla de apilamiento, se observan distintos mecanismos interaccionando entre sí, como se explicó anteriormente. Por un lado, identificar la presencia de DSA en algunos ensayos de tracción no resulta una tarea compleja, ya que se puede distinguir fácilmente como un flujo discontinuo que sigue un patrón en la deformación plástica de la curva. Sin embargo, en el caso del maclado, no es tan sencillo determinar cuándo comienza a actuar y cuándo se detiene.

Kalidindi et al. [22] llevaron a cabo un análisis basado en la curva de la razón de endurecimiento, que se deriva del esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera, identificando cuatro zonas en dicha curva detalladas en la Figura 20.

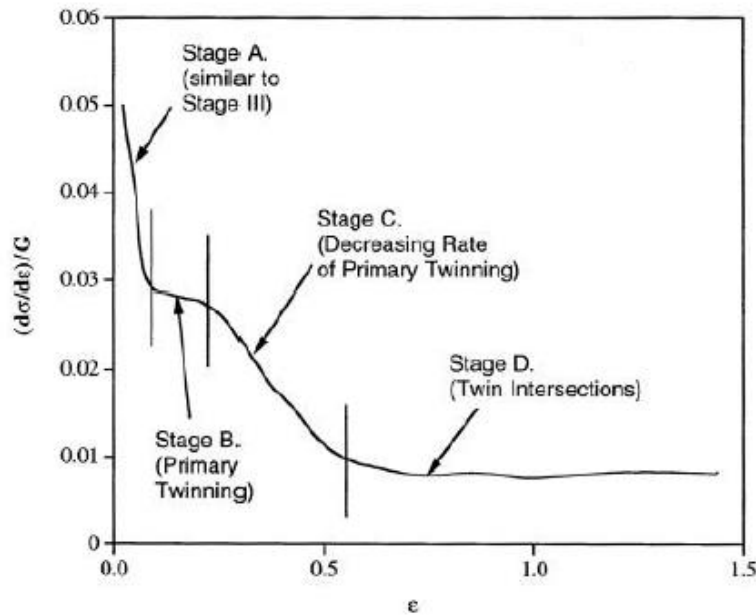


Figura 20: Etapas del endurecimiento de un acero TWIP [23]

En donde:

- Etapa A: Se observa una disminución continua y significativa del endurecimiento por deformación debido a la aniquilación de dislocaciones de tornillo de signo opuesto. Es importante destacar que esta etapa es de corta duración y no evidencia la presencia de maclado mecánico.
- Etapa B: Se inicia con el esfuerzo que induce la nucleación de maclas mecánicas, lo que provoca un aumento inicial en la tasa de endurecimiento, seguido de una estabilización o un leve declive en algunos casos. Es relevante mencionar que el aumento no siempre es abrupto al comienzo de esta etapa.
- Etapa C: La tasa de endurecimiento disminuye gradualmente a medida que progresa la deformación, debido a la reducción en la formación de maclas mecánicas por el aumento de bordes de maclas en el grano austenítico. Esto resulta en un incremento del esfuerzo crítico necesario para formar nuevas maclas.
- Etapa D: Esta etapa comienza con la activación del sistema de maclado secundario, donde se nuclea maclado con orientaciones cristalográficas diferentes, aparentemente interrumpiendo las maclas primarias. El sistema se caracteriza por la presencia de múltiples maclas en el grano austenítico, lo que limita o reduce las

distancias efectivas de deslizamiento y, por ende, la tasa de endurecimiento, que se estabiliza posteriormente. Es importante mencionar que esta etapa puede no manifestarse en todos los aceros TWIP. [18]

2.5 Efecto de la velocidad de deformación sobre las propiedades de tracción en aceros TWIP

La velocidad o tasa de deformación de un material puede tener un impacto significativo en su comportamiento en términos de resistencia. La velocidad de deformación se define como se muestra en la ecuación 2.7 y se expresa comúnmente en unidades "por segundo":

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} \quad [2.7]$$

Se debe tener en cuenta que el diferencial de la deformación corresponde al de la deformación verdadera, en donde se tiene directa influencia del largo instantáneo de la probeta y no del largo inicial bajo norma que se encuentra en lo que corresponde a la deformación ingenieril. Para ejemplificar lo anterior, en la ecuación 2.8 se denota la obtención de la velocidad de deformación real a partir de la velocidad del cabezal:

$$v = \frac{dL}{dt} \text{ (velocidad del cabezal)}$$

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d[\ln(\frac{L}{L_0})]}{dt} = \frac{1}{L} * \frac{dL}{dt} = \frac{v}{L} \quad [2.8]$$

Por lo tanto, es crucial controlar la velocidad del cabezal para mantener la velocidad de deformación constante, de lo contrario, la velocidad tenderá a disminuir constantemente a medida que el largo instantáneo L aumenta durante la deformación plástica del material. Es importante destacar que esta tarea no resulta complicada si se dispone de las herramientas adecuadas. En caso de que el control del movimiento del cabezal no sea óptimo, se pueden utilizar otras herramientas, como un extensómetro, para garantizar una medición precisa y consistente.

En la Figura 21, se puede observar el efecto de este parámetro en una muestra de cobre. Esto indica que la sensibilidad al cambio en la velocidad de deformación varía notablemente dependiendo de la temperatura a la que se realiza el ensayo. Se observa que esta sensibilidad aumenta a medida que aumenta la temperatura del ensayo.

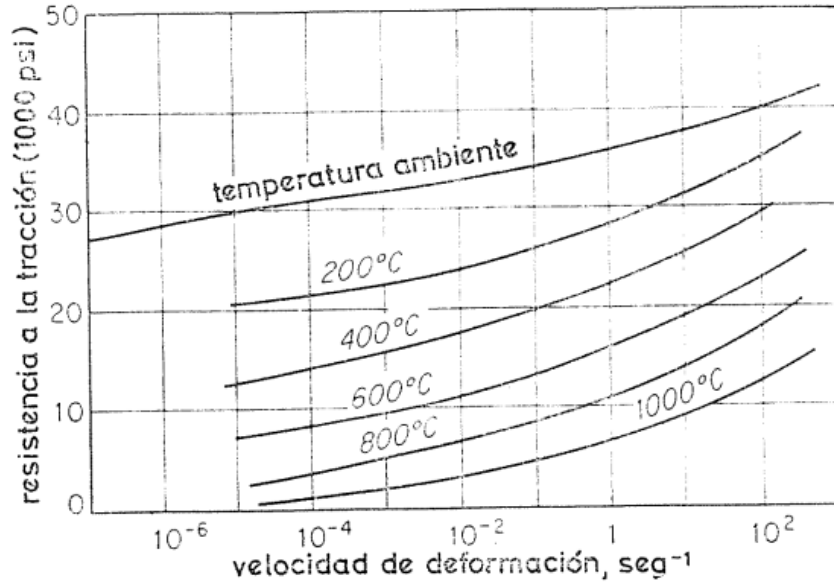


Figura 21: Efecto combinado de la temperatura con la velocidad de deformación [10]

Una relación directa entre un esfuerzo dado (en el rango plástico homogéneo) y la velocidad de deformación a temperatura y deformación constante se observa en la ecuación 2.9:

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

Donde m es conocido como el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación, el cual se obtiene a partir de la pendiente de una curva $\log \sigma$ vs $\log \dot{\epsilon}$ a distintas velocidades con el mismo nivel de deformación. Una forma más precisa de obtener este índice es realizando un ensayo en el que la velocidad de deformación varíe, manteniendo constante la deformación y la temperatura, como se muestra en la ecuación 2.10:

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

Este índice de sensibilidad tiende a ser bajo en los metales ($<0,1$) a temperatura ambiente, pero aumenta con la temperatura, especialmente cuando esta supera la mitad de la temperatura de fusión absoluta.[10]

El valor del índice de sensibilidad se asocia a la movilidad de las dislocaciones, en donde esta última a su vez depende del esfuerzo aplicado, lo cual se observa en la siguiente ecuación:

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

En esta expresión, A es una constante, $v_{dislocaciones}$ representa la movilidad de las dislocaciones, σ es el esfuerzo aplicado, y m' es el parámetro microscópico del índice de sensibilidad. Por otro lado, la velocidad de deformación está relacionada con la movilidad según la siguiente expresión:

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

En donde b corresponde al vector de Burgers y ρ la densidad de dislocaciones, a su vez, el parámetro microscópico se puede relacionar, siempre y cuando la densidad de dislocaciones se mantenga constante, con el índice de sensibilidad mediante lo siguiente:

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

En el contexto de los aceros TWIP, resulta crucial analizar su respuesta frente a diferentes velocidades de deformación, especialmente en relación con las aplicaciones previamente mencionadas. Un estudio significativo que abordó este aspecto en profundidad fue realizado por Bian et al. [24]. En este estudio, se examinó un acero TWIP de Fe-23Mn-0,6C que fue sometido a cuatro velocidades de deformación distintas, desde 10^{-4} hasta 10^{-1} s^{-1} . Los resultados revelaron una ligera disminución tanto en el UTS como en la elongación a la rotura, lo que se reflejó en un índice de sensibilidad negativo para estas propiedades. Además, se observó un índice de sensibilidad positivo para el esfuerzo de fluencia de la aleación. Es importante destacar que el esfuerzo necesario para alcanzar una deformación

superior al 20% aumentó a medida que disminuyó la velocidad de deformación, como se muestra en la Figura 22.

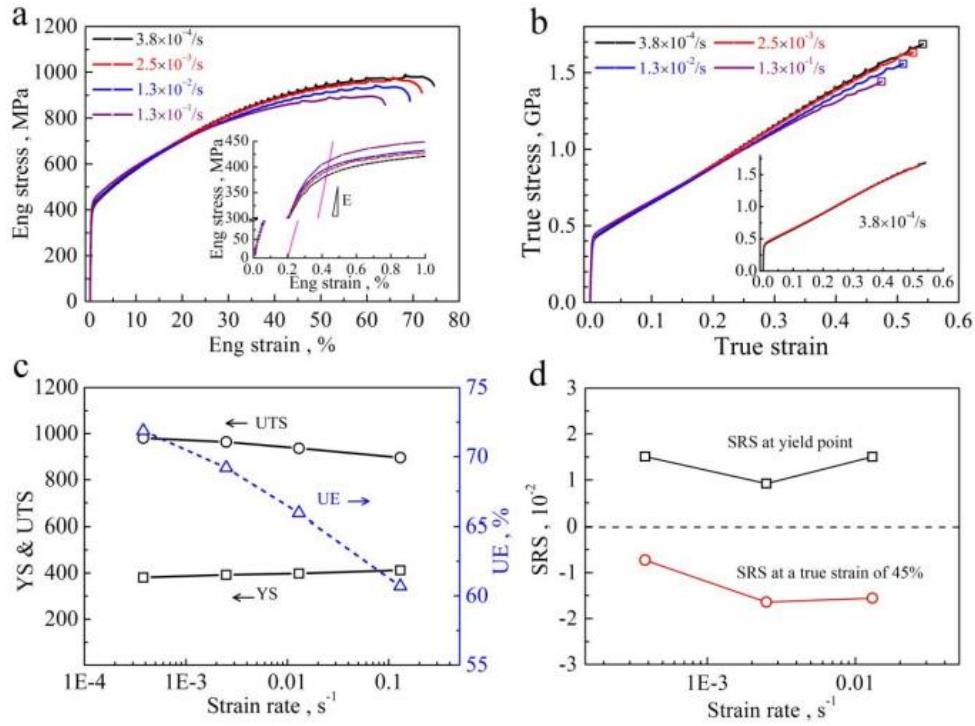


Figura 22: (a) Curvas de esfuerzo-deformación ingenieril, (b) Curvas esfuerzo-deformación verdadera, (c) Índice de sensibilidad para límite elástico, UTS y elongación a rotura, (d) Índice de sensibilidad para la velocidad de deformación $10^{-2} s^{-1}$ [24]

Como se ha mencionado anteriormente, el índice de sensibilidad relacionado con el esfuerzo de fluencia aumenta a medida que la velocidad de deformación se incrementa. Los autores explican que la naturaleza termo-activada de la nucleación y propagación de las dislocaciones conlleva a un aumento en la resistencia de estas, lo que requiere una aplicación de esfuerzo mayor para inducir el deslizamiento. Esta relación se puede establecer al despejar la velocidad del deslizamiento de dislocaciones de la ecuación 2.11, revelando que esta resistencia aumenta con la velocidad de deformación.

Por otro lado, la presencia de DSA y el flujo discontinuo en la curva de deformación son factores principales que contribuyen a la disminución del índice de sensibilidad [25] tanto para el UTS como para la elongación a la rotura con el aumento de la velocidad de deformación. A medida que la velocidad de deformación aumenta, el DSA tiende a suprimirse debido al incremento en la movilidad y, por ende, en la velocidad de avance de las dislocaciones. Esto conlleva a un tiempo de interacción reducido entre las dislocaciones

y los pares formados por los átomos Mn-C, lo que impide la generación del bloqueo-desbloqueo característico de este mecanismo de deformación. Además, la difusión de corto alcance de estos átomos no puede equipararse lo suficientemente rápido con la velocidad de avance de las dislocaciones en ese momento. [24]

Es importante señalar que, según los autores, a medida que el DSA disminuye con la velocidad de deformación, también lo hará el maclado mecánico. Esto se debe a que el anclaje de estas dislocaciones con los átomos mencionados anteriormente debería aumentar la distancia entre las dislocaciones parciales de igual signo, lo que resultaría en una reducción de la energía de repulsión entre ellas, así como en la EFA. Esta disminución energética facilitaría la formación de maclas mecánicas. [24]

Otro aspecto complejo por considerar es el calentamiento adiabático, en el cual, a medida que el material se deforma plásticamente, acumula una gran cantidad de energía que el sistema puede liberar de varias maneras. Una de las formas más comunes es el aumento de la temperatura del material en una zona específica, lo que conlleva cambios en la EFA (sensible a la temperatura) [26] y, por lo tanto, altera los mecanismos de endurecimiento del acero TWIP. Este fenómeno se puede observar en el estudio mediante EBSD (véase Figura 23), donde los autores señalan que, a mayores velocidades, la textura relacionada con las maclas mecánicas $\{1\ 1\ 0\} \langle 112 \rangle$ disminuye.

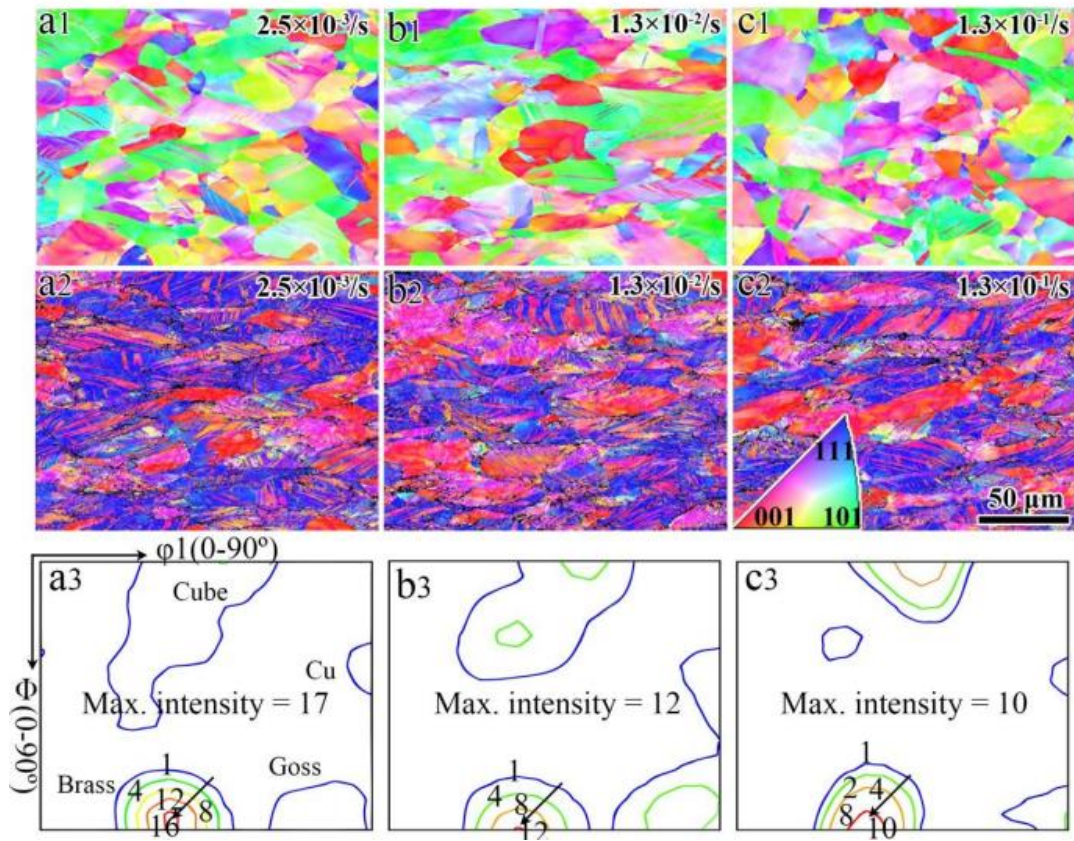


Figura 23: EBSD de los ensayos de tracción a distintas velocidades de tracción [24]

CAPITULO III: METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1 Obtención de la aleación

El material empleado en la investigación se produjo mediante el proceso de fusión y colada en un horno de inducción abierto de la marca Power-Trak. Este equipo se encuentra ubicado en el laboratorio de fundición del Departamento de Ingeniería Metalúrgica de la Universidad de Santiago de Chile.

A partir de los valores teóricos de la energía de falla de apilamiento (EFA) para la aleación a analizar, se determina el contenido de cada uno de los componentes necesarios para la fabricación de estos materiales con la composición química requerida para un lingote de aproximadamente 30 [kg]. Es importante destacar que la aleación se fabricó utilizando chatarra de hierro y los componentes detallados en la Tabla 1:

Tabla 1: Materiales para fabricar el acero

Chatarras fundidas
Carburante o coque (90%C) para el Carbono faltante
Fe-Mn (70-75%Mn) para la contribución de Manganeseo
Fe-Si (70-75%Si) para la contribución de Silicio
Fe-Cr (70-75%Cr) para el aporte de Cromo

Una vez determinada la cantidad necesaria de cada uno de los componentes, se procede a cargarlos en el horno de inducción siguiendo un orden específico para evitar posibles defectos en los lingotes resultantes. En primer lugar, se añade una carga fundida de Fe-Si para facilitar la formación de SiO_2 y desoxidar el metal fundido, formando la escoria. Luego, se agrega Fe-Cr en la cantidad requerida para cada aleación, con un estimado de pérdida del 1% debido a la desoxidación y formación de CrO_2 , seguido por la carga de Fe-Mn. Es importante destacar que esta secuencia se basa en evitar la formación de óxidos de Cr y Mn, los cuales podrían adherirse a la aleación como impurezas difíciles de eliminar, especialmente al interactuar con la escoria.

La adición de Si tiene como objetivo asegurar que el sistema esté libre de impurezas, ya que este elemento actúa como formadores de escoria (fundentes). La función principal del fundente en el sistema es permitir que la escoria se sitúe sobre el baño de metal fundido, flotando en su superficie para facilitar su eliminación. Una vez que el sistema esté libre de

escoria, se toma una muestra para realizar la correspondiente medición de su composición química y verificar que coincida con la requerida, realizando ajustes si es necesario.

Una vez ajustada la composición del baño de metal, se procede a trasvasijarlo hacia una cuchara revestida con un material refractario y pintura de zircón. Este revestimiento permite mantener la temperatura del metal fundido cerca de los 1630°C, que es la temperatura ideal para verterlo en un molde de arena. Es importante destacar que la temperatura del proceso se monitorea cuidadosamente mediante un pirómetro de inmersión.

El molde utilizado fue diseñado en madera con dimensiones de 100x100x300 [mm], empleando arena de sílice con un 1,5% en peso de resina fenólica y un 2,5% de catalizador. Para prevenir la sinterización de la arena debido a la colada a alta temperatura del metal fundido, se aplicó una capa de cromita junto con una pintura de zircón en el molde. Además, tanto la cuchara como el molde se flamearon previamente a la colada para eliminar cualquier residuo de humedad, evitando así posibles choques térmicos que podrían afectar la integridad de la pieza final.

3.2 Forjado

La pieza resultante del proceso anterior tiene un peso aproximado de 25 [kg] y unas dimensiones de 100x100x300 [mm]. Esta pieza se somete al proceso de forjado utilizando un martinete hidráulico, operado a una temperatura de 1100°C, en las instalaciones de la empresa ASMAR en Talcahuano.

El resultado del proceso de forjado es una palanquilla con un espesor de 22 [mm], un ancho de 140 [mm] y una longitud de 1000 [mm]. Es importante destacar que el propósito de realizar este proceso a alta temperatura es reducir la energía necesaria para dar forma a la pieza, ya que, a temperaturas elevadas, la resistencia del material disminuye, lo que facilita la deformación, y, además, contribuye al refinamiento del grano mediante la recristalización dinámica del material.

3.3 Laminación en caliente

La palanquilla resultante del proceso de forjado se mecaniza para obtener un conjunto de muestras con un espesor de 17 [mm], un ancho de 51 [mm] y una longitud de 138 [mm]. Se realiza una perforación en la parte posterior de este conjunto para insertar una termocupla tipo K, la cual se conecta a una interfaz de la marca "Personal Daq/50 series" de la empresa IOtech, encargada de registrar la temperatura al interior de la planchuela.

Luego, el proceso de homogenización se lleva a cabo en un horno de resistencia Lindbergh a una temperatura de 1150°C durante 30 minutos. Una vez que la pieza está homogenizada, se somete al proceso de laminación, aplicando múltiples pasadas en el laminador marca Joliot hasta alcanzar un espesor de 15 [mm]. Durante todo el proceso de laminación, se garantiza que la temperatura de la pieza no descienda por debajo de los 900°C para evitar la precipitación de segundas fases.

Una vez alcanzado el espesor objetivo, la pieza se somete a un proceso de templado en un baño de sales con una temperatura de 300°C. Este proceso de templado implica un enfriamiento rápido y vigoroso.

3.4 Fabricación y diseño de las probetas

Las probetas utilizadas se cortaron utilizando la cortadora por hilo del Departamento de Metalurgia y Materiales de la UTFSM. Posteriormente, se sometieron a un proceso de rectificado, con el fin de eliminar los desperfectos superficiales y dejar las piezas con un espesor lo más homogéneo posible a lo largo de estas.

Ya mecanizadas las piezas (Figura 24), se perforan a través de electroerosión con un diámetro de 8,6 [mm]. Finalmente, las probetas quedan con dimensiones de 3,2 [mm] de espesor, 6,5 [mm] de ancho y 50 [mm] de largo útil.



Figura 24: Probetas de tracción

3.5 Ensayo de tracción

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo utilizando la máquina de ensayos mecánicos universales marca Zwick Roell Z030 del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la UTFSM (Figura 25). Esta máquina tiene una capacidad máxima de carga de 30 [kN]. Las probetas se sometieron a tracción siguiendo la norma ASTM E-8 a cuatro velocidades de deformación diferentes: 10^{-4} , 10^{-3} , 10^{-2} y 10^{-1} [s^{-1}]. Durante los ensayos, se utilizó un extensómetro de la marca Zwick Roell para mantener estas velocidades constantes a lo largo de todo el proceso. [27]



Figura 25: Montaje para un ensayo de tracción

Se implementó un cambio en el tipo de control del equipo durante los ensayos de tracción. Inicialmente, la máquina estaba configurada con un "Control por posición", donde la velocidad del cabezal permanecía constante [28], lo que podría provocar una velocidad de deformación variable a lo largo del ensayo. Este ajuste fue modificado a un "Control por deformación", asegurando así una velocidad de deformación uniforme durante toda la prueba [29]. Cabe destacar que, para cada velocidad los ensayos fueron realizados en duplicado.

3.6 Caracterización metalográfica

3.6.1 Corte y montaje de muestras

Para caracterizar la microestructura del acero, se llevaron a cabo cortes tanto en su estado inicial como después de los ensayos de tracción a diferentes velocidades. Estos cortes se montaron en briquetas de baquelita utilizando una prensa de 1 1/2" bajo una presión de 4200 psi, alcanzando una temperatura de aproximadamente 135°C, antes de permitir que se enfriaran mediante disipadores de calor.

3.6.2 Lijado y pulido

Después de retirar las briquetas de la prensa, se procede a lijarlas con una lija de banda de granulometría P240 hasta exponer completamente su superficie, eliminando toda la resina y dejando todas las marcas en una sola dirección. Este proceso se repite con lijas de granulometría ascendente, desde P320 hasta P4000, asegurándose de girar la muestra 90° con cada cambio de lija para eliminar las marcas dejadas por la anterior. Es importante destacar que, dado que se trata de aceros austeníticos, se utilizó aceite mineral y "Lubricant blue" (Figura 27) a base de etanol como lubricantes para evitar la generación de altas temperaturas debido al roce. Esta etapa se lleva a cabo utilizando una pulidora (Figura 26) disponible en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María, operando a una velocidad de 350 rpm.



Figura 26: Pulidora



Figura 27: Izquierda: Aceite mineral, Derecha: Lubricant blue

Una vez finalizado el lijado, se procede al pulido de las piezas utilizando el mismo equipo utilizado anteriormente. En este proceso, se emplean tres paños de microloth, cada uno con una pasta de diamante de $3\text{ }\mu\text{m}$, $1\text{ }\mu\text{m}$ y $\frac{1}{4}\text{ }\mu\text{m}$ respectivamente, junto con su respectivo lubricante. Las velocidades de giro de los paños son de 300 rpm, 250 rpm y 200 rpm, respectivamente. El propósito de esta etapa es obtener una superficie especular que elimine la mayor cantidad de imperfecciones posible.

Es importante destacar que, durante el pulido, la pieza debe mantenerse en constante movimiento para evitar la formación de rayas debido al contacto con el abrasivo. Se recomienda pulir cada paño durante aproximadamente 15 minutos, siendo cautelosos de no exceder el tiempo para evitar la formación de pitting en la muestra (Figura 28). [30]

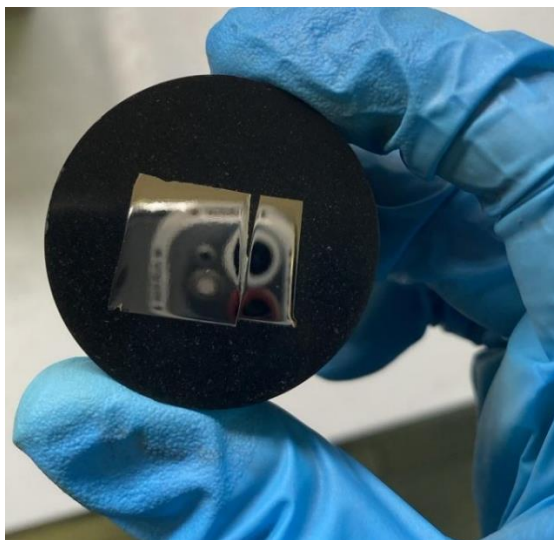


Figura 28: Muestra ya pulida

3.6.3 Ataque químico

El objetivo de esta etapa es resaltar las zonas de alta energía dentro del acero, como los bordes de grano, mediante la aplicación de un reactivo durante un tiempo determinado [31]. Este reactivo ataca específicamente esas zonas, generando surcos que reflejan la luz emitida por el microscopio en diferentes ángulos. El procedimiento utilizado se detalla a continuación:

- Aplicación de nital al 10% v/v durante 2 minutos.
- Limpieza de la superficie con agua y luego con etanol.
- Secado y observación al microscopio.

3.6.4 Metalografías

El equipo utilizado para la metalografía fue el microscopio óptico marca Leitz/wetzlar modelo Metallux II (**¡Error! No se encuentra el origen de la referencia.**), que pertenece a I Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María.

Se realizaron las observaciones metalográficas con un aumento inicial de 50X para obtener una vista amplia del acero, permitiendo una comprensión general de su estructura. Posteriormente, se aumentó el nivel de ampliación a 100X y 500X con el propósito de calcular el tamaño de grano y examinar con mayor detalle los fenómenos de maclado mecánico, respectivamente.

CAPITULO IV: RESULTADOS Y DISCUSION

4.1 O.E.1: Caracterizar microestructuralmente el acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C tanto en su estado inicial como después de cada ensayo de tracción correspondiente a cada una de las velocidades ensayadas.

4.1.1 Metalografías en estado inicial

Concluido el procedimiento descrito anteriormente, se obtuvieron las metalografías correspondientes al estado inicial de acero, así como también la evolución de su microestructura luego de cada ensayo de tracción. Inicialmente, se tiene que el acero muestra una microestructura completamente austenítica, evidenciando a su vez un tamaño de grano poco homogéneo en conjunto con bandas de segregación y maclas de recocido derivadas de su tratamiento termo-mecánico detallado en la sección anterior. Para mayor claridad, las maclas de recocido se remarcan con círculos rojos, mientras que las bandas de segregación se remarcan con círculos azules (véase Figura 29).

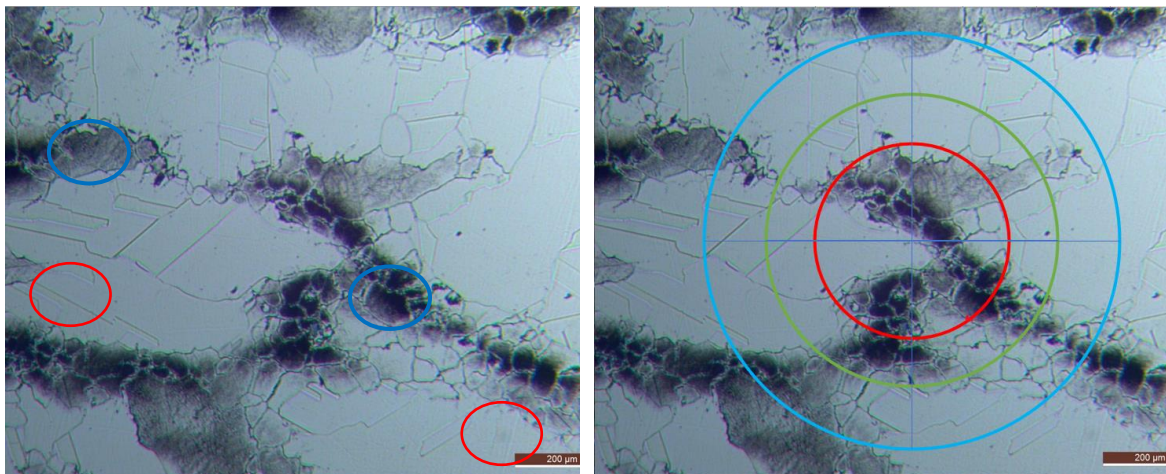


Figura 29: Metalografías de estado inicial a un aumento de 50X.

El cálculo del tamaño de grano se lleva a cabo siguiendo la norma ASTM E-112 [32] utilizando el método planimétrico, donde se trazan tres circunferencias concéntricas para contar la cantidad de granos que se encuentran dentro de ellas. El tamaño de grano obtenido se detalla en la Tabla 2.

Tabla 2: Cálculo de tamaño de grano

Circulo	Granos dentro	Granos intermedios	Radio [cm]	Radio [mm]	Factor	Na	G
R1	43,00	21,00	6,24	62,35	0,20	10,95	0,50
R2	35,00	21,00	4,38	43,75	0,42	18,92	1,29
R3	19,00	20,00	2,92	29,15	0,94	27,16	1,81

G promedio	1,20
Tamaño de grano aproximado [μm]	254

Además, se procede a realizar una metalografía a un aumento de 500X con el fin de identificar la posible presencia de carburos de cromo en los bordes de grano, lo cual se muestra en la Figura 30. Cabe destacar que dichos carburos se derivan de la colada de este acero, así como también de su tratamiento termo-mecánico posterior, siendo estos posiblemente del tipo Cr_{23}C_6 .

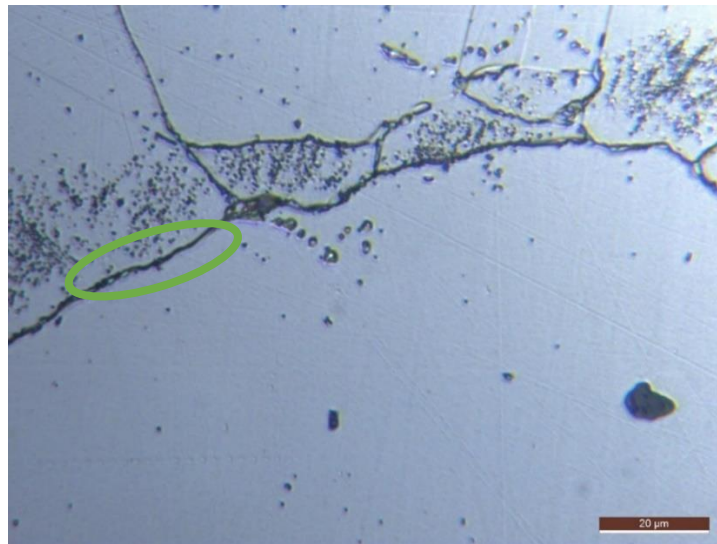


Figura 30: Metalografía del borde de grano a 500X

4.1.2 Metalografías post-mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)

Para cada una de las velocidades analizadas en el presente estudio se obtuvieron metalografías en aumentos de 100X y 500X para evidenciar los cambios microestructurales provocados por la deformación plástica. En la Figura 31 se denotan las metalografías correspondientes a la velocidad de deformación de 10^{-4} s^{-1} , en donde a la izquierda se evidencia la correspondiente al aumento de 100X evidenciando una microestructura

completamente austenítica, con un tamaño de grano considerablemente heterogéneo y bandas de segregación. Por otra parte, a la derecha se tiene la metalografía con un aumento de 500X, en donde se evidencia considerablemente el maclado mecánico, así como también maclado secundario, el cual se reconoce como maclas en otra dirección cristalográfica que interceptan maclas previas (círculo rojo).

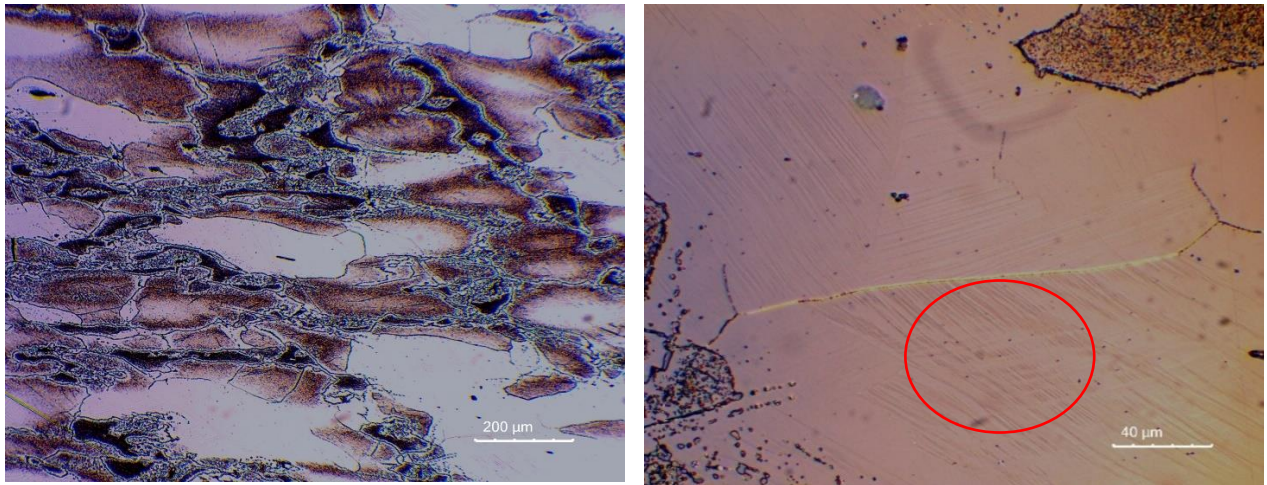


Figura 31: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-4} s^{-1} a 100X

4.1.3 Metalografías post - mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$)

En consonancia con el caso previo, se aprecia una microestructura completamente austenítica, donde el tamaño de grano heterogéneo sigue estando presente en la microestructura, así como también las bandas de segregación. Por otra parte, a diferencia de la velocidad anterior, se tiene que se evidencia claramente el maclado en la metalografía con aumento de 100X, así como también el maclado secundario remarcado con círculos rojos a un aumento de 500X.

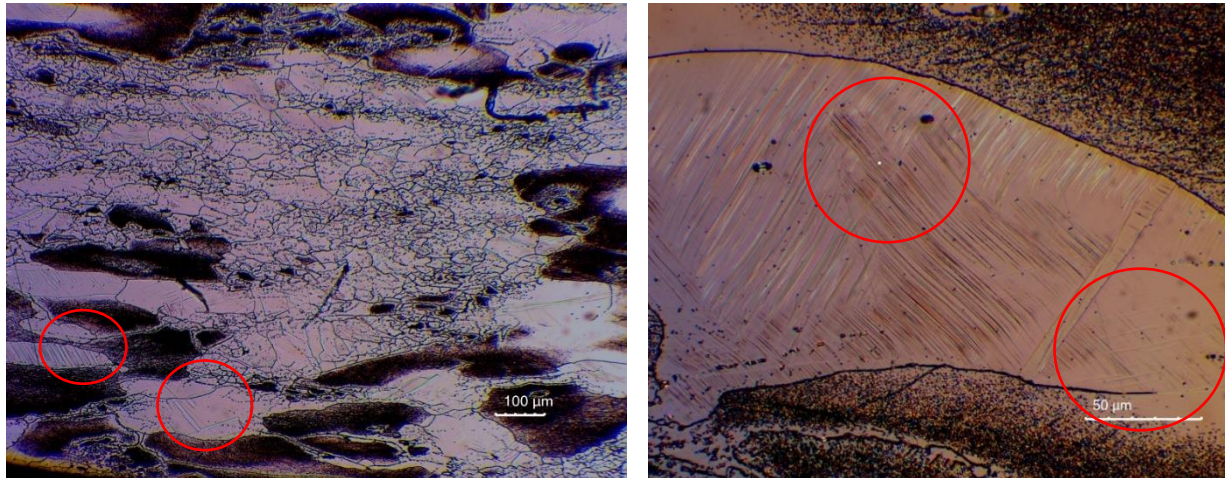


Figura 32: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-3} s^{-1} a 100X y 500X

Al examinar la Figura 32 a un aumento de 500X, se puede notar un nivel significativo de maclado en el acero. Al igual que en la velocidad anterior, se identifica la presencia de maclado secundario, delineado por los círculos rojos. Este maclado secundario divide las maclas preexistentes, lo que resulta en una reducción en la distancia efectiva del avance de las dislocaciones. Es importante destacar que las áreas más oscuras forman parte de las bandas de segregación presentes en la aleación.

4.1.4 Metalografías post - mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$)

Al igual que en los casos anteriores, en esta velocidad de deformación también se observa una microestructura completamente austenítica, así como también la variabilidad en el tamaño de grano y la presencia de bandas de segregación, aunque cabe destacar que el maclado mecánico se vuelve más visible en este caso en la metalografía con un aumento de 100x, remarcadas con círculos rojos en la Figura 33.

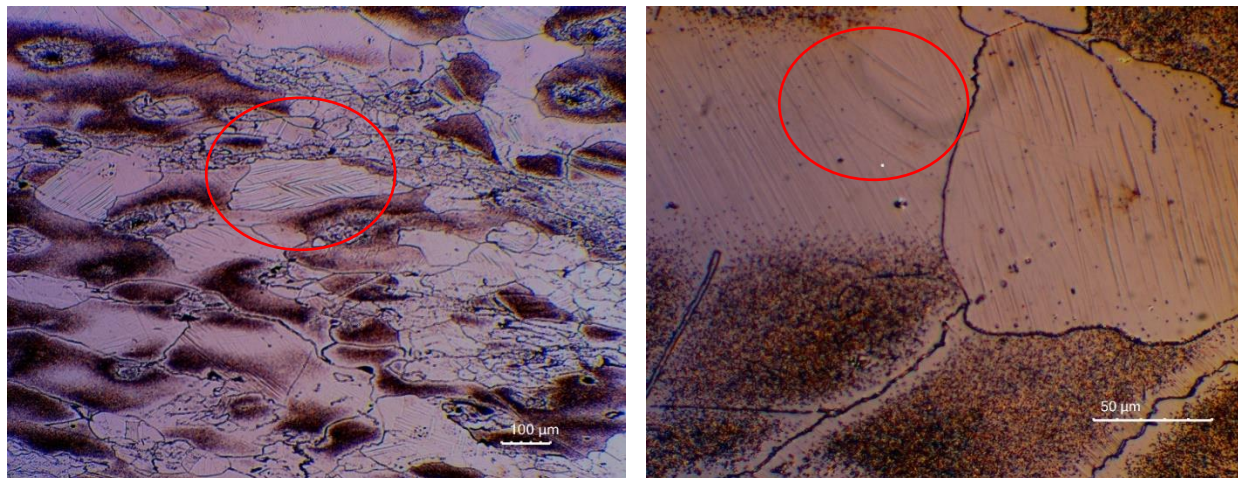


Figura 33: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-2} s^{-1} a 100X y 500X

Por otro lado, se observa que el maclado mecánico secundario no es tan evidente a esta velocidad en comparación con las anteriores, aunque sigue siendo reconocible, incluso en la metalografía correspondiente al aumento de 100X.

4.1.5 Metalografías post - mortem ($\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$)

En la Figura 34, continuando con la tendencia observada en las velocidades anteriores, la velocidad más alta aplicada en los ensayos de tracción también evidencia una microestructura totalmente austenítica, así como también una distribución no homogénea del tamaño de grano y bandas de segregación, aunque bien se puede apreciar corrosión tipo picadura o pitting causada por el excesivo tiempo de pulido de esta muestra.

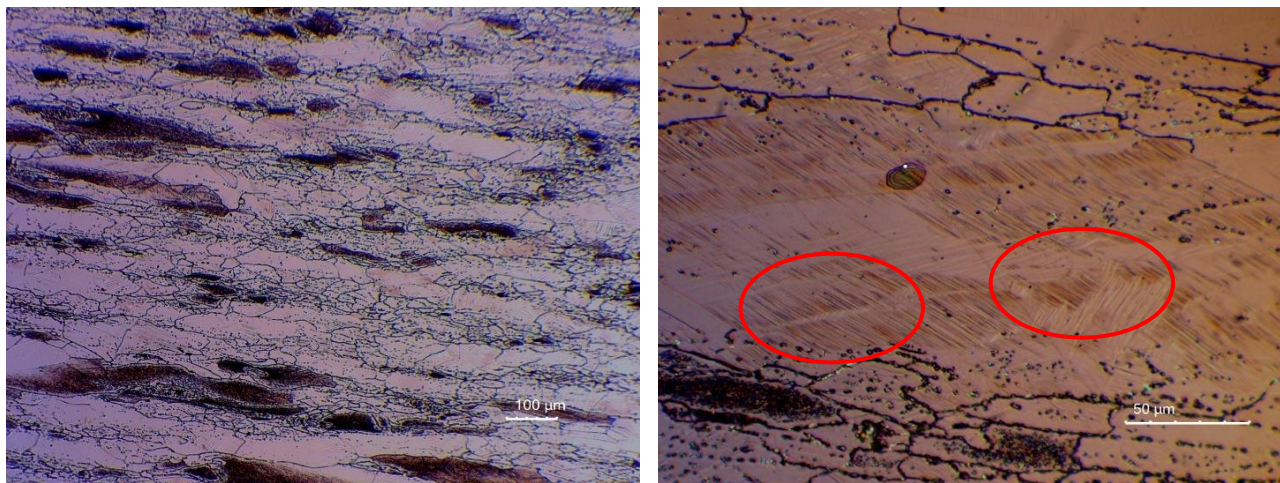


Figura 34: Metalografías post ensayo de tracción a 10^{-1} s^{-1} a 100X y 500X

Encerrado en círculos de color rojo se puede apreciar un sistema de maclado secundario en donde, al igual que los casos anteriores, estas nuevas maclas atraviesan maclas preexistentes, disminuyendo en mayor medida la distancia efectiva al movimiento de dislocaciones.

4.2 O.E.2: Analizar el efecto de la velocidad de deformación en las propiedades mecánicas y mecanismos de endurecimiento del acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C mediante ensayos de tracción realizados a cuatro velocidades de deformación distintas.

4.2.1 Cálculo de la energía de falla de apilamiento de la aleación

Bajo el desarrollo descrito en anexos, se obtuvo el valor correspondiente de la energía de falla de apilamiento, obteniendo como resultado una energía de 20,96 [mJ/m²].

4.2.2 Curvas esfuerzo – deformación

Inicialmente, se presentan las curvas de esfuerzo versus deformación correspondientes a los ensayos realizados a distintas velocidades de deformación. Es importante destacar que los ensayos, llevados a cabo con un extensómetro, se detuvieron cuando el desplazamiento alcanzaba los 10 [mm] por razones de seguridad del equipo.

En la Figura 35, se observa que el esfuerzo de fluencia aumentó conforme se incrementó la velocidad de deformación, alcanzando un promedio de 424 [MPa] (consulte la Tabla 3) a una velocidad de deformación de 10^{-1} s^{-1} . La forma de las curvas obtenidas es característica de este tipo de aceros, donde el maclado mecánico resulta en el efecto dinámico de Hall-Petch, como se explica en el punto 2.4.3. Es importante destacar que, si bien el esfuerzo de fluencia aumenta junto con la velocidad de deformación, dicho incremento no es significativo, lo que sugiere que estos aceros muestran una resistencia mecánica poco variable dentro de este rango de velocidades en términos de esfuerzo de fluencia.

Tabla 3: Resultados de los ensayos de tracción

Velocidad	Esfuerzo de fluencia [MPa]	Esfuerzo en $\varepsilon = 0,17$ [MPa]
10^{-4}	$407,5 \pm 2,12$	$952,0 \pm 34,0$
10^{-3}	$414,5 \pm 4,95$	$930,0 \pm 9,90$
10^{-2}	$420,0 \pm 1,41$	$920,5 \pm 31,7$
10^{-1}	$423,5 \pm 0,71$	$926,5 \pm 12,3$

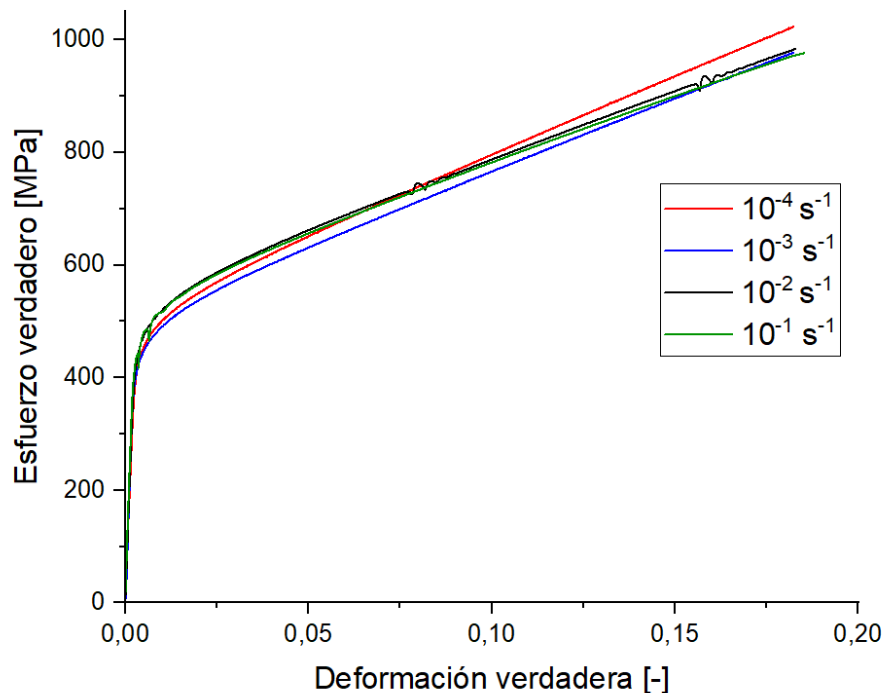


Figura 35: Curvas de esfuerzo vs deformación a distintas velocidades de deformación

Con el propósito de establecer un punto de comparación entre las velocidades de deformación empleadas en esta investigación, se compara el esfuerzo necesario para provocar una deformación del 0,17. Se observa que la velocidad de deformación más baja ($\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) muestra el valor más alto con un esfuerzo de 976 [MPa], como se muestra en la Tabla 3. Sin embargo, la variabilidad entre los ensayos a esta velocidad es considerable, lo cual se atribuye a fallos en el montaje de la probeta en la máquina de tracción, así como también la susceptibilidad del extensómetro a cambios bruscos en la velocidad del cabezal, el cual se ajusta a medida que avanza el ensayo para mantener la velocidad de deformación constante en sintonía con el extensómetro. Se ha observado que los pasadores utilizados para el montaje presentaban una deformación derivada de los ensayos realizados con las demás velocidades.

En suma, con el estudio de Bian et al. [24] mencionado en el punto 2.5, Cai et al. [33] examinaron cómo estos mecanismos de endurecimiento competían entre sí en un acero con un contenido medio de manganeso en un rango de velocidades entre 0,0002 y 200 s^{-1} . En dicho estudio, los autores obtuvieron, al igual que Bian, que tanto el UTS y la elongación a rotura decaían a medida que se aumentaba la velocidad de deformación, lo cual va acorde a lo obtenido en el presente estudio ya que, si se considera el esfuerzo para deformar en

un grado de 0,17 como el esfuerzo máximo para deformar el material, se observa una tendencia a disminuir a medida que aumenta la velocidad a la que se está deformando.

De acuerdo con los autores, una de las principales razones detrás de lo anteriormente mencionado sería el aumento de la temperatura de la probeta en una zona determinada en donde la deformación es máxima, lo cual corresponde al calentamiento adiabático. Esto trae como consecuencia un cambio en la temperatura interna localizada de la probeta según el modelo de Olson y Cohen, un aumento en la energía de falla de apilamiento, y un cambio en los mecanismos de endurecimiento predominantes, disipando fenómenos como el DSA y acentuando el correspondiente al deslizamiento de dislocaciones. Producto de esta alza en la temperatura se da un reordenamiento de las dislocaciones, así como también se disminuye el efecto cruzado entre ellas, provocando que la densidad de estos defectos lineales disminuya.

La Figura 36 ilustra cómo la velocidad de deformación influye en la aparición del DSA. Al analizar la velocidad de deformación más baja, se observa un flujo discontinuo con fluctuaciones que presentan una mayor amplitud y frecuencia, lo cual se va haciendo cada vez más leve hasta el punto de ser imperceptible a medida que se aumenta la velocidad de deformación aplicada.

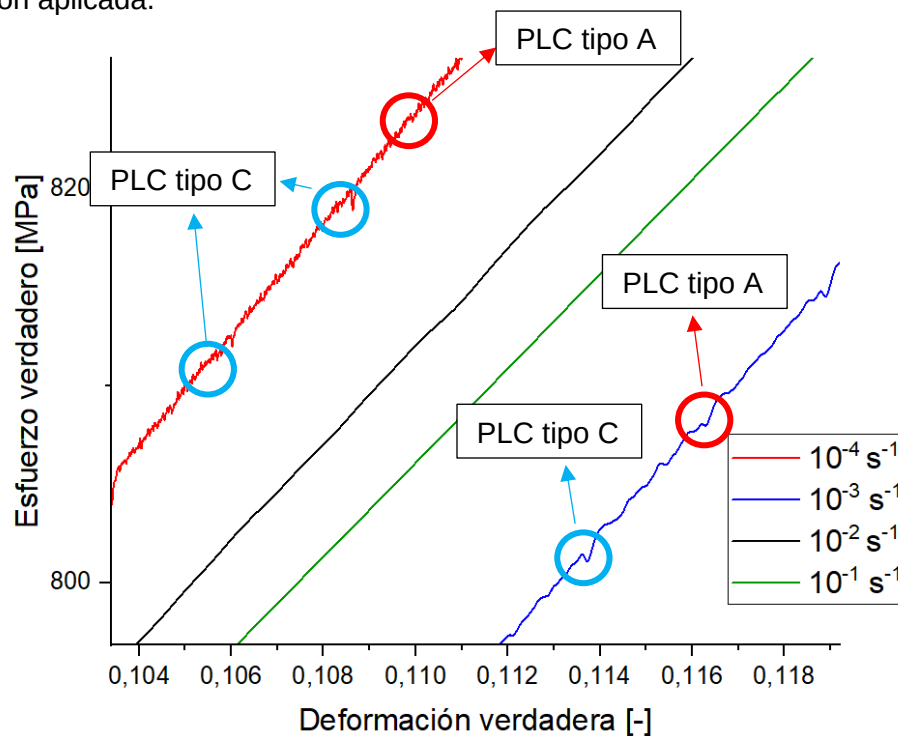


Figura 36: Efecto PLC en las curvas de esfuerzo vs deformación

De acuerdo con estudios, como los hechos por Bian [24] y De Cooman [18], se han analizado las que se conocen como bandas de Portevin Le-Chatelier (PLC). Estas bandas se generan cuando las dislocaciones quedan ancladas en las atmósferas creadas por el par Mn-C, lo que provoca que estas áreas actúen como concentradores de tensiones debido a la acumulación de defectos, resultado del esfuerzo adicional requerido para que las dislocaciones continúen su movimiento. La velocidad de deformación dentro de estas bandas es aproximadamente un orden de magnitud mayor que la velocidad nominal, al igual que el nivel de deformación dentro de ellas, lo que resulta en que la deformación fuera de estas bandas sea prácticamente insignificante. Los autores identifican tres tipos de fluctuaciones en el flujo plástico relacionadas con los tipos de bandas PLC: A, B y C.

Las bandas de tipo A se caracterizan por ser sucesivas, continuas y propagarse de un extremo a otro de la muestra de tracción, alcanzando velocidades de hasta cientos de mm/s. Por otro lado, las bandas de tipo B, a diferencia de las anteriores, son estacionarias y muestran un comportamiento de salto, con velocidades significativamente menores que las de tipo A, llegando al nivel de decenas de mm/s. Por último, las bandas de tipo C son estáticas y aparecen aleatoriamente en toda la muestra, presentando fuertes caídas de tensión, especialmente a bajas velocidades de deformación ($\dot{\epsilon} \leq 10^{-5} \text{ s}^{-1}$). En general, en los aceros TWIP, las bandas observadas suelen ser de tipo A y B, aunque en ocasiones se da la presencia de los tres tipos.

Al comparar las fluctuaciones observadas en los ensayos de tracción, se identifican dos tipos de bandas, principalmente del tipo A y algunas del tipo C. Estos hallazgos concuerdan con los resultados de los autores mencionados anteriormente, ya que se observan caídas de tensiones que se repiten periódicamente en los ensayos, siendo más evidentes en las curvas correspondientes a las velocidades de deformación de 10^{-4} y 10^{-3} s^{-1} . Por otro lado, las velocidades de 10^{-2} s^{-1} y 10^{-1} s^{-1} exhiben fluctuaciones que no son atribuibles a un efecto PLC derivado de la presencia de DSA, por lo cual estas discontinuidades corresponden a ruido durante la toma de datos hecha en los ensayos correspondientes a estas velocidades, como se puede observar en la Figura 37 y Figura 38.

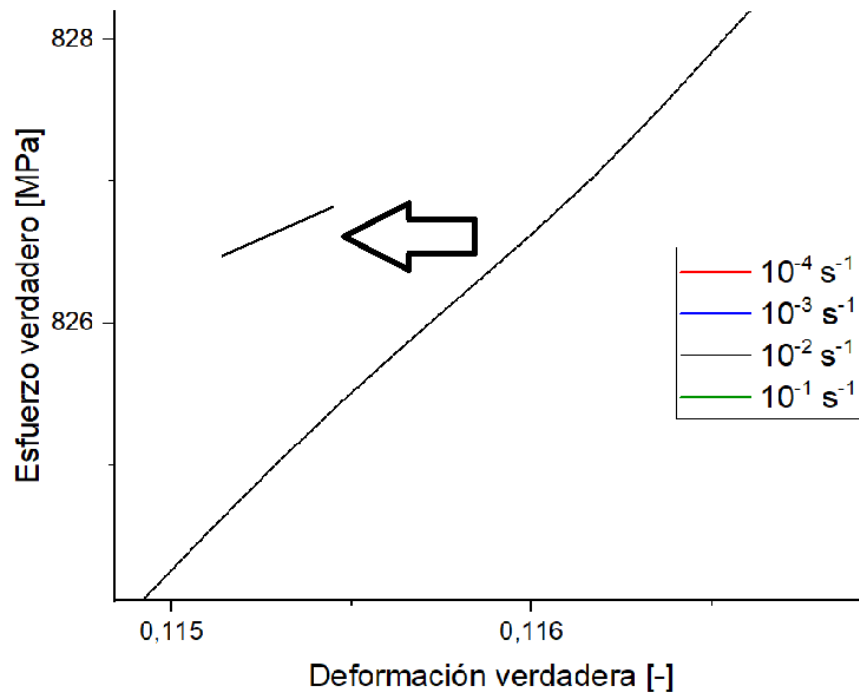


Figura 37: Fluctuaciones en la curva esfuerzo versus deformación a una velocidad de deformación 10^{-2} s^{-1}

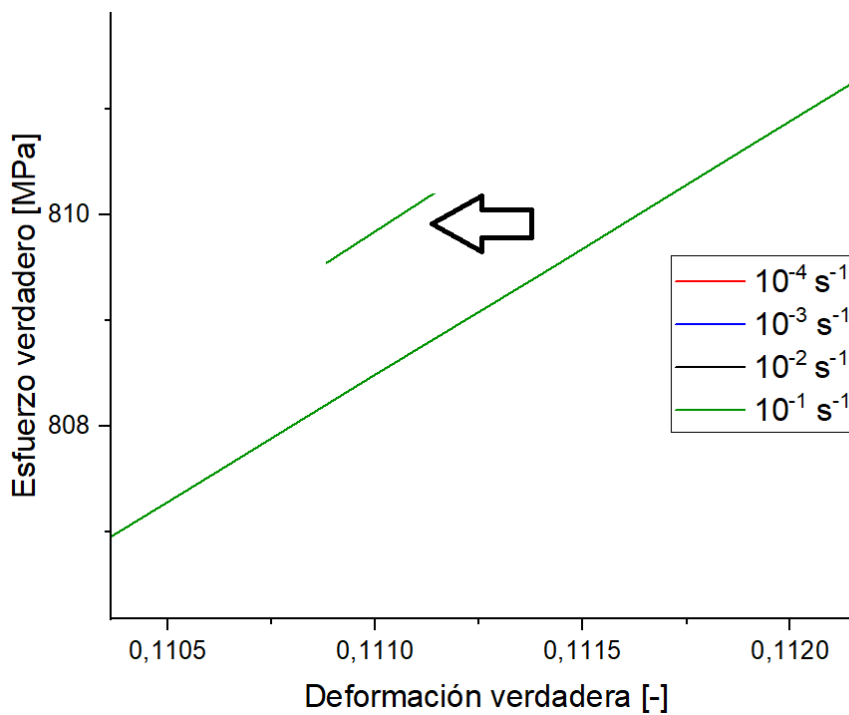


Figura 38: Fluctuaciones en la curva de esfuerzo versus deformación de la velocidad de deformación 10^{-1} s^{-1}

Para analizar el endurecimiento durante la deformación plástica del acero TWIP en estudio, se empleó el índice de endurecimiento por deformación a través del modelo de Hollomon [10]. Este modelo representa tanto la deformación como el esfuerzo verdadero en escala logarítmica, lo que resulta en una linealización de este para obtener el índice de endurecimiento a través de la ecuación:

$$\ln(\sigma_v) = \ln(K) + n * \ln(\varepsilon_v) \quad [4.1]$$

- Es importante destacar que este índice se obtuvo mediante la linealización, tomando los valores desde un esfuerzo por encima de la fluencia hasta el último esfuerzo registrado en cada uno de los ensayos, con el fin de abarcar todo el flujo plástico de cada una de las
- velocidades para una comparación exhaustiva entre ellas.

Inicialmente, se observó una tendencia decreciente en el valor del índice de endurecimiento por deformación a medida que aumentaba la velocidad de deformación en los ensayos de tracción. Esta tendencia se refleja en las Figura 39, Figura 40, Figura 41 y Figura 42, correspondientes a las velocidades de deformación de 10^{-4} , 10^{-3} , 10^{-2} y 10^{-1} s^{-1} respectivamente. A velocidades más bajas (10^{-4} y 10^{-3} s^{-1}), se obtuvieron índices bastante similares entre sí, dado que los mecanismos que operan durante la deformación plástica en ambas son los mismos, incluyendo el deslizamiento de dislocaciones, el maclado mecánico con el efecto dinámico de Hall – Petch, y el envejecimiento por deformación dinámica (DSA). Sin embargo, al aumentar estas velocidades, como se mencionó anteriormente, este índice tiende a disminuir, ya que los mecanismos asociados al flujo plástico en dichos ensayos son diferentes.

4.2.3 Índice de endurecimiento por deformación y tasa de endurecimiento

En las siguientes curvas se analizan los índices de endurecimiento por deformación, en donde a medida que se aumenta la velocidad de deformación se nota una leve disminución en su valor:

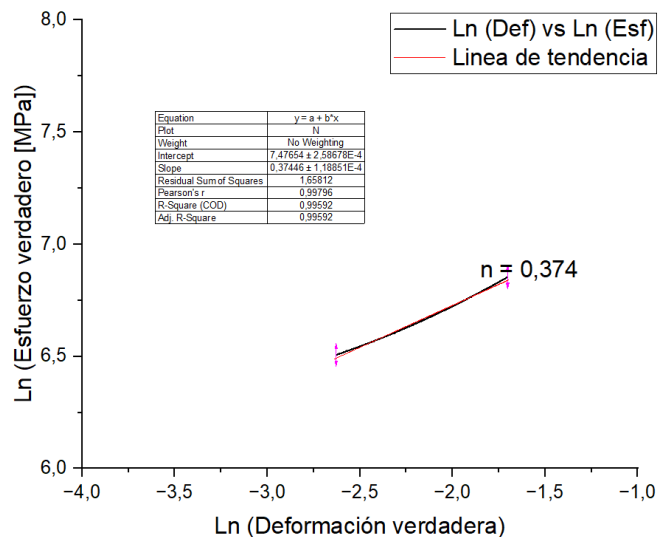
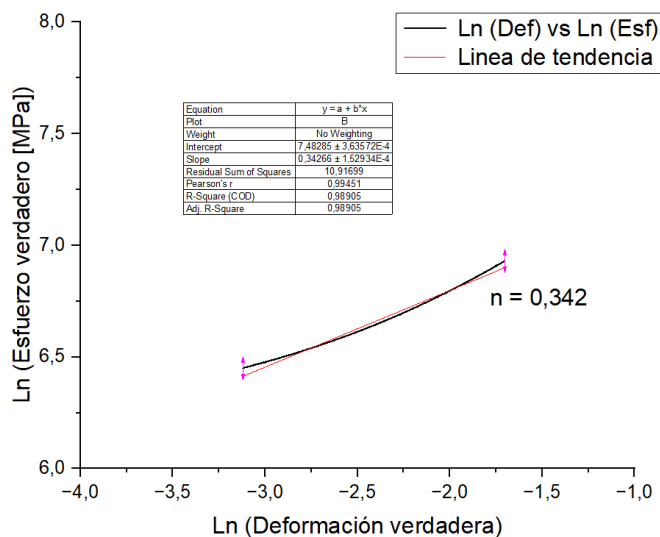


Figura 39: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-4} s^{-1}

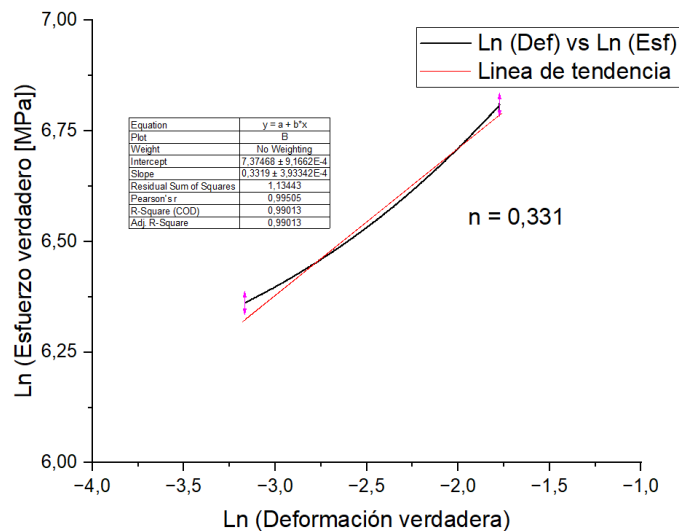
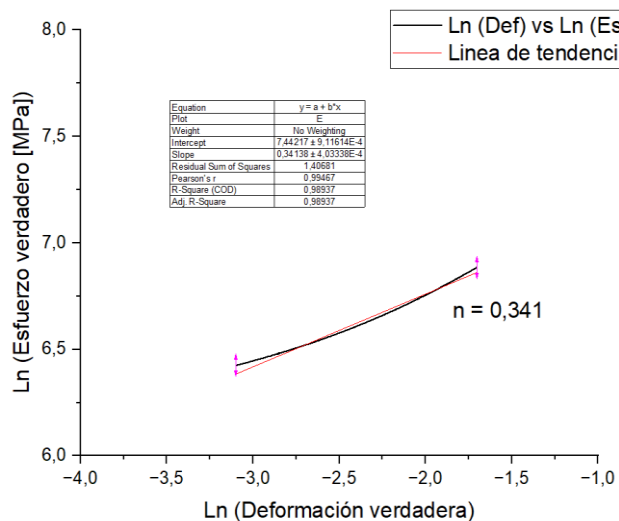


Figura 40: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-3} s^{-1}

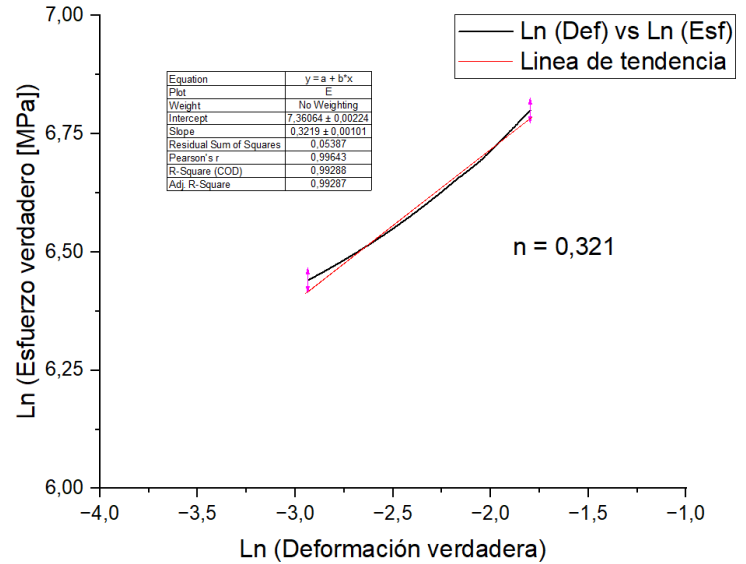
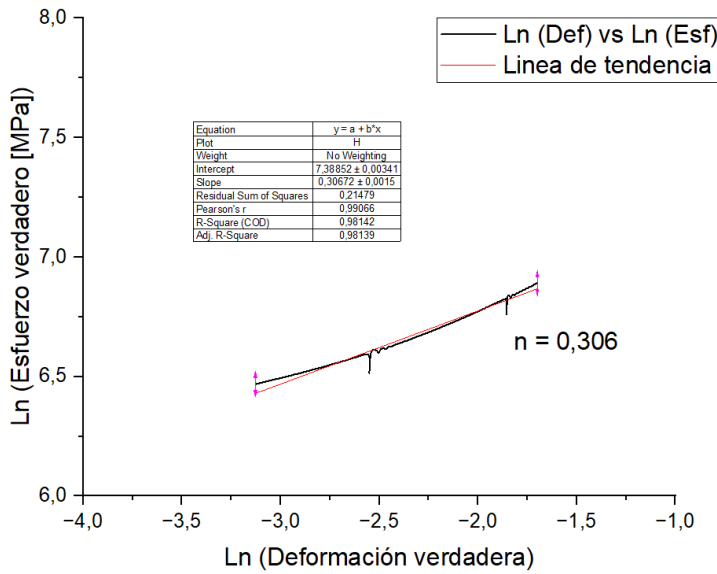


Figura 41: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-2} s^{-1}

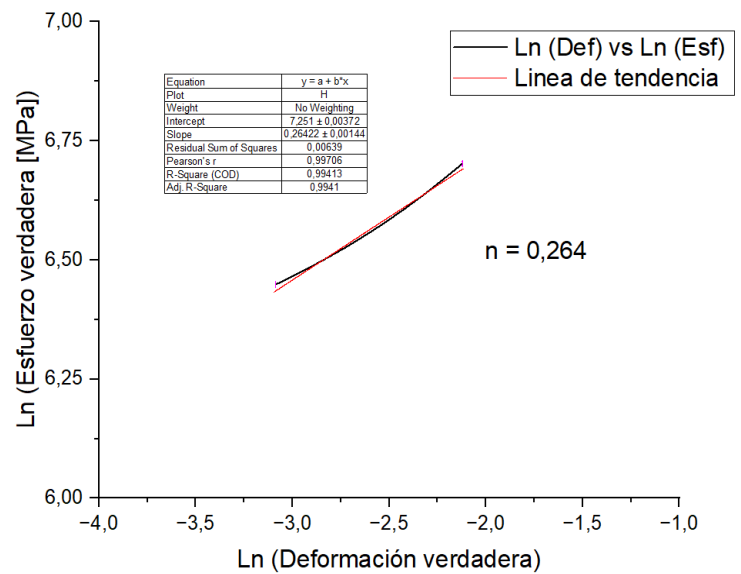
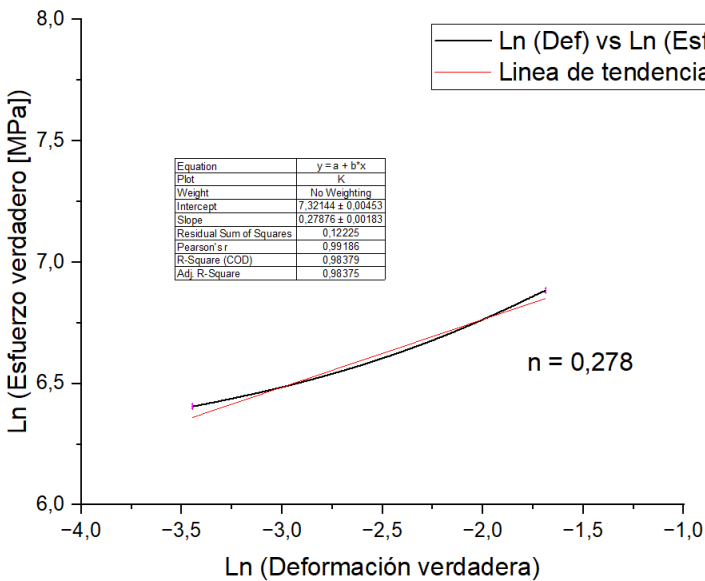


Figura 42: Índice de endurecimiento por deformación a 10^{-1} s^{-1}

Como se mencionó en el punto 2.5, el efecto del envejecimiento por deformación dinámica (DSA) disminuye a medida que se aumenta la velocidad de deformación. Además, el calentamiento adiabático se vuelve más evidente con el incremento de la velocidad. Esta combinación de efectos hace que el mecanismo predominante a velocidades más altas, especialmente a 10^{-1} s^{-1} , sea el deslizamiento de dislocaciones, con una contribución menor del maclado mecánico. La disminución del aporte del maclado mecánico a velocidades más altas se atribuye a los dos factores mencionados anteriormente. Es decir, la reducción del

efecto del DSA contribuye a la menor aparición del maclado, ya que facilita el anclaje y la disociación energéticamente favorable de las dislocaciones, lo que resulta en fallas de apilamiento. Además, el calentamiento adiabático tiene un impacto significativo en la energía de falla de apilamiento (EFA), aumentando esta debido al incremento de la temperatura localizada en la zona deformada de la probeta de tracción, lo que conlleva a su vez un cambio en el comportamiento mecánico del acero en cuanto a los mecanismos de endurecimiento de este.

En la Tabla 4, se presentan de manera resumida los resultados obtenidos relacionados con el índice de endurecimiento por deformación asociados a las velocidades de deformación ensayadas.

Tabla 4: Índice de endurecimiento por deformación

Velocidad [s^{-1}]	Ensayo N°1	Ensayo N°2	Promedio
10^{-4}	0,342	0,371	$0,357 \pm 0,021$
10^{-3}	0,341	0,331	$0,336 \pm 0,007$
10^{-2}	0,306	0,321	$0,314 \pm 0,011$
10^{-1}	0,278	0,264	$0,271 \pm 0,010$

Para identificar los mecanismos de endurecimiento presentes durante la deformación plástica del acero TWIP, se calculó la razón de endurecimiento en función de la deformación verdadera del material. Esto se logró mediante el cálculo de la derivada del esfuerzo verdadero respecto a la deformación verdadera, lo que dio lugar a las curvas que se muestran en la Figura 43. Estas curvas exhiben una tendencia marcada, aunque con notables diferencias entre cada una de las velocidades de deformación. Es importante mencionar que este análisis se limitó a los primeros ensayos de cada serie de tracciones.

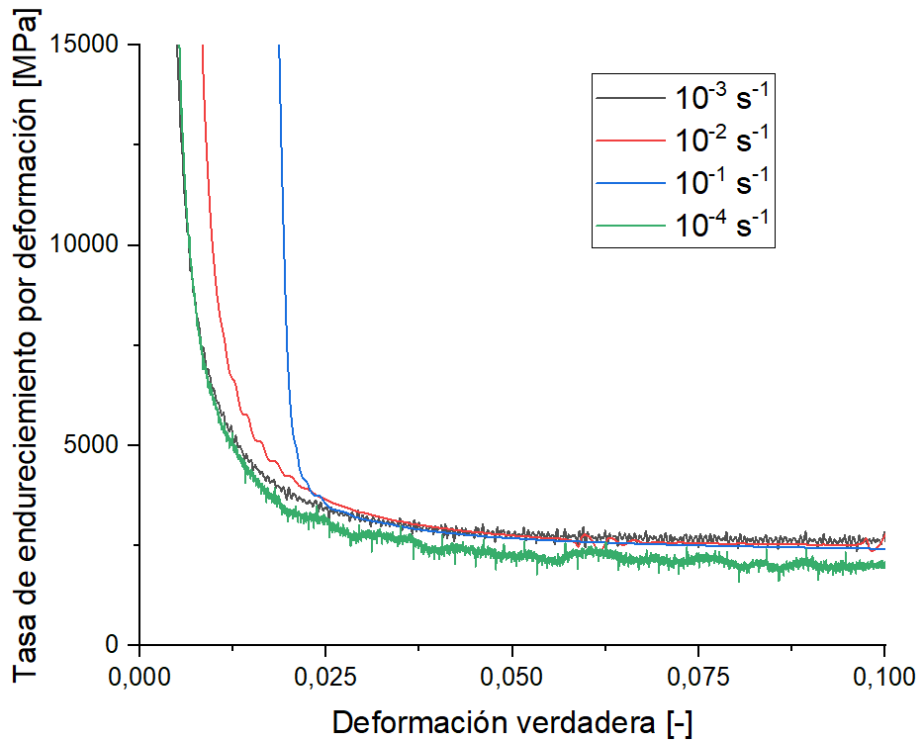


Figura 43: Curvas de tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a distintas velocidades de deformación

Después de superar el límite elástico, se observa un rápido descenso en la tasa de endurecimiento en todas las velocidades. Este fenómeno se atribuye al inicio del deslizamiento de dislocaciones y la subsiguiente aniquilación de dislocaciones de tipo tornillo con signo opuesto. Como se explicó anteriormente en el punto 2.4.4, este comportamiento corresponde a la etapa A del endurecimiento del material.

Por otra parte, se tiene que en ninguna curva de las velocidades estudiadas se observa claramente la etapa B del endurecimiento en este tipo de aceros. En esta etapa, se observa la nucleación de maclas mecánicas, lo que conlleva un aumento en la tasa de endurecimiento seguido de una estabilización. Es importante señalar que esta etapa no siempre es evidente en todas las curvas de la tasa de endurecimiento.

Existen diversas interpretaciones sobre lo que realmente sucede en la etapa B mencionada anteriormente. Por ejemplo, Rahman et al. [34] sugieren que este incremento en la tasa de endurecimiento se debe principalmente a un aumento en la formación de maclas en lugar de la iniciación del maclado mecánico. Por otro lado, Barbier et al. [35] y Lebedkina et al. [36] proponen que el aumento en la tasa de endurecimiento se debe a la activación de

sistema de maclado secundario en el material, por lo cual no se puede aseverar fehacientemente lo que ocurre en el material en dicha etapa.

La etapa C se observa en todas las curvas presentadas, donde la tasa de endurecimiento se estabiliza y permanece relativamente constante, con un leve descenso gradual al superar un grado de deformación de 0,05. En esta fase, es importante resaltar, según De Cooman et al. [18], que, debido al maclado mecánico, el tamaño del grano disminuye y la tasa de generación de maclas también disminuye, ya que el esfuerzo necesario para su formación aumenta.

En la etapa D, similar a la etapa anteriormente mencionada, se activa el sistema de maclado secundario, lo que resulta en la formación de múltiples intersecciones entre las maclas. Estas intersecciones ocurren en diferentes planos cristalográficos, lo que reduce aún más la distancia efectiva de avance de las dislocaciones. Este fenómeno explica en parte la disminución del endurecimiento a medida que aumenta la cantidad de obstáculos para el deslizamiento de las dislocaciones, lo que requiere un esfuerzo adicional para su movimiento. Lo anteriormente mencionado se refleja en las metalografías de cada una de las velocidades expuestas con anterioridad enmarcadas por círculos rojos (véase Figura 31, Figura 32, Figura 33 y Figura 34).

Al observar la Figura 44, Figura 45, Figura 46 y Figura 47, donde se detallan las curvas correspondientes a cada velocidad, se destaca aún más la tendencia observada en las curvas de esfuerzo versus deformación analizadas anteriormente. El efecto PLC, derivado del envejecimiento por deformación dinámica, se acentúa a medida que la velocidad de deformación disminuye. Esto se debe a que la velocidad de avance de las dislocaciones se iguala a la difusión de corto alcance de los átomos de carbono, formando dipolos o pares con los átomos de manganeso, lo que resulta en que el tiempo de espera y anclaje se igualen, deteniendo el avance de las dislocaciones, reflejado en las fluctuaciones de estas curvas. Por otra parte, se evidencia que se aumenta la velocidad de deformación la etapa A en donde se presenta la aniquilación dinámica de dislocaciones se da a mayores niveles de deformación, lo cual viene relacionado al correspondiente aumento en la resistencia mecánica del acero.

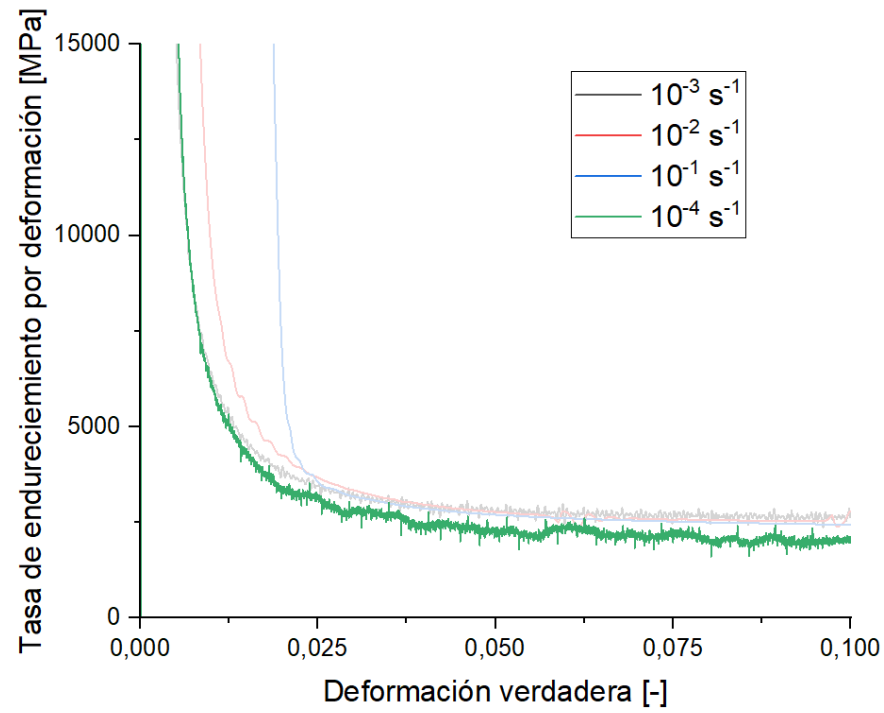


Figura 44: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-4} s^{-1}

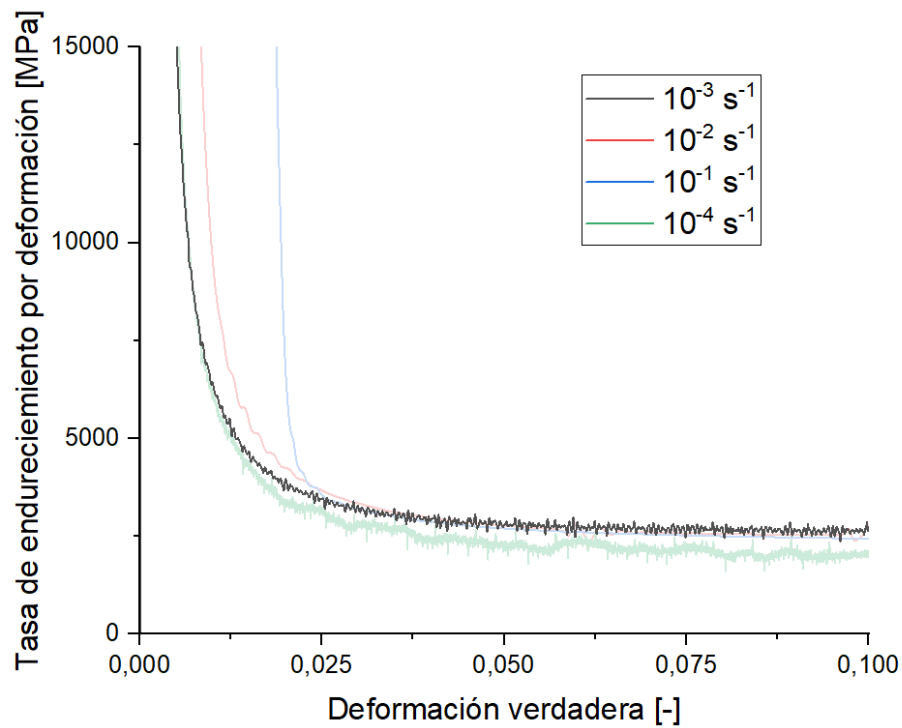


Figura 45: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-3} s^{-1}

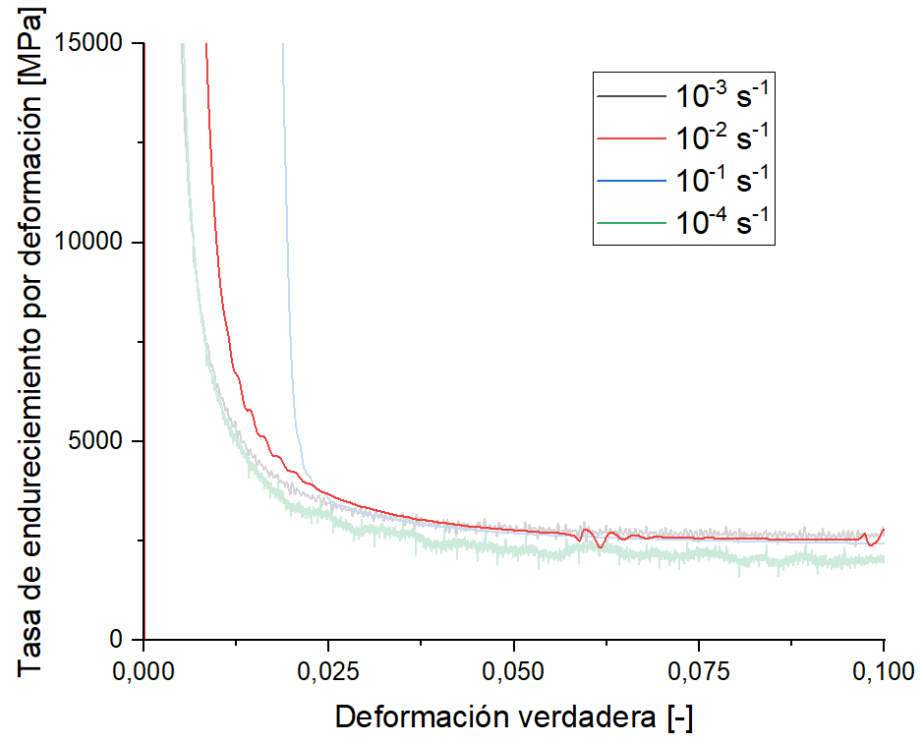


Figura 46: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-2} s^{-1}

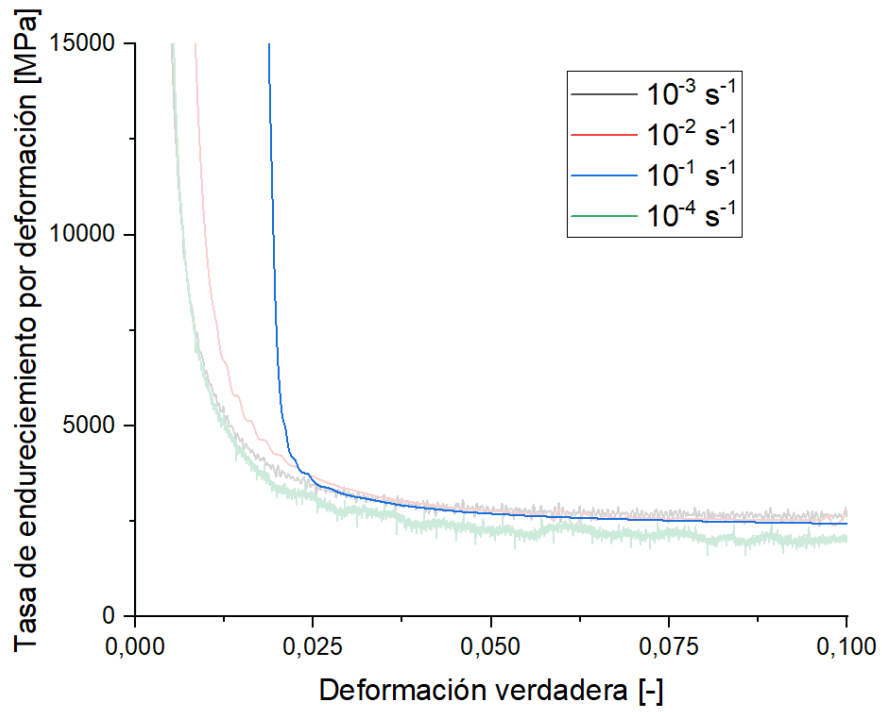


Figura 47: Curva tasa de endurecimiento vs deformación verdadera a 10^{-1} s^{-1}

Por otro lado, a medida que aumenta la velocidad de deformación, el efecto PLC en las curvas de la tasa de endurecimiento disminuye gradualmente. Esto se refleja en la suavidad de la curva correspondiente a la velocidad de deformación de 10^{-1} s^{-1} . Es importante destacar que la velocidad que muestra una menor tasa de endurecimiento es la de 10^{-4} s^{-1} , ya que en ella se alcanza la velocidad necesaria para la coexistencia de los mecanismos de endurecimiento, incluyendo el deslizamiento de dislocaciones, maclado mecánico y DSA.

En cuanto a las fluctuaciones en la curva, es importante mencionar que aquellas que no siguen un patrón definido en su comportamiento se consideran ruido dentro de las mediciones, como se refleja en las curvas de mayor velocidad de deformación, correspondientes a las velocidades de 10^{-2} y 10^{-1} s^{-1} (Figura 46 y Figura 47 respectivamente).

4.3 O.E.3: Relacionar los mecanismos de deformación con los distintos índices de sensibilidad a la velocidad de deformación del acero TWIP Fe-22Mn-10Cr-0,6C.

Después de realizar el análisis correspondiente del comportamiento mecánico del acero, en el cual se centra el presente estudio, se procedió a obtener, a través de una linealización en escala logarítmica de la ecuación del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación (véase ecuación 4.2), tal como se explicó en el punto 2.5.

$$\log(\sigma) = \log(C) + m * \log(\dot{\epsilon}) \quad [4.2]$$

El índice mencionado se obtuvo tanto para el esfuerzo de fluencia o límite elástico, como también para el esfuerzo necesario para una deformación de 0,17. Los resultados obtenidos se presentan en las Figura 48 y Figura 49, respectivamente.

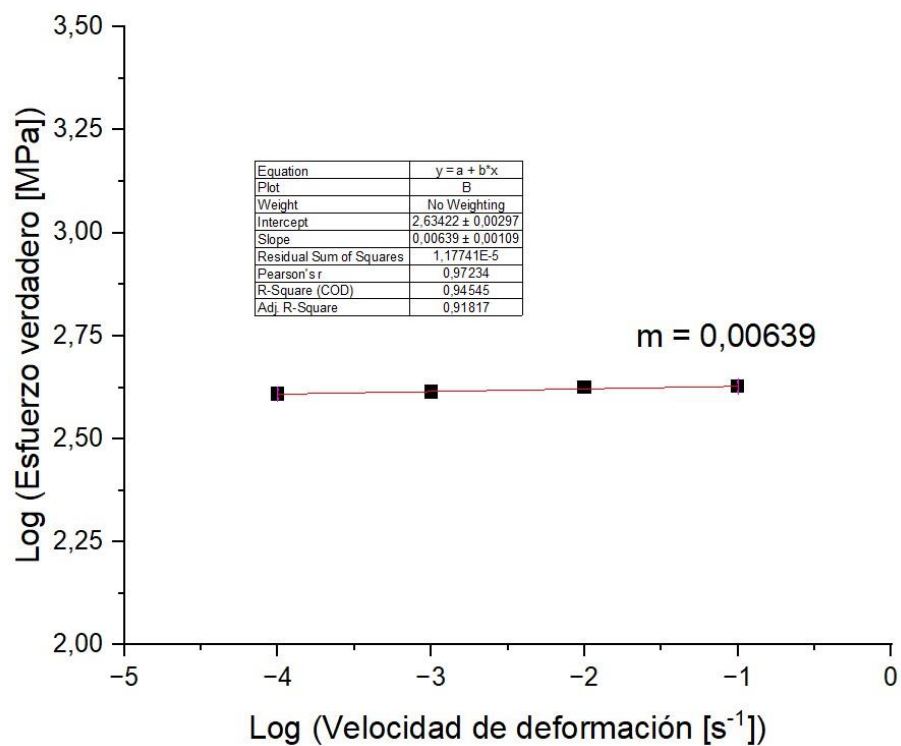


Figura 48: Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación para el límite elástico

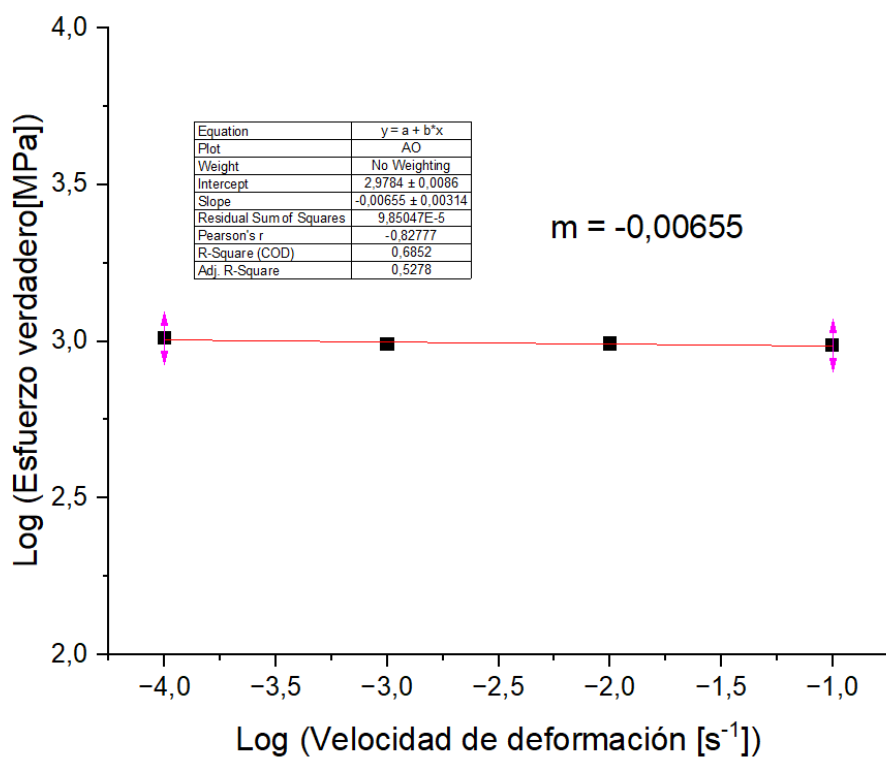


Figura 49: Índice de sensibilidad a la velocidad de deformación para el esfuerzo en un grado de 0,17 de deformación

A través de este índice, se puede concluir que el comportamiento del presente acero es relativamente constante dentro del rango de velocidades de deformación estudiado. Los valores de esfuerzo, tanto el de fluencia como el necesario para una deformación de 0,17, no varían considerablemente al cambiar las velocidades de deformación aplicadas.

Por otra parte, el cálculo de este índice sugiere que el aporte del DSA, el mecanismo más afectado por las variaciones en la velocidad de deformación tiene un impacto menor en el endurecimiento del material y por ende en la resistencia mecánica de este. Varios investigadores han concluido que el mecanismo dominante, el deslizamiento de dislocaciones, no experimenta un impacto significativo por los cambios en la velocidad de deformación dentro del rango plástico. Aunque el maclado desempeña un papel fundamental en el endurecimiento del material al reducir constantemente la distancia efectiva de movimiento de las dislocaciones, lo que se traduce en el efecto dinámico de Hall-Petch, a velocidades de deformación extremadamente altas, De Las Cuevas [21] concluyó que este mecanismo deja de ser efectivo. Esto se debe a que, a velocidades de deformación del orden de los 260 s^{-1} , el deslizamiento de dislocaciones se vuelve cada vez más difícil a medida que progresa la deformación plástica, debido al limitado tiempo disponible para superar la barrera energética necesaria para este proceso. Esto resulta en una menor probabilidad de que las dislocaciones puedan sortear los obstáculos en su camino.

Es importante destacar que el valor del índice de sensibilidad a la velocidad de deformación no puede definirse de manera generalizada para todos los aceros TWIP. Esto se debe a que estos materiales exhiben un comportamiento diferenciado según su composición química y temperatura a la que están sometidos, ya que estos factores afectan directamente la Energía de Falla de Apilamiento (EFA).

Sin embargo, basándose en los resultados obtenidos a través de la linealización previamente mencionada, es posible establecer una ecuación, tanto para el límite elástico como para deformaciones por encima de este límite, para el índice de sensibilidad a la velocidad de deformación de un acero TWIP con una composición química similar a la del presente estudio, mediante las siguientes expresiones:

$$\sigma = 430,53(\dot{\epsilon})^{0,00639}|_{\epsilon,T} \quad [4.3]$$

$$\sigma = 950,60(\dot{\epsilon})^{-0,00655}|_{\epsilon,T} \quad [4.4]$$

A partir de las ecuaciones anteriores, se puede corroborar que la velocidad de deformación afecta en menor medida tanto al límite elástico del material, así como también a grados de esfuerzo por sobre dicho límite. Por otro lado, cabe recalcar que, por medio del análisis anterior, se reafirma que el mecanismo de endurecimiento más afectado por este parámetro es el DSA, el cual a su vez tiene una menor influencia en el endurecimiento del material al este no experimentar mayores cambios en cuanto a su resistencia en el rango de velocidades que fueron analizadas en la presente investigación.

CAPITULO V: CONCLUSIONES

A partir de lo obtenido y analizado en el presente trabajo se puede deducir que la velocidad de la deformación aplicada derivada de una carga en un material, en este caso específico un acero TWIP, no influye en gran medida en la respuesta mecánica de este. Por parte de sus propiedades mecánicas, se pudo observar que la fluencia o límite elástico aumenta a medida que la velocidad aumenta, pero por contraparte, el esfuerzo máximo al que se llegó con un desplazamiento de 10 mm disminuye dado al cambio en los mecanismos de endurecimiento que este acero experimenta, pero cabe recalcar que dichos cambios son considerablemente leves.

En el espectro de velocidad de deformación estudiados, se da que, a bajas velocidades, específicamente 10^{-4} y 10^{-3} s^{-1} , los mecanismos de endurecimiento notoriamente presentes corresponden al maclado mecánico, envejecimiento por deformación dinámica y el deslizamiento de dislocaciones, siendo este último el predominante entre ellos. Por otra parte, a mayores velocidades (10^{-2} y 10^{-1} s^{-1}) el efecto del envejecimiento por deformación dinámica disminuye considerablemente, lo cual se refleja en las leves o casi nulas fluctuaciones en el flujo plástico de su curva de esfuerzo versus deformación, así como también en la curva correspondiente a su tasa de endurecimiento.

Desde lo anterior se puede determinar que la velocidad de deformación tiene un claro impacto en el envejecimiento por deformación dinámica, lo cual se demuestra a través de las curvas de esfuerzo vs deformación obtenidas en el presente estudio, en donde a bajas velocidades se denotaban con mayor claridad las fluctuaciones típicas de este mecanismo, lo cual se ratifica a través de la literatura en donde se afirma que este mecanismo pierde influencia dado a que la velocidad de avance de las dislocaciones sobrepasa al tiempo necesario para que los átomos de carbono difundan al intersticio más cercano con tal de formar el par Mn-C, resultando en la baja tasa de anclaje de las dislocaciones con las atmósferas de Lommer-Cottrell que genera dicho par atómico.

El índice de sensibilidad a la velocidad de deformación proporciona un acercamiento concreto a la respuesta que podría tener este material en aplicaciones en donde este haga frente a cargas a distintas velocidades. Dicho resultado arrojó un índice negativo de baja magnitud, lo cual se traduce en que el material presentará un menor valor de resistencia, en cuanto a cargas aplicadas por sobre el límite elástico se refiere, aunque cabe mencionar que, al tener un índice de sensibilidad considerablemente bajo (cercano a 0) dicha variación es de un grado considerablemente bajo.

Finalmente, se recomienda encarecidamente estudiar este tipo de acero con una vía diferente de producción, siendo la fundición la principal de ellas. En condición as-cast o en condición tal cual la colada del material, se encontrarán varios defectos, como podrían ser porosidades, segregación, entre otros, los cuales podrían afectar sensiblemente su rendimiento. En primer lugar, si se tiene un sistema de enfriamiento descontrolado se dará la precipitación de carburos, ya sea de cromo o manganeso, en donde estos son de naturaleza sumamente frágil, siendo un punto en donde las tensiones se acumulen derivando en la falla del material frente a cierto nivel de carga. Por otro lado, al tener en condición de colada el material, se tendrá un nivel de segregación considerable producto de la cantidad de aleación que este acero presenta, lo cual se traduce en una energía de falla de apilamiento no homogénea en el material pudiendo traer consecuencias en cuanto a los mecanismos de endurecimiento que esté presente a lo largo de él.

CAPITULO VI: REFERENCIAS

- [1] M. Cardemil, “Impactos socioeconómicos de la minería en Chile”, 2023. [En línea]. Disponible en: <https://consejominero.cl/chile-pais-minero/aprende-de-mineria/mineria-en-chile/>
- [2] B. E. Floyd, Y. Pu, J. Soto-Burgos, y D. C. Bassham, “Austenitic steels with twip effect”, en *Plant Programmed Cell Death*, Springer International Publishing, 2015, pp. 369–392. doi: 10.1007/978-3-319-19165-2_11.
- [3] B. C. De Cooman, K.-G. Chin, y J. Kim, “6 High Mn TWIP Steels for Automotive Applications”. [En línea]. Disponible en: www.intechopen.com
- [4] F. Maratray, “High carbon manganese austenitic steels maratray”, 1995, Accedido: 6 de marzo de 2024. [En línea]. Disponible en: https://scholar.google.es/scholar?q=High+carbon+manganese+austenitic+steels+maratray&hl=es&as_sdt=0,5&scisig=GWnqZcHPcTW56rQPnsyfmA4&dts=h5yZK6EhFgAJ
- [5] O. Bouaziz, S. Allain, C. P. Scott, P. Cugy, y D. Barbier, “High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships”, 2011, *Elsevier Ltd.* doi: 10.1016/j.cossms.2011.04.002.
- [6] L. Chen, Y. Zhao, y X. Qin, “Some Aspects of High Manganese Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel, A Review”, 2013. [En línea]. Disponible en: www.springerlink.com
- [7] S. Cunningham, *Effect of substitutional elements on dynamic strain aging in steel*. National Library of Canada = Bibliothèque nationale du Canada, 2001.
- [8] S. Allain, J. P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot, y N. Guelton, “Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 387–389, n° 1-2 SPEC. ISS., pp. 158–162, dic. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2004.01.059.
- [9] C. Bravo y A. Monsalve, “Sobre la definición y cálculo de la Energía de Falla de Apilamiento”, *Remetallica*, vol. 37, n° 25, pp. 55–66, feb. 2023, doi: 10.35588/remetallica.v37i25.5987.

- [10] Dieter, "Metalurgia Mecánica".
- [11] F. De Barbieri, "UNIVERSIDAD DE SANTIAGO DE CHILE", 2014.
- [12] J. P. Hirth, "Thermodynamics of Stacking Faults".
- [13] G. B. Olson y M. Cohen, "A General Mechanism of Martensitic Nucleation= Part I. General Concepts and the FCC HCP Transformation".
- [14] D. J. B. Derek Hull, *Introduction to Dislocations*. Accedido: 6 de marzo de 2024. [En línea]. Disponible en: <https://books.google.es/books?hl=es&lr=&id=MvSvqll6ct0C&oi=fnd&pg=PP1&dq=introduction+to+dislocations+hull&ots=Dazo5mG2I5&sig=WnoJZ-8LGCIJwbA1eqzgxrS6MOY#v=onepage&q=introduction%20to%20dislocations%20hull&f=false>
- [15] W. Callister, "Ciencia e ingeniería de materiales".
- [16] P. hilippe Cugy *et al.*, "The influence of plastic instabilities on the mechanical properties of a high-manganese austenitic Fe-Mn-C steel". [En línea]. Disponible en: www.hanser-elibrary.com
- [17] Y. N. Dastur y W. C. Leslie, "Mechanism of Work Hardening in Hadfield Manganese Steel".
- [18] B. C. De Cooman, Y. Estrin, y S. K. Kim, "Twinning-induced plasticity (TWIP) steels", 1 de enero de 2018, *Acta Materialia Inc.* doi: 10.1016/j.actamat.2017.06.046.
- [19] Y. Zhang *et al.*, "Serration and noise behaviors in materials", 1 de octubre de 2017, *Elsevier Ltd.* doi: 10.1016/j.pmatsci.2017.06.004.
- [20] R. E. Reed-Hill, "Physical Metallurgy Principles".
- [21] F. De Las Cuevas, A. Ferraiuolo, L. P. Karjalainen, y J. G. Sevillano, "Propiedades mecánicas a tracción y mecanismos de endurecimiento de un acero TWIP a altas velocidades de deformación: Relación de Hall-Petch", *Revista de Metalurgia*, vol. 50, nº 4, p. e031, 2014, doi: 10.3989/revmetalm.031.

- [22] S. R. Kalidindi, "MODELING THE STRAIN HARDENING RESPONSE OF LOW SFE FCC ALLOYS".
- [23] S. Asgari, E. El-Danaf, S. R. Kalidindi, y R. D. Doherty, "Strain Hardening Regimes and Microstructural Evolution during Large Strain Compression of Low Stacking Fault Energy Fcc Alloys That Form Deformation Twins", 1997.
- [24] X. Bian, F. Yuan, y X. Wu, "Correlation between strain rate sensitivity and characteristics of Portevin-LeChâtelier bands in a twinning-induced plasticity steel", *Materials Science and Engineering: A*, vol. 696, pp. 220–227, jun. 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.04.078.
- [25] W. Wang, Y. Ma, M. Yang, P. Jiang, F. Yuan, y X. Wu, "Strain rate effect on tensile behavior for a high specific strength steel: From quasi-static to intermediate strain rates", *Metals (Basel)*, vol. 8, nº 1, ene. 2018, doi: 10.3390/met8010011.
- [26] M. Madivala, A. Schwedt, S. L. Wong, F. Roters, U. Pohl, y W. Bleck, "Temperature dependent strain hardening and fracture behavior of TWIP steel", *Int J Plast*, vol. 104, pp. 80–103, may 2018, doi: 10.1016/j.ijplas.2018.02.001.
- [27] ASTM, "Designation: E8/E8M – 15a Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials 1", doi: 10.1520/E0008_E0008M-15A.
- [28] Rohde/Swearengen, "MECHANICAL TESTING FOR DEFORMATION MODEL DEVELOPMENT", nov. 1982.
- [29] S. R. Kalidindi, A. Abusafieh, y E. Ei-Danaf, "Accurate Characterization of Machine Compliance for Simple Compression Testing".
- [30] ASTM, "Designation: E3 – 11 Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens 1", doi: 10.1520/E0003-11.
- [31] ASTM, "E407 – 07'107'1 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys 1", doi: 10.1520/E0407-07.
- [32] ASTM, "Standard Test Methods for Determining Average Grain Size 1", doi: 10.1520/E0112-12.

- [33] Z. H. Cai *et al.*, “Competing deformation mechanisms in an austenite-ferrite medium-Mn steel at different strain rates”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 818, jun. 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141357.
- [34] K. M. Rahman, V. A. Vorontsov, y D. Dye, “The effect of grain size on the twin initiation stress in a TWIP steel”, *Acta Mater*, vol. 89, pp. 247–257, may 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.02.008.
- [35] D. Barbier, N. Gey, S. Allain, N. Bozzolo, y M. Humbert, “Analysis of the tensile behavior of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 500, n° 1–2, pp. 196–206, ene. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2008.09.031.
- [36] T. A. Lebedkina, M. A. Lebyodkin, J. P. Chateau, A. Jacques, y S. Allain, “On the mechanism of unstable plastic flow in an austenitic FeMnC TWIP steel”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 519, n° 1–2, pp. 147–154, ago. 2009, doi: 10.1016/j.msea.2009.04.067.
- [37] S. Curtze, V. T. Kuokkala, A. Oikari, J. Talonen, y H. Hänninen, “Thermodynamic modeling of the stacking fault energy of austenitic steels”, *Acta Mater*, vol. 59, n° 3, pp. 1068–1076, feb. 2011, doi: 10.1016/j.actamat.2010.10.037.
- [38] A. Dumay, J. P. Chateau, S. Allain, S. Migot, y O. Bouaziz, “Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel”, *Materials Science and Engineering: A*, vol. 483–484, n° 1-2 C, pp. 184–187, jun. 2008, doi: 10.1016/j.msea.2006.12.170.

CAPITULO VII: ANEXOS

La composición química correspondiente al acero en el que se centró el presente trabajo se detalla en la tabla:

Tabla 5: Composición química

Elemento	Fe	Mn	Cr	C	Si	P
Wt%	-	21,85	10,89	0,63	0,08	0,087

El análisis realizado sobre la aleación producida mediante el proceso de colada y forjado se basó en el modelo propuesto por Hirth [12] y difundido por Olson y Cohen [13]. Este modelo emplea una expresión específica para calcular la energía de falla de apilamiento desde una perspectiva termodinámica.

$$EFA = 2 * \rho_A * (\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}) + 2 * \rho_{\varepsilon}^{\gamma}$$

Donde,

$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$: Energía libre de Gibbs requerida para que se produzca la transformación martensítica.

ρ_A : Densidad superficial de los átomos en los planos { 1 1 1 }.

$\rho_{\gamma/\varepsilon}$: 15 [mJ/m²], energía por unidad de superficie de la interfase { 1 1 1 } entre la fase γ y ε .

Según Allain et al. [8], al simplificar el modelo de Olson y Cohen para una aleación Fe-Mn-C, la entalpía libre molar o la energía libre de Gibbs para la transformación martensítica se puede expresar de la siguiente manera:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX} + x_c * \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX} + \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{mg} \quad [7.1]$$

Teniendo en cuenta los modelos de soluciones regulares, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX}$ representa la contribución química a la entalpía molar libre de todos los elementos sustitucionales presentes en la aleación. El primer término de la ecuación considera las combinaciones con los elementos aleantes involucrados según la siguiente relación:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX} = \sum_i x_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + x_{Fe}x_{Mn}[C + D(x_{Fe} - x_{Mn})] \quad [7.2]$$

$$+ x_{Fe}x_{Si}[E + F(x_{Fe} - x_{Si})] + x_{Fe}x_{Cr}[G + H(x_{Fe} - x_{Cr})]$$

$$\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = A_i + B_i T, \quad i = Fe, Mn, Cr$$

Las fracciones molares de todos los elementos para las composiciones químicas propuestas se presentan en la siguiente tabla:

Tabla 6: Fracción molar de cada componente

Composición TWIP				
Elemento	%wt	Peso Atómico	Moles	Fracción molar
Fe	67,4	55,845	1,207	0,653
Mn	22	54,938	0,400	0,217
Cr	10	51,9961	0,19232212	0,103978149
C	0,6	12,011	0,050	0,027
		SUMA	1,850	1,000

Los parámetros empleados para los diversos cálculos se detallan a continuación:

Tabla 7: Parámetros empleados en el cálculo de la EFA

P	$2.94 \times 10^{-5} \text{ mol m}^{-2}$ [37]
$\sigma^{\gamma/\varepsilon}$	15 mJ m ⁻²
$\Delta G_{Fe}^{\gamma/\varepsilon}$	-2243.38+4.309T Jmol ⁻¹ [38]
$\Delta G_{Mn}^{\gamma/\varepsilon}$	-1000.00+1.123T Jmol ⁻¹ [38]
$\Delta G_{FeMn}^{\gamma/\varepsilon}$	C=2873 J mol ⁻¹ ; D=-717 J mol ⁻¹ [38]
$\Delta G_{FeMnX/C}^{\gamma/\varepsilon}$	A=1246 J mol ⁻¹ ; b=24.29 J mol ⁻¹ ; c=-17175 J mol ⁻¹
$\Delta G_{Cr}^{\gamma/\varepsilon}$	1370-10T J mol ⁻¹
$\Delta G_{FeCr}^{\gamma/\varepsilon}$	G= 549.87 J mol ⁻¹ ; H= 2095
β^{γ} / μ_B	$0.7x_{Fe}+0.62x_{Mn}-0.64x_{Fe}x_{Mn}-4x_C$

β^ϵ / μ_B	$0.62x_{Mn}-4x_C$

El segundo término de la ecuación tiene en cuenta la influencia de la interacción entre el carbono y el manganeso según la siguiente relación:

$$x_C \Delta G^{Y \rightarrow \epsilon}_{FeMnX/C} = 0,0295 * \frac{a}{x_C} (1 - e^{-bx_C}) + cx_{Mn} \quad [7.3]$$

El tercer término de la ecuación aborda el componente magnético, el cual surge de la temperatura de transición de Nel, que va desde el estado paramagnético al antiferromagnético. Se presenta para cada fase de la siguiente manera:

$$\Delta G_{mg}^{Y \rightarrow \epsilon} = G_m^\epsilon - G_m^Y \quad [7.4]$$

Donde se desprende:

$$G_m^\vartheta = RT \ln \left(1 + \frac{\beta^\vartheta}{\mu_B} \right) f \left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right)$$

En donde cada termino corresponde a:

- β^ϑ : Momento magnético.
- T_N^ϑ : Temperatura de transición de Nel de la fase ϑ .
- μ_B : Magnetrón de Bohr.
- f : función polimomial ajustada que dependiendo si la razón $\left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right) \leq 1$, la función es

$$f \left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right) = 1 - \frac{\left[\frac{79\tau^{-1}}{140p} + \frac{474}{497} \left(\frac{1}{p} - 1 \right) \left(\frac{\tau^3}{6} + \frac{\tau^9}{135} + \frac{\tau^{15}}{600} \right) \right]}{D}. \text{ Ahora si } \left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right) > 1, \text{ la función es } f \left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right) =$$

$$- \frac{\left[\frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right]}{D}$$