

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



**UNIVERSIDAD TECNICA
FEDERICO SANTA MARIA**

**DETERMINACION DE LOS MECANISMOS DE
ENDURECIMIENTO EN ACEROS TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}CxCr**

MACARENA ELIZABETH MEDINA CONTRERAS

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

**PROFESOR GUÍA:
DR. ING FLAVIO ANDRÉS DE BARBIERI BOERO**

**FECHA
Octubre 2019**

AGRADECIMIENTOS

Quisiera partir agradeciendo a todas aquellas personas que fueron partícipe de alguna u otra forma en esta investigación, especialmente a mi profesor guía Flavio de Barbieri por su constante apoyo, y a los apoyos académicos del departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la UTFSM.

En forma particular a mis padres, Raúl y Elizabeth, pilares fundamentales en mi vida, gracias a ustedes me he convertido en lo que hoy soy y he logrado llegar hasta acá. Los amo y admiro.

A mi hermana Constanza, mi mejor amiga. Gracias por cada palabra de aliento y consejo durante todo este proceso, este logro también es tuyo.

A mi abuelita Maria, a mis tíos Juan y Natividad, gracias por estar presente en cada paso que he dado, he sentido su apoyo constantemente.

A las ratitas: Angelo, Danitza, Diego, Italo y Pablo. Gracias por las tardes de estudio, por soportar mis cambios de humor, por apoyarme en las decisiones que he tomado y por ser siempre francos con respecto a lo que piensan. Los quiero mucho.

A mis amigos Ignacio, Francisca, Tamara, Camila y Lisa por hacer de la universidad mi segundo hogar y una aventura inolvidable.

Al equipo de promoción universitaria, por permitir que me desarrollara más allá de lo académico. Sin duda alguna forma parte importante de mi crecimiento profesional.

¡Gracias infinitas a todos aquellos que me acompañaron en este camino, me llevo los mejores recuerdos!

DEDICATORIA

A mi hermana Constanza

Gracias por ser mi cable a tierra, mi amiga, mi hermana, mi confidente. Por tener siempre un consejo sabio y por apoyar cada una de mis decisiones aunque a veces no las compartíamos.

Eres un pilar fundamental en mi vida, espero nunca me faltes.

A mi madre Elizabeth

Sin ti no sería la mujer que hoy soy. Eres un ejemplo constante de perseverancia, la persona que me enseñó que todos mis sueños son alcanzables, con esfuerzo, respeto, responsabilidad y amor. Espero si tengo la posibilidad de ser algún día mamá, ser al menos lo mitad de buena que tú has sido con nosotras.

A mi padre Raúl

No me podría haber tocado mejor papá que tú, me alientas y apoyas en cada paso que doy. Gracias por enseñarme día a día el valor de la familia, por esforzarte para que nunca nos falte nada, por regalarnos constantemente y por amarnos de forma incondicional.

RESUMEN

Durante las últimas décadas, los aceros TWIP han causado gran impacto en la industria, destacando principalmente la automotriz. Su alta resistencia mecánica y elevada ductilidad hacen de estos aceros una gran alternativa para todas aquellas industrias que necesiten un material capaz de absorber energía durante el impacto.

La presente memoria de investigación tiene como finalidad determinar los mecanismos de endurecimiento presentes en dos tipos de estos aceros: Fe22Mn0.6C5Cr y Fe22Mn0.6C10Cr. Para ello, se realizaron ensayos de tracción con temperatura en el rango de 18 [°C] hasta 495 [°C], y posteriormente un análisis de los resultados mediante microscopía óptica, cálculos de energía de falla de apilamiento y derivadas del esfuerzo con respecto a la deformación obtenida.

Con lo anterior, fue posible caracterizar metalográficamente los aceros, establecer una relación entre el contenido de cromo y las propiedades mecánicas, para finalmente determinar que mecanismo de endurecimiento se encuentra actuando. La energía de falla de apilamiento, encargada de determinar los mecanismos que se encuentran presentes en estos aceros, se ve afectada por el contenido de cromo, razón por la cual es posible ver maclado mecánico en todas las temperaturas estudiadas.

Es así como se determinó que existen tres mecanismos que afectan el endurecimiento de estos aceros TWIP tales como: deslizamiento de dislocaciones, maclado mecánico y envejecimiento por deformación dinámico. Actuando en forma simultánea desde los 100 [°C] hasta los 350 [°C] para contenidos de cromo del 5% y entre los 200 - 250 [°C] para 10% de cromo.

ABSTRACT

During the last decades, TWIP steels have caused great impact in the industry, especially the automotive industry. Their high mechanical resistance and high ductility make these steels a great alternative for all those industries that need a material capable of absorbing energy during impact.

The purpose of this research is to determine the hardening mechanisms present in two types of TWIP steels: Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr and Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr. For this purpose, tensile tests were carried out at temperatures in the range of 18 [°C] to 495 [°C]. The results were analyzed by optical microscopy, stacking fault energy calculations and the derivatives of stress with respect to strain.

Thus, it was possible to characterize metallographically the steels, to establish a relationship between chromium content and mechanical properties, and to determine which hardening mechanism is acting.

The stacking fault energy, responsible for determining the hardening mechanisms present in these steels, is affected by the chromium content, which is why it is possible to observe deformation twinning at all temperatures.

From the analysis it is concluded that there are three mechanisms that affect the hardening of the TWIP steels: movement of dislocations, mechanical twinning and dynamic strain aging. These mechanisms act simultaneously from 100 [°C] to 350 [°C] for chromium contents of 5%, and between 200 and 250 [°C] for 10% chromium.

ÍNDICE

AGRADECIMIENTOS	2
DEDICATORIA.....	3
RESUMEN	4
ABSTRACT	5
ÍNDICE	6
ÍNDICE DE FIGURAS	8
ÍNDICE DE TABLAS	11
CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN GENERAL	14
1.1 Introducción general.....	14
1.2 Hipótesis	15
1.3 Objetivos	16
1.3.1 Objetivo general.....	16
1.3.2 Objetivos específicos.....	16
CAPÍTULO 2 ANTECEDENTES TEÓRICOS	17
2.1 Aceros TWIP	17
2.1.1 Elementos aleantes en aceros TWIP.....	18
2.2 Energía falla de apilamiento.....	19
2.3 Deslizamiento de dislocaciones	22
2.3.1 Deformación por deslizamiento	22
2.3.2 Modos de deslizamiento	23
2.3.2.1 Deslizamiento planar.....	23
2.3.2.2 Deslizamiento cruzado.....	24
2.4 Maclado Mecánico	24
2.4.1 Efecto dinámico de Hall – Petch.....	27
2.5 Endurecimiento por deformación dinámico	28
2.5.1 Efecto Portevin Le Chatelier	30
2.5.1.1 Tipos de bandas de Portevin Le Chatelier	31
2.5.2 Identificación de los mecanismos de endurecimiento.....	33
CAPÍTULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	35
3.1 Diseño de Probetas.....	35

3.2	Metodología experimental.....	35
3.2.1	Ensayo de tracción	35
3.2.2	Descripción de equipos	36
3.2.2.1	Máquina de tracción.....	36
3.2.2.2	Horno utilizado en tracción con temperatura.....	37
3.2.3	Montaje de muestras para metalografías	38
3.2.4	Lijado y pulido.....	38
3.2.5	Ataque químico.....	39
3.2.6	Metalografía.....	40
CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIONES.....		41
4.1	Objetivo específico 1: Correlacionar las propiedades mecánicas con el porcentaje de cromo.	41
4.1.1	Energía de Falla de Apilamiento.....	41
4.1.2	Esfuerzo de Fluencia y UTS	43
4.2	Objetivo específico 2: Caracterizar microestructuralmente el acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} CxCr.	48
4.2.1	Microestructuras acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr.....	49
4.2.2	Microestructuras acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr.....	51
4.2.3	Análisis MEB para determinar carburos de cromo.....	53
4.3	Objetivo específico 3: Determinar los diferentes mecanismos de deformación analizando la curva esfuerzo-deformación a diferentes temperaturas. 55	
4.3.1	Temperatura: ambiente.	55
4.3.2	Temperatura: 100 [°C].	58
4.3.3	Temperatura: 200 [°C].	60
4.3.4	Temperatura: 250 [°C].	63
4.3.5	Temperatura: 300 [°C].	66
4.3.6	Temperatura: 350 [°C].	69
4.3.7	Temperatura: 400 [°C].	72
4.3.8	Temperatura 495 [°C]	75
CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES		81
REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS		83
ANEXOS		86

Cálculo tamaño de grano.....	86
Temperatura ambiente	86
Temperatura 100 [°C].....	88
Temperatura 200 [°C].....	90
Temperatura 250 [°C].....	92
Temperatura 300 [°C].....	94
Temperatura 350 [°C].....	96
Temperatura 400 [°C].....	98
Temperatura 495 [°C].....	100
Cálculo Energía Falla de Apilamiento	102

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1.1 Relación entre elongación y esfuerzo de fluencia [3].	14
Figura 1.1.2 : Influencia de los elementos aleantes en la EFA en un Fe ₂₂ Mn _{0.6} C [4].	15
Figura 2.1.1: Materiales utilizados en el diseño de automóviles [5].....	17
Figura 2.1.2: Capacidad de absorber energía en aceros utilizados en la industria automotriz [6].....	18
Figura 2.2.1 : Secuencia de Apilamiento normal y falla de apilamiento [15].	20
Figura 2.2.2: Falla de Apilamiento Intrínseca y Extrínseca [2].....	21
Figura 2.2.3 Rangos de energía de falla de apilamiento [17].	22
Figura 2.3.1: Esquema clásico sobre el deslizamiento [18].....	22
Figura 2.4.1: Esquema clásico de maclado mecánico [14].	25
Figura 2.4.2 Identificación de maclas mecánicas [19].	25
Figura 2.4.3: Diferencia entre el cizalle asociado con el maclado (A) y el deslizamiento (B) [13].....	26
Figura 2.4.4 Diferencia entre transformación martensítica y maclado mecánico. .	27
Figura 2.4.5: Apilamiento de dislocaciones en un borde de grano [20].	27
Figura 2.4.6: Efecto dinámico de Hall-Petch en un acero TWIP [6].....	28

Figura 2.5.1 Ilustración durante el paso de la dislocación [26].	29
Figura 2.5.2: Modelo Dastur – Leslie [25].	30
Figura 2.5.3: Curva esfuerzo verdadero vs logaritmo de la deformación a diferentes velocidades de deformación [27].	31
Figura 2.5.4: Esquema sobre nucleación de las bandas PLC [29].	32
Figura 2.5.5 Morfología dentada en la curva esfuerzo-deformación que da origen a distintos tipos de banda A, B y C. [30].	33
Figura 2.5.6 Etapas observadas durante el endurecimiento de aceros TWIP [31].	34
Figura 3.1.1 Probetas utilizadas en tracción.	35
Figura 3.2.1 Esquema ensayo de Tracción.	36
Figura 3.2.2 Máquina de tracción Zwick Roell Z030 [33].	37
Figura 3.2.3 Horno para ensayos de tracción con temperatura.	37
Figura 3.2.4 Equipo de lijado y pulido.	38
Figura 4.1.1: EFA para diferentes contenidos de cromo.	42
Figura 4.1.2 Dependencia del esfuerzo de fluencia con la temperatura y composición.	45
Figura 4.1.3 Dependencia del UTS con la temperatura y composición.	46
Figura 4.1.4 Elongación total con respecto a la temperatura y composición.	47
Figura 4.1.5 Reducción de área con respecto a la temperatura y composición.	47
Figura 4.2.1 Microestructuras del acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a (a) 18 [°C], (b) 100 [°C], (c) 200 [°C], (d) 250 [°C], (e) 300 [°C], (f) 350 [°C], (g) 400[°C] y (h) 495 [°C].	49
Figura 4.2.2 Microestructuras del acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a (a) 18 [°C], (b) 100 [°C], (c) 200 [°C], (d) 250 [°C], (e) 300 [°C], (f) 350 [°C], (g) 400[°C] y (h) 495 [°C].	51
Figura 4.2.3 Metalografía acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr utilizada en análisis MEB	53
Figura 4.3.1 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a temperatura ambiente.	55
Figura 4.3.2 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a temperatura ambiente.	56

Figura 4.3.3 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a temperatura ambiente.....	57
Figura 4.3.4 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 100 [°C]......	58
Figura 4.3.5 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 100 [°C].	59
Figura 4.3.6 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 100 [°C]. ..	60
Figura 4.3.7 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 200 [°C]......	61
Figura 4.3.8 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 200 [°C].	62
Figura 4.3.9 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 200 [°C]. ..	63
Figura 4.3.10 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 250 [°C]......	64
Figura 4.3.11 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 250 [°C]. ..	65
Figura 4.3.12 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 250 [°C].	66
Figura 4.3.13 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 300 [°C]......	67
Figura 4.3.14 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 300 [°C]. ..	68
Figura 4.3.15 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 300 [°C].	69
Figura 4.3.16 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 350 [°C]......	70
Figura 4.3.17 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 350 [°C]. ..	71
Figura 4.3.18 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 350 [°C].	72
Figura 4.3.19 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 400 [°C]......	73
Figura 4.3.20 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 400 [°C]. ..	74
Figura 4.3.21 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 400 [°C].	75
Figura 4.3.22 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 495 [°C]......	76
Figura 4.3.23 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a 495 [°C]. ..	77
Figura 4.3.24 Endurecimiento por deformación de Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a 495 [°C].	78
Figura 4.3.25 Probeta sin formación de cuello.	79
Figura 4.3.26 Probeta con formación de cuello.	79
Figura 1 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 18 [°C]. ...	86
Figura 2 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 18 [°C]. .	87
Figura 3 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 100 [°C]. .	88
Figura 4 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 100 [°C].	89
Figura 5 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 200 [°C]. .	90
Figura 6 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 200 [°C].	91

Figura 7 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 250 [°C].	92
Figura 8 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 250 [°C].	93
Figura 9 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 300 [°C].	94
Figura 10 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 300 [°C].	95
Figura 11 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 350 [°C].	96
Figura 12 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 350 [°C].	97
Figura 13 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} Cr a aumento 100x a 400 [°C]...	98
Figura 14 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 400 [°C].	99
Figura 15 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr a aumento 100x a 495 [°C].	100
Figura 16 Microestructura aleación Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr a aumento 100x a 495 [°C].	101

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1.1: Efecto de los elementos aleantes en las propiedades de los aceros TWIP [3].	19
Tabla 4.1.1: Resultados de EFA teórica mediante el modelo de Olson y Cohen.	41
Tabla 4.1.2 Resultados ensayo de tracción a diferentes temperaturas para acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C [34].	43
Tabla 4.1.3 Resultados ensayo de tracción a diferentes temperaturas para acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₅ Cr.	44
Tabla 4.1.4 Resultados ensayo de tracción a diferentes temperaturas para acero TWIP Fe ₂₂ Mn _{0.6} C ₁₀ Cr.	44
Tabla 4.2.1 Tamaño de grano según norma ASTM E112 para contenido de cromo del 5%.	50
Tabla 4.2.2 Tamaño de grano según norma ASTM E112 para contenido de cromo del 10%.	52

Tabla 4.2.3 Estimación cuantitativa de maclado mecánico.	52
Tabla 4.2.4 Resultados obtenidos en análisis SEM puntual 001.....	53
Tabla 4.2.5 Resultados obtenidos en análisis SEM puntual 003.....	54
Tabla 4.2.6 Resumen de resultados obtenidos para el objetivo específico I.....	54
Tabla 4.3.1 Resumen de los mecanismos presentes en ambos contenidos de cromo.	80
Tabla 1: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 18 [°C].....	87
Tabla 2: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 18 [°C].....	88
Tabla 3: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 100 [°C].....	89
Tabla 4: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 100 [°C].....	89
Tabla 5: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 200 [°C].....	90
Tabla 6: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 200 [°C].....	91
Tabla 7: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 250 [°C].....	92
Tabla 8: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 250 [°C].....	93
Tabla 9: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 300 [°C].....	94
Tabla 10: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 300 [°C].....	95
Tabla 11: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 350 [°C].....	96
Tabla 12 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 350 [°C].....	97

Tabla 13 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 400 [°C].	98
Tabla 14 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 400 [°C].	99
Tabla 15 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 495 [°C].	100
Tabla 16 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 495 [°C].	101
Tabla 17: Composición química de las aleaciones estudiadas.	103
Tabla 18 Parámetros utilizados para la resolución de las ecuaciones.	104

CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN GENERAL

1.1 Introducción general

Las carrocerías de los automóviles siguen utilizando hoy en día un alto porcentaje de acero. Es por esto, que debido a las crecientes exigencias medioambientales y el incremento de la seguridad para los pasajeros, se requieren materiales con propiedades físicas y mecánicas mejoradas.

Los aceros de alto porcentaje de manganeso, descubiertos por Sir Robert Hadfield en 1888 [1], son materiales que han sido altamente atractivos en aplicaciones estructurales, debido principalmente a su excelente balance entre resistencia mecánica y ductilidad [2].

Dentro de ellos, se incluyen los aceros que presentan plasticidad inducida por maclado mecánico (Aceros TWIP, Twinning Induced Plasticity).

Dichos aceros, se caracterizan por poseer matriz austenítica, una alta deformación total (60-95%), alta resistencia a la tracción (UTS: 800-1100 [MPa]) y una excelente conformabilidad, lo cual se muestra en la Figura 1.1.1. Lo anterior, se debe principalmente a la formación de maclas durante la deformación plástica, las cuales actúan como barreras al deslizamiento de dislocaciones, efecto denominado como Hall Petch dinámico. [2]

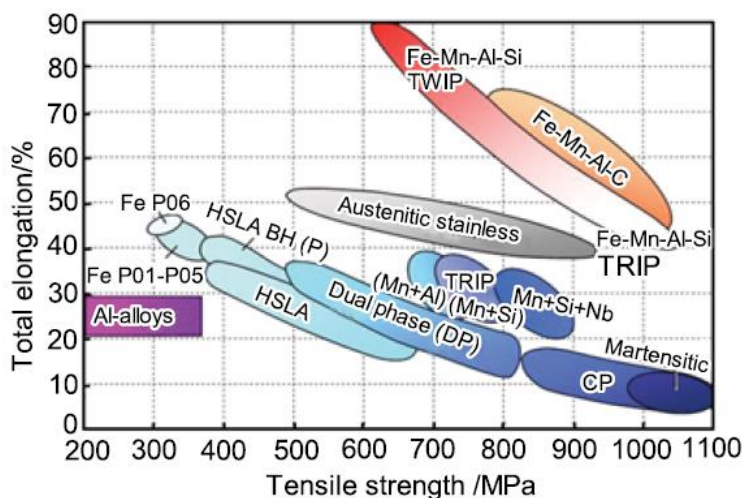


Figura 1.1.1 Relación entre elongación y esfuerzo de fluencia [3].

La presente memoria forma parte de un equipo de trabajo que está investigando la influencia de la adición de 5% y 10% de cromo en los mecanismos de endurecimiento, desgaste, corrosión, recristalización, entre otros para los aceros TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr y Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr.

Lo anterior, se debe principalmente a que dicho elemento aleante tiende a disminuir la energía de falla de apilamiento tal como lo señala la Figura 1.1.2. Podemos apreciar que el porcentaje de Cr disminuye la energía de falla de apilamiento de forma lineal, por lo que se espera que contenidos de 10% cromo presenten menor energía de falla de apilamiento que los de 5% cromo y por consiguiente maclado mecánico como mecanismo operante del endurecimiento a menores temperaturas.

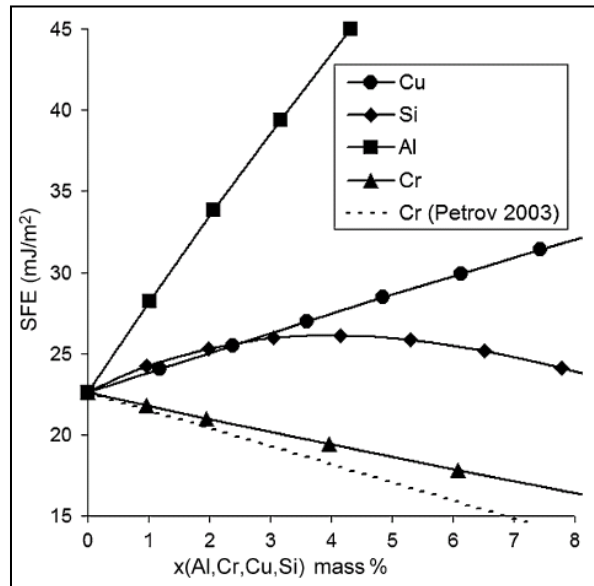


Figura 1.1.2 : Influencia de los elementos aleantes en la EFA en un Fe₂₂Mn_{0.6}C [4].

1.2 Hipótesis

El acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C_xCr puede presentar tres mecanismos de deformación simultáneos: maclado mecánico, deslizamiento de dislocaciones y endurecimiento por deformación dinámico.

1.3 Objetivos

1.3.1 Objetivo general

Determinar los mecanismos de endurecimiento del acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C_xCr, siendo x equivalente a 5% y 10% de cromo.

1.3.2 Objetivos específicos

- Correlacionar las propiedades mecánicas con el porcentaje de cromo.
- Caracterizar microestructuralmente el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C_xCr.
- Determinar los diferentes mecanismos de deformación, analizando la curva esfuerzo-deformación a diferentes temperaturas.

CAPÍTULO 2 ANTECEDENTES TEÓRICOS

2.1 Aceros TWIP

Como se ha mencionado en el capítulo anterior, estos aceros de alto porcentaje de manganeso son materiales que han sido altamente atractivos en aplicaciones estructurales y la industria automotriz [2], siendo esta última la que durante el último tiempo ha puesto gran énfasis en estos materiales, dado que para la fabricación de carrocerías se utiliza un 99% de acero en la zona de protección de pasajeros y un 60-70% en el resto de las partes, tal como se indica en la Figura 2.1.1.

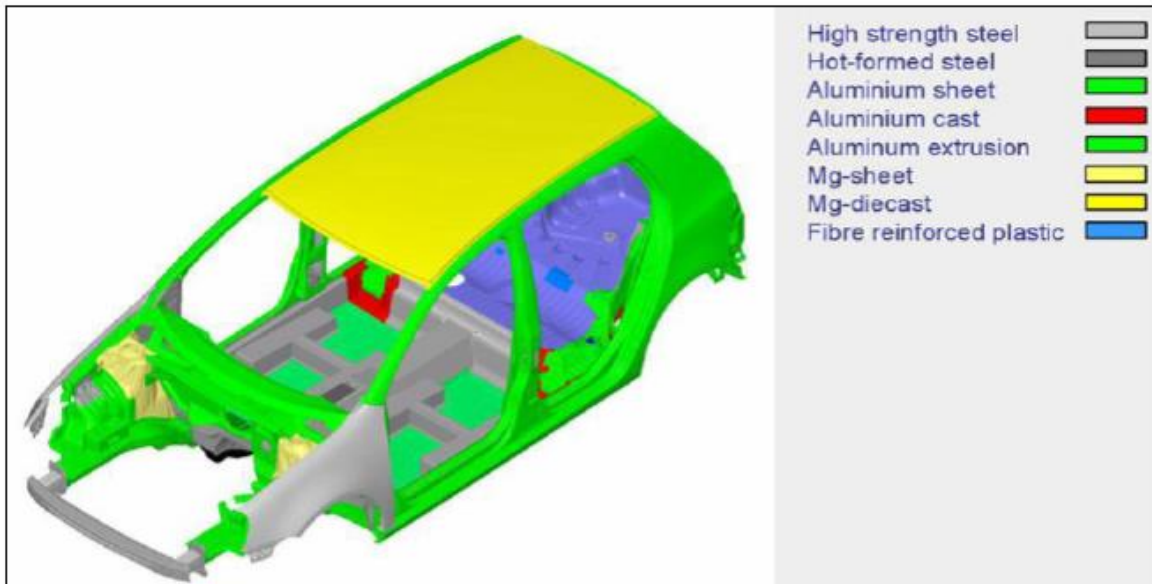


Figura 2.1.1: Materiales utilizados en el diseño de automóviles [5].

Los aceros TWIP “Twinning Induced Plasticity” (plasticidad inducida por maclado mecánico) caen en la categoría de aceros con altos contenidos de manganeso, donde sus principales características son una alta deformación total (60-95%), gran resistencia mecánica (UTS: 800-1100 [MPa]) y una gran absorción de energía (impacto) [2] tal como se indica en la Figura 2.1.2. Por lo tanto, funcionan muy bien en la categoría de las carrocerías de automóviles, específicamente, en la parte de seguridad.

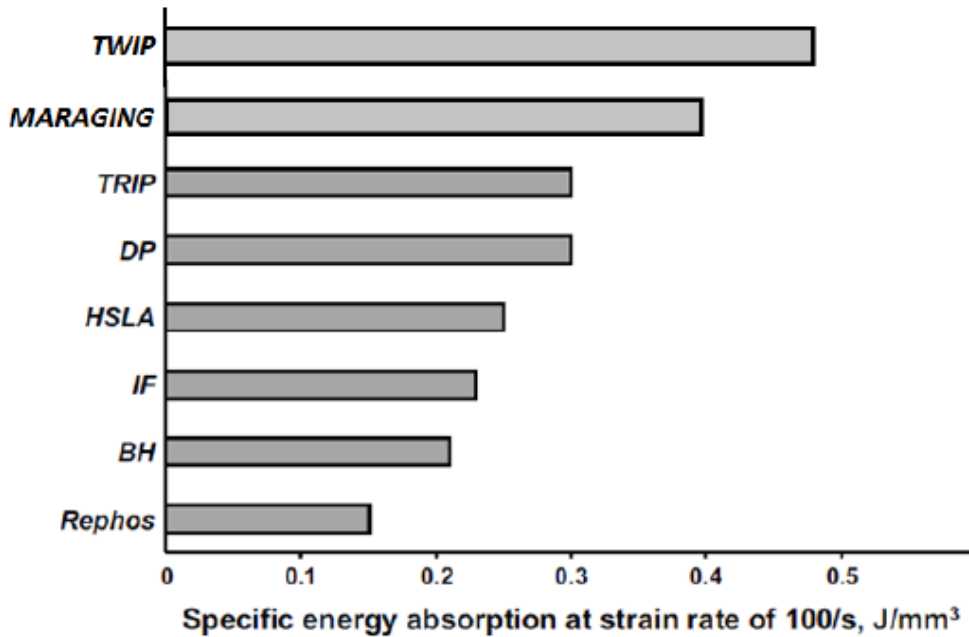


Figura 2.1.2: Capacidad de absorber energía en aceros utilizados en la industria automotriz [6].

Haciendo un poco de historia, en 1929, Hall y Krivobok [7] describieron en detalle la microestructura de los aceros Hadfield. Ellos obtuvieron una microestructura 100% austenítica solo después de un tratamiento térmico a una temperatura sobre los 500 [°C] seguido de un temple [2]. Por su parte, Tofaute y Linden [8] mostraron en 1936 que los contenidos de manganeso y carbono requeridos para estabilizar esta estructura austenítica seguía la siguiente relación:

$$\%Mn + 13\%C \geq 17$$

donde el carbono y manganeso están expresados en porcentaje atómico.

2.1.1 Elementos aleantes en aceros TWIP

Para asegurar una microestructura austenítica a temperatura ambiente, el manganeso juega un rol fundamental para estabilizar dicha fase. Si el contenido de manganeso es inferior al 15% en peso, podría formarse α' -martensita [3] y por el contrario si supera el 30-32% en peso, podría formarse una fase frágil β -Mn en la

microestructura [9]. Es así como se recomiendan contenidos de manganeso en el orden de 15-30% en peso.

Otros elementos como carbono, silicio y/o aluminio son también necesarios para obtener alta resistencia mecánica y ductilidad. Para otros propósitos como por ejemplo: mejorar la resistencia a la corrosión, la adición de cromo es recomendada [3]. La Tabla 2.1.1 nos muestra a grandes rasgos el efecto de diversos elementos aleantes en las propiedades de los aceros TWIP.

Tabla 2.1.1: Efecto de los elementos aleantes en las propiedades de los aceros TWIP [3].

Efecto	C	Mn	Si	B	Ti	N	Al
Estabilizador fase γ	√	√				√	
Fortalecimiento de austenita por solución sólida	√		√			√	√
Refinamiento martensita ξ			√				√
Ductilidad en caliente				√	√		

2.2 Energía falla de apilamiento

La Energía de Falla de Apilamiento (EFA), es la energía por unidad de área necesaria para generar una Falla de Apilamiento, la cual depende de la temperatura y composición química. La Energía de Falla de Apilamiento usualmente relaciona la falla de apilamiento como un defecto de superficie. Sin embargo, el intento por obtener una función termodinámica que represente la EFA como una segunda fase embrionaria, fue propuesto por Olson y Cohen en el año 1976 [10], en donde aplicaron la teoría clásica de la nucleación para explicar este fenómeno, considerando que la EFA está comprendida tanto como energía de volumen como energía de superficie [11] [12].

Los autores postularon que para identificar la estructura constituida por una falla en particular, se puede utilizar la siguiente regla: si el movimiento de una dislocación por “x” planos produce una estructura de volumen, entonces “m” de tales

dislocaciones con una separación dada, producen un embrión de esa estructura con un espesor de planos $n = m \times x$ [13].

Una falla de apilamiento es un defecto de superficie y como su nombre lo indica, es una región del cristal en que la secuencia regular en la disposición de los átomos se ha alterado [14]. La secuencia normal de un cristal FCC es ABCABCABC..., donde las capas B y C van sobre los huecos de la capa A.

La Figura 2.2.1 muestra el apilamiento normal de una estructura FCC y un plano de dislocación que se quiere desplazar hacia la derecha. Como es energéticamente más favorable hacer un zig-zag que cruzar en una dirección, la dislocación perfecta se disocia en dos dislocaciones parciales. Es así, como se tiene la siguiente secuencia: ABCABC-ABAB-ABCABC, generando una zona ABAB del tipo HCP.

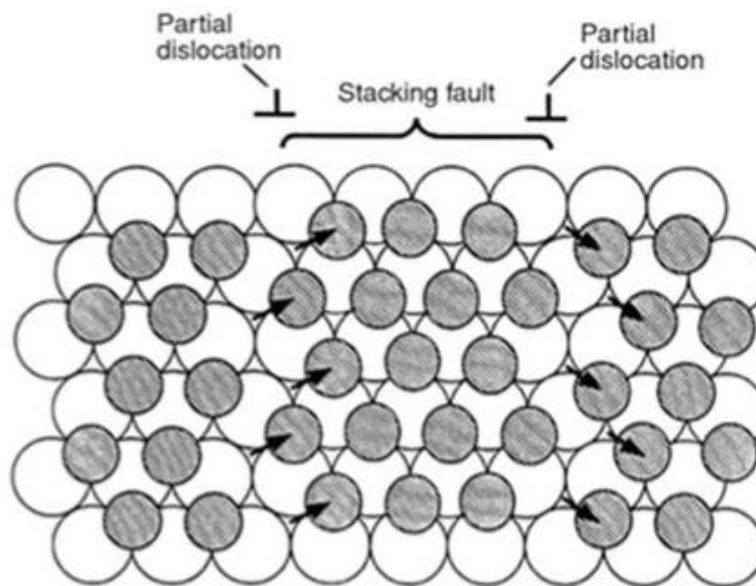


Figura 2.2.1 : Secuencia de Apilamiento normal y falla de apilamiento [15].

La creación de una región HCP en una estructura FCC introduce una región con una mayor energía libre. Una falla de apilamiento en un material FCC, visto desde el punto de vista de la teoría de las dislocaciones, es una dislocación extendida que consiste en una región delgada HCP rodeada de dislocaciones parciales. Estas dislocaciones al encontrarse cercanas y siendo del mismo signo tienden a repelerse, sin embargo esta repulsión es contrarrestada con la tensión superficial que ejerce

la falla de apilamiento que tiende a juntarlas. Esta diferencia de energía es la Energía de Falla de Apilamiento [16].

Existen dos posibles fallas de apilamiento en un cristal FCC: Intrínseca y Extrínseca. Las fallas de apilamiento Intrínsecas se caracterizan por la eliminación de una capa atómica, tal como se muestra en la figura 2.2.2, donde en un inicio la secuencia de apilamiento es CBA-CBA-C y luego existe una eliminación de la capa atómica C producto del movimiento de una dislocación parcial tipo Shockley en un plano compacto, resultando la secuencia CBA-BA-C.

Por su parte, las fallas de apilamiento extrínsecas se generan por la inserción de una capa atómica extra. La figura 2.2.2 señala que en un comienzo la secuencia de apilamiento es BAC-BAC y posteriormente, producto del movimiento de dos dislocaciones parciales del tipo Schockley en dos planos compactos se obtiene la secuencia BAC-A-BAC.

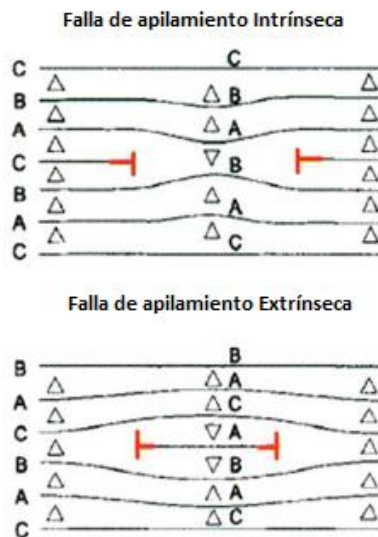


Figura 2.2.2: Falla de Apilamiento Intrínseca y Extrínseca [2].

Las maclas mecánicas mencionadas anteriormente se producen únicamente cuando la energía de falla de apilamiento se sitúa entre 15 y 45 [mJ/m²] aproximadamente. Para valores inferiores a los ya expresados, se produce la transformación de austenita en martensita epsilon típica de los aceros TRIP. Mientras que si la energía de falla de apilamiento es superior a los 45 [mJ/m²], el

único mecanismo operante es el deslizamiento de dislocaciones [6]. Lo anterior se detalla en el esquema de la Figura 2.2.3.

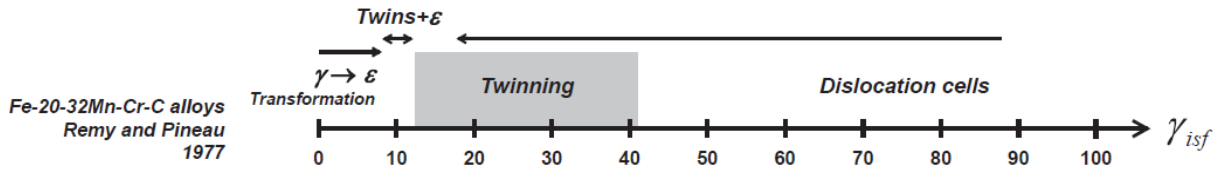


Figura 2.2.3 Rangos de energía de falla de apilamiento [17].

2.3 Deslizamiento de dislocaciones

2.3.1 Deformación por deslizamiento

Las dislocaciones son defectos lineales de la red, responsables de casi todos los aspectos de la deformación plástica de los metales [14]. El deslizamiento de ellas ocurre cuando la tensión cizallante (CRSS, Critical Resolved Shear Stress) sobrepasa un valor crítico. Los átomos que la conforman, se deslizan un número entero de distancias atómicas a lo largo del plano de deslizamiento y se produce un escalón en la superficie pulida. La Figura 2.3.1 ilustra una imagen clásica del deslizamiento.

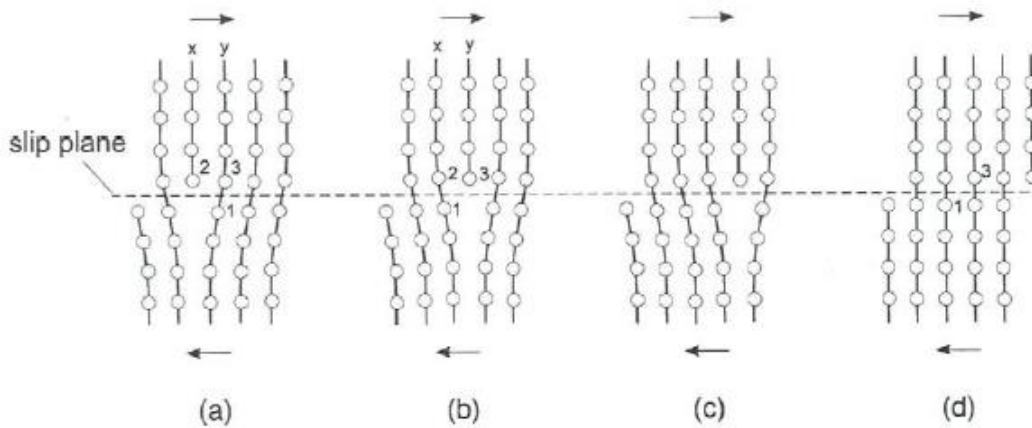


Figura 2.3.1: Esquema clásico sobre el deslizamiento [18].

Generalmente el plano de deslizamiento es el de mayor densidad atómica y la dirección de deslizamiento es la más compacta dentro de dicho plano, en el caso de estructuras cristalinas FCC corresponde a la familia de planos $\{111\}$. Un plano y una dirección de deslizamiento constituyen un sistema de deslizamiento.

El vector de la red cristalina que indica la dirección y magnitud del desplazamiento que sufren los átomos de la red con el paso de una dislocación, recibe el nombre de Vector de Burgers.

En una dislocación ideal, el vector de Burgers siempre tiene como módulo el parámetro de red.

2.3.2 Modos de deslizamiento

Existen dos formas principales en las que una dislocación o un grupo de dislocaciones pueden moverse en un cristal: Deslizamiento planar y Deslizamiento cruzado.

2.3.2.1 Deslizamiento planar

Las dislocaciones permanecen en el plano en el que fueron formadas. Bajo circunstancias normales, es probable que una dislocación encuentre obstáculos en su camino que la obliguen a cambiar de plano de deslizamiento y es muy común que esto ocurra, de manera que para que se dé el deslizamiento planar es necesario que las dislocaciones no tengan la capacidad de deslizarse en forma cruzada, es decir, de cambiar de plano de deslizamiento. Esta situación se da principalmente en dislocaciones parciales [19].

Las dislocaciones parciales se presentan principalmente en cristales FCC, debido a que en éstos el movimiento de una dislocación es energéticamente más favorable yendo en una secuencia de dos posiciones parciales, en lugar de cruzar en una dirección, tal como señala la Figura 2.2.1.

2.3.2.2 Deslizamiento cruzado

Cuando la Energía de Falla de Apilamiento es alta, como en los metales puros, las dislocaciones parciales no se forman y las dislocaciones pueden cambiar de un plano a otro, siempre y cuando el vector de Burgers sea compatible con ambos planos. El paso de una dislocación de un plano a otro se le llama deslizamiento cruzado.

El deslizamiento cruzado permite que las dislocaciones se muevan con mayor libertad que en el deslizamiento planar, formando arreglos complejos que evolucionan a medida que aumenta la densidad de dislocaciones [19].

2.4 Maclado Mecánico

Además del deslizamiento, la deformación plástica en algunos materiales metálicos puede ocurrir por la formación de maclas, es decir, por maclado mecánico como es el caso de los aceros que se estudiarán. El maclado mecánico se produce cuando una porción del cristal toma una orientación que está relacionada de un modo simétrico definido con la del resto del cristal sin deformar. El plano de simetría entre las dos partes se denomina plano de macla. La Figura 2.4.1 muestra una imagen atómica clásica del maclado, donde la Figura 2.4.1(a) representa una sección perpendicular a la superficie de una red cúbica con un plano de índices bajos paralelo al papel y formando un ángulo con el plano pulido. Si se aplica una tensión cizallante, el cristal se deformará aproximadamente por el plano de macla, tal como indica la parte Figura 2.4.1(b). La zona de la derecha de este plano está sin deformar y en la izquierda, los planos de átomos han cizallado de tal modo que hacen de la red una imagen especular a través del plano de macla. Además, se puede observar que las maclas generadas son visibles en la superficie pulida, debido al cambio de orientación cristalográfica entre estas dos zonas.

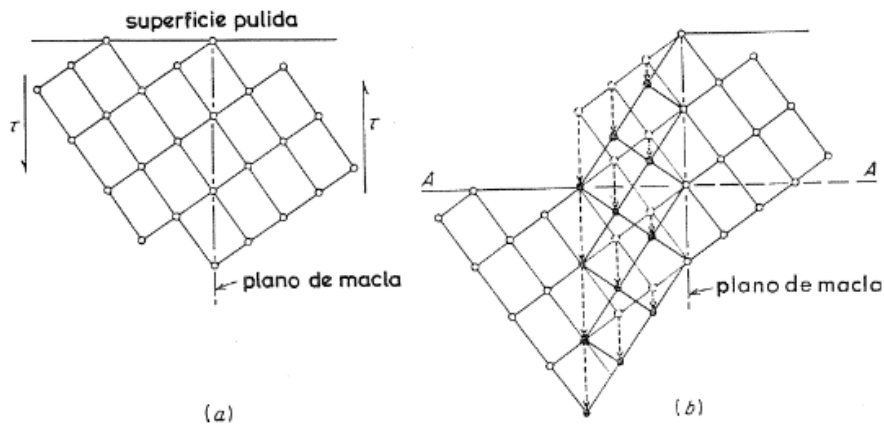


Figura 2.4.1: Esquema clásico de maclado mecánico [14].

De manera metalográfica las maclas son fáciles de identificar, ya que debido a su diferente orientación presentan una tonalidad diferente al ataque químico. Además presentan lados rectos y paralelos que atraviesan el grano austenítico tal como se indica en la Figura 2.4.2.

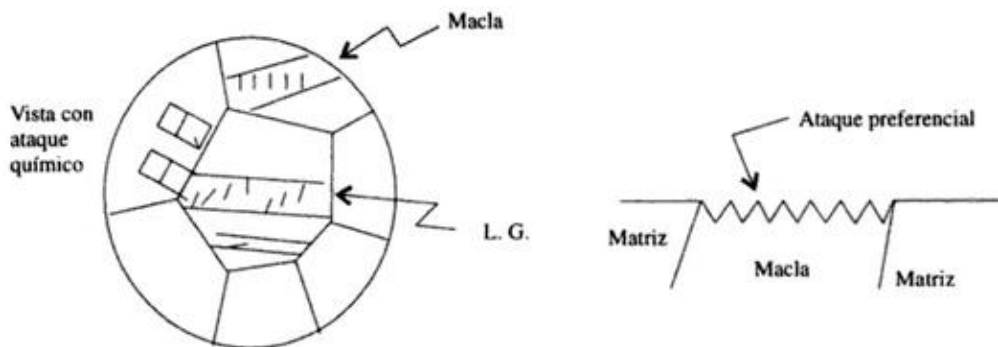


Figura 2.4.2 Identificación de maclas mecánicas [19].

La diferencia fundamental entre el maclado mecánico y el deslizamiento se debe a que en el deslizamiento la deformación ocurre en planos individuales de la red, en cambio el maclado depende de la dirección del cizalle. Cuando se mide el plano de deslizamiento, el cizalle puede ser bastante mayor a la distancia interplanar y depende del número de dislocaciones generadas durante la deformación plástica. Por otra parte, el cizalle relacionado con el maclado mecánico está distribuido

uniformemente sobre un volumen, en vez de estar distribuido localizadamente en un número discreto de planos de deslizamiento como se aprecia en la Figura 2.4.3.

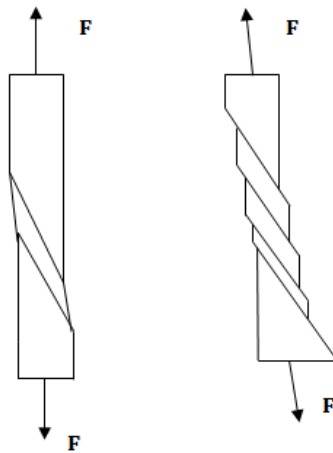


Figura 2.4.3: Diferencia entre el cizalle asociado con el maclado (A) y el deslizamiento (B) [13].

Con respecto a la diferencia entre la transformación martensítica favorecida por bajas energías de falla de apilamiento y el maclado mecánico es posible apreciarla en la Figura 2.4.4.

En ella, se encuentra el cristal sin deformar (a) con su respectiva estructura cristalina FCC. Luego cuando se aplica una tensión cizallante, la dislocación puede ir en cada plano o plano por medio. En este caso se necesitan muchas dislocaciones para transformaciones de fases y maclado mecánico en diferentes planos. La diferencia fundamental entre una y otra es donde van ubicadas las dislocaciones parciales, en el caso del maclado la deformación es mayor y las dislocaciones parciales van en todos los planos. Mientras que en las transformaciones de fase se ubican plano por medio y por lo tanto la deformación total es menor, es allí cuando existe el cambio de estructura cristalina de FCC a HCP.

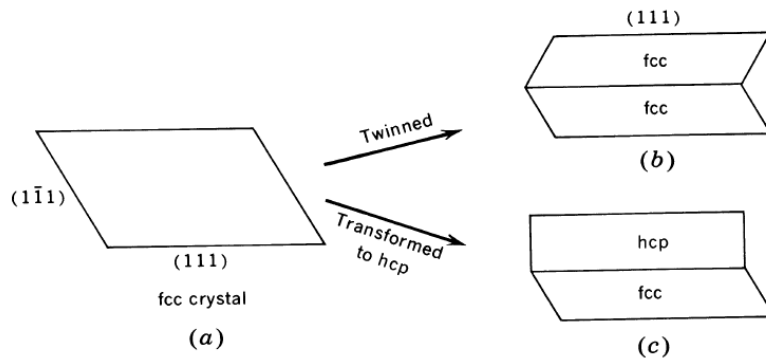


Figura 2.4.4 Diferencia entre transformación martensítica y maclado mecánico.

2.4.1 Efecto dinámico de Hall – Petch

El endurecimiento por afinamiento del tamaño de grano es consecuencia de que los bordes de grano actúan como una barrera infranqueable para el movimiento de las dislocaciones, es decir, el borde de grano actúa como punto de fijación, impidiendo la propagación de la dislocación.

El apilamiento es un arreglo planar en el que dislocaciones del mismo signo se deslizan sobre un mismo plano y empujan sobre un obstáculo rígido. Al aproximarse al obstáculo, que en este caso corresponde al límite de grano, el espaciamiento entre dislocaciones disminuye aumentando la fuerza de repulsión. Lo anterior hace que las nuevas dislocaciones que se incorporen al apilamiento tengan que vencer esta fuerza repulsiva provocando el endurecimiento (ver Figura 2.4.5).

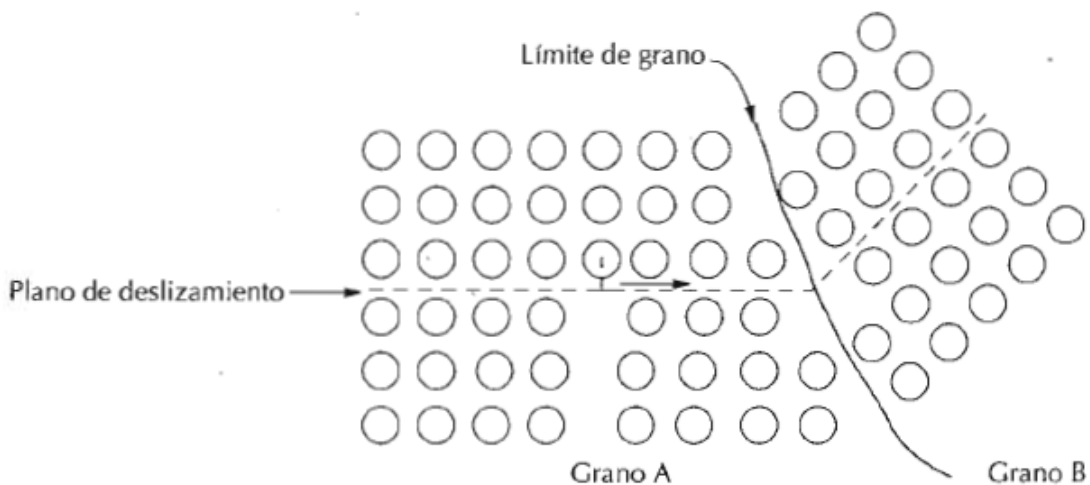


Figura 2.4.5: Apilamiento de dislocaciones en un borde de grano [20].

La relación entre el tamaño de grano y el esfuerzo de fluencia está dada por la ecuación de Hall-Petch [21] :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}}$$

Donde:

σ_y : esfuerzo de fluencia.

σ_0 : constante del material relacionada con la tensión necesaria para iniciar el movimiento de las dislocaciones.

K_y : coeficiente de endurecimiento, propio del material.

d : tamaño de grano.

El fenómeno presente en los Aceros TWIP con respecto a este aspecto, es el efecto dinámico de Hall-Petch, el cual nos indica que a medida que aumenta la deformación plástica se forman maclas muy finas que subdividen los granos austeníticos originales, generando así un mayor obstaculización al deslizamiento de las dislocaciones [22], tal como se señala en la Figura 2.4.6, donde se ve provoca un efecto muy similar que el de borde de grano fenomenológicamente hablando.

Lo anterior trae como consecuencia el aumento del endurecimiento por deformación

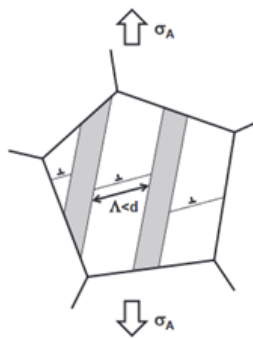


Figura 2.4.6: Efecto dinámico de Hall-Petch en un acero TWIP [6].

2.5 Endurecimiento por deformación dinámico

Se desarrolla principalmente a temperatura ambiente y se caracteriza por la interacción dinámica entre los dipolos Mn-C y la movilidad de las dislocaciones [2].

Dastur y Leslie han argumentado que el maclado mecánico no es la principal causa de endurecimiento en aleaciones que poseen altos contenidos de Mn. Según ellos la alta tasa de endurecimiento se asocia con la presencia de irregularidades en la curva esfuerzo-deformación, señalando principalmente la presencia de una morfología dentada en la zona plástica característica del fenómeno envejecimiento por deformación dinámico [23].

Para explicar de mejor forma el fenómeno anterior, Owen y Grujicic proponen un modelo de orden local, en el cual, el orden se mide por la probabilidad de que un átomo de carbono ocupe la posición intersticial en un arreglo octaédrico [24]. De esta forma, un átomo de carbono se transfiere desde una posición octaédrica a una posición tetraédrica, y luego nuevamente a una octaédrica cuando la red FCC es restaurada por la dislocación parcial de salida. Es así como la Figura 2.5.1 nos muestra, a la izquierda como está la red antes del deslizamiento de la dislocación y a la derecha después del deslizamiento [25].

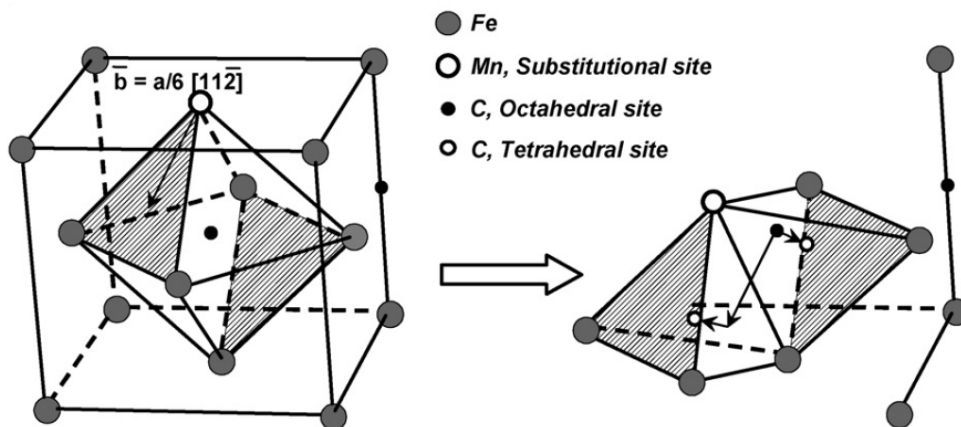


Figura 2.5.1 Ilustración durante el paso de la dislocación [26].

Además, el modelo de Dastur-Leslie señala que existe una interacción entre los átomos de carbono con los átomos de Mn, lo que conduce a la formación de pares Mn-C. Estos pares atómicos pueden interactuar con las dislocaciones tal como muestra la Figura 2.5.2.

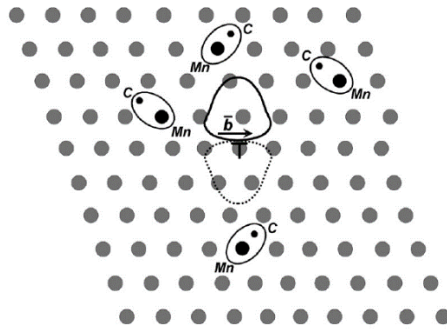


Figura 2.5.2: Modelo Dastur – Leslie [25].

2.5.1 Efecto Portevin Le Chatelier

Tal como se explica anteriormente, los pares Mn-C alcanzan a obstaculizar las dislocaciones impidiendo su deslizamiento durante la deformación plástica. Una vez que el esfuerzo llega a un máximo, las dislocaciones se desbloquean de la atmósfera de átomos de solutos y comienzan a moverse. Este bloqueo y desbloqueo de dislocaciones por la acción de dichos pares Mn-C, se manifiesta en la curva de esfuerzo-deformación como un flujo discontinuo que se conoce como el efecto de Portevin Le Chatelier [26].

Lo anterior se observa en la Figura 2.5.3, que señala la curva esfuerzo verdadero-logaritmo de la deformación para un acero Fe22Mn0.6C. En ella se puede observar claramente el flujo discontinuo mencionado, que nos indica la presencia del efecto PLC en la zona de deformación plástica.

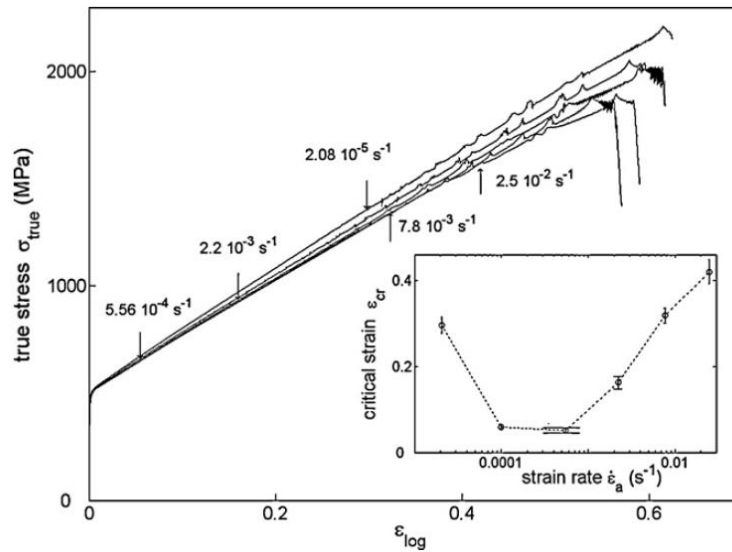


Figura 2.5.3: Curva esfuerzo verdadero vs logaritmo de la deformación a diferentes velocidades de deformación [27].

Las fluctuaciones en los esfuerzos se deben principalmente a la propagación de bandas de Portevin Le Chatelier, las cuales son regiones de deformación plástica localizada y cuyo movimiento implica el movimiento de un gran número de dislocaciones [28].

2.5.1.1 Tipos de bandas de Portevin Le Chatelier

Si analizamos detalladamente las curvas esfuerzo-deformación, se notan los flujos discontinuos que indican propagación de las bandas de PLC. Existen tres tipos de bandas: Tipo A, Tipo B y Tipo C, las cuales de acuerdo a la Figura 2.5.4 poseen una nucleación marcada por el aumento o caída del esfuerzo y una parte plana que señala la propagación de la banda.

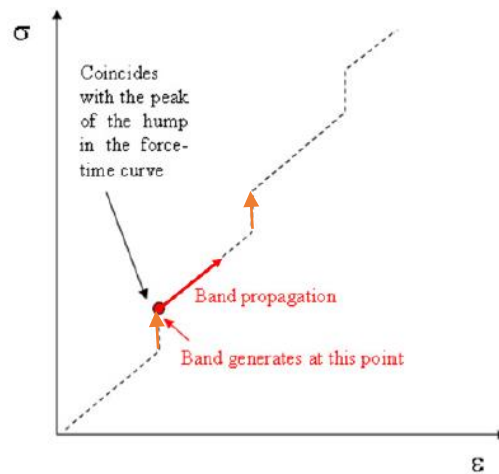


Figura 2.5.4: Esquema sobre nucleación de las bandas PLC [29].

Las bandas de PLC Tipo A se sugieren como resultado de la difusión de los solutos a las dislocaciones móviles que se encuentran detenidas temporalmente en los obstáculos presentes a lo largo del camino de deslizamiento. Mientras estos solutos difunden a estas dislocaciones detenidas, se alcanza una composición crítica de solutos Mn-C alrededor de ellas bloqueándolas. El bloqueo y desbloqueo de dichas dislocaciones móviles dan lugar a las bandas tipo A señaladas en la Figura 2.5.5, las cuales se propagan de forma continua y se dan a temperaturas más bajas.

A medida que vamos aumentando la temperatura, posterior a la nucleación de bandas tipo A, se esperan bandas tipo B. Estas bandas de PLC se caracterizan principalmente por una forma discontinua (ver Figura 2.5.5), siendo su origen el bloqueo de las dislocaciones móviles.

Finalmente, la morfología dentada en forma de banda PLC tipo C se origina a temperaturas más altas que las bandas tipo B. Las bandas tipo C están aleatoriamente nucleadas sin propagación donde existe un $\Delta\sigma$ que marca la caída y aumento del esfuerzo que le da origen. [30]

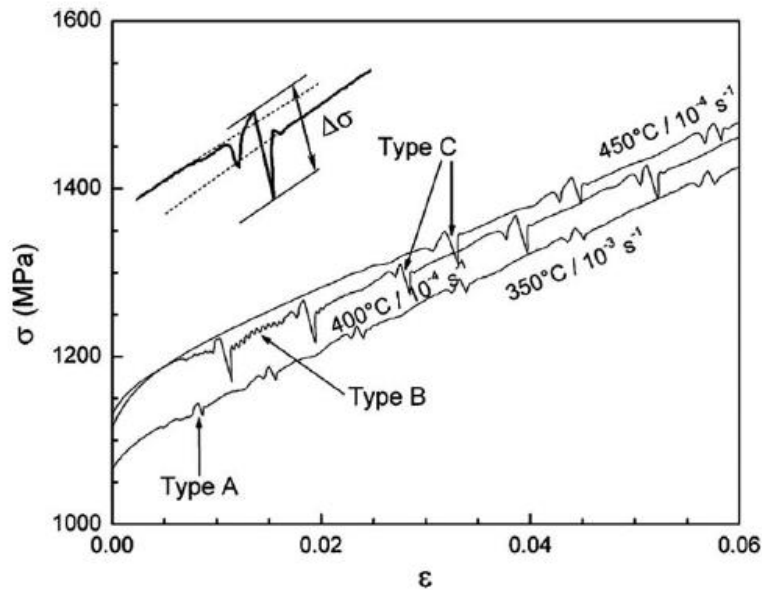


Figura 2.5.5 Morfología dentada en la curva esfuerzo-deformación que da origen a distintos tipos de banda A, B y C. [30]

2.5.2 Identificación de los mecanismos de endurecimiento.

La deformación plástica es resultado del deslizamiento de dislocaciones, razón por la cual este mecanismo está presente a todas las temperaturas estudiadas. Con respecto al endurecimiento por deformación dinámico, será evaluado en cada temperatura y la presencia de éste se determinará mediante la curva esfuerzo-deformación ingenieril, donde se podrá ver la curva dentada en la zona plástica.

Finalmente, para determinar si el maclado mecánico está presente como mecanismo de endurecimiento y a la vez verificar la presencia del efecto de Portevin-Le Chatelier, se analizará la tasa de endurecimiento por deformación con respecto a la deformación verdadera considerando el análisis efectuado por Kalidindi et.al., tal como señala la Figura 2.5.6.

En ella se pueden apreciar cuatro zonas:

- Etapa A: Existe una disminución continua de la tasa de endurecimiento por deformación debido a la aniquilación de dislocaciones de tornillo de signo opuesto. Esta etapa es observada generalmente durante un intervalo corto y no existe presencia de maclado mecánico [6].

- Etapa B: Se inicia con el esfuerzo que da origen a la nucleación de maclas mecánicas, debido a lo anterior, en una primera instancia la tasa de endurecimiento aumenta y luego se vuelve constante. Sin embargo, es posible que no siempre se observe un aumento brusco en el endurecimiento durante el inicio de esta etapa [6].
- Etapa C: La tasa de endurecimiento comienza a disminuir de forma gradual con la deformación debido a la reducción de la tasa de formación de maclas mecánicas producto del aumento de bordes de maclas en el grano austenítico, requiriendo un aumento del esfuerzo crítico para generar más maclas [6].
- Etapa D: Según Kalidindi et. al. esta etapa comienza con el inicio de un “segundo sistema de maclado”. Este sistema se caracteriza por las múltiples maclas presentes en el grano austenítico que limitan las distancias de deslizamiento de las dislocaciones. Lo anterior, lleva a una pequeña disminución en la tasa de endurecimiento, la cual a medida que aumenta la deformación se vuelve constante. Es posible que esta etapa no se observe en algunos aceros TWIP [6].

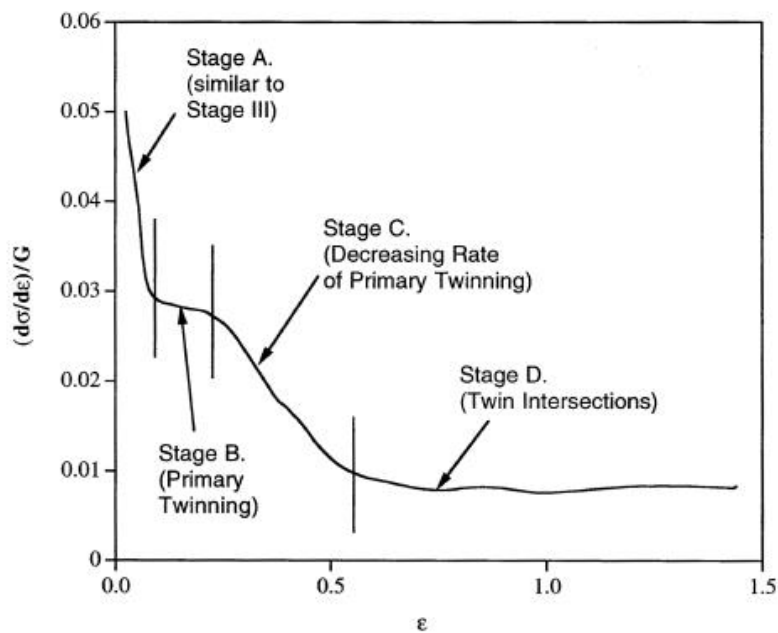


Figura 2.5.6 Etapas observadas durante el endurecimiento de aceros TWIP [31].

CAPÍTULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 Diseño de Probetas

Las probetas a utilizar son diseñadas de acuerdo a la norma ASTM E8 [32], con un diámetro de 4 [mm] y un largo útil de 5 veces el diámetro, es decir, 20 [mm]. Todas las probetas fueron mecanizadas en ASMAR Valparaíso.



Figura 3.1.1 Probetas utilizadas en tracción.

3.2 Metodología experimental

A continuación, se señalan los pasos llevados a cabo en el laboratorio para la obtención de resultados.

3.2.1 Ensayo de tracción

- Se realizan ensayos de tracción en duplicado a diferentes temperaturas: ambiente, 100 [°C], 200[°C], 250[°C], 300[°C], 350[°C], 400[°C] y 495[°C].
- Se procede a montar el horno en la máquina de tracción en conjunto con la probeta correspondiente, la cual estará previamente marcada de acuerdo a la Norma ASTM E8 [32].
- Mediante la medición de termocuplas tipo J se registra la temperatura de las probetas.
- Una vez que las probetas alcancen las temperaturas mencionadas anteriormente y se mantengan constante durante una hora para asegurar homogeneización de la temperatura, se procede al ensayo.
- Se deben registrar las dimensiones de la probeta en el software al igual que la velocidad del cabezal, la cual se ajustó en 1.2 [mm/min], constante para todos los ensayos.

- Ya registrados todos los datos en el software, se procede a realizar la tracción.

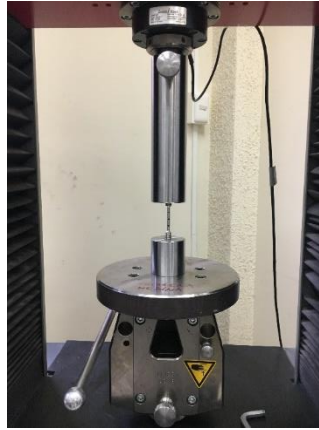


Figura 3.2.1 Esquema ensayo de Tracción.

3.2.2 Descripción de equipos

3.2.2.1 Máquina de tracción

Los ensayos de tracción son llevados a cabo en la máquina de tracción del Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María.

La máquina es de marca Zwick/Roell modelo Z030 tal como se muestra en la Figura 3.2.2, la cual alcanza una carga máxima de 30 [kN] y es versátil para pruebas con probetas cilíndricas o planas, además de velocidades bajas de desplazamiento.



Figura 3.2.2 Máquina de tracción Zwick Roell Z030 [33].

3.2.2.2 Horno utilizado en tracción con temperatura

El horno utilizado en los ensayos es un horno de inducción que alcanza temperaturas de hasta 1000 [°C], diseñado en el departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María. La coraza que se observa en la Figura 3.2.3 se realizó en ASMAR Valparaíso.

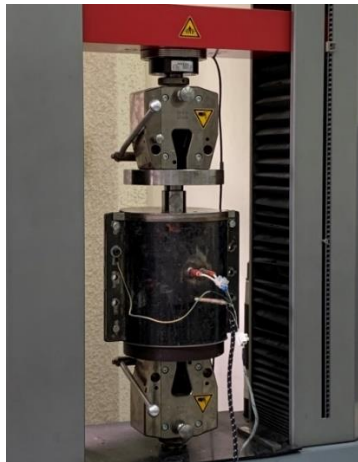


Figura 3.2.3 Horno para ensayos de tracción con temperatura.

3.2.3 Montaje de muestras para metalografías

Se realiza un montaje en frío siguiendo los siguientes pasos:

- Realizar corte a la probeta en el sentido de la tracción.
- Limpiar el molde a utilizar con etanol.
- Para realizar el montaje, preparar una mezcla de razón resina: catalizador de 10:1. En este caso se utilizan 10 [ml] de resina IP y 1 [ml] de catalizador de resina IP.
- Poner la probeta en el centro del molde y rellenar con la mezcla preparada anteriormente.
- Llevar a desecador con bomba de vacío.
- Realizar un vacío durante 2 [min] y luego mantener la muestra allí durante 24 [horas].

3.2.4 Lijado y pulido

Para el lijado y pulido, se utilizó la máquina disponible en el Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María (ver Figura 3.2.4). Dicho equipo corresponde ser GP-2-200 Metallographic Sample Grinding and Polishing Machine.

Alcanza entre 100-1400 [rpm] y posee un diámetro de 200 [mm].



Figura 3.2.4 Equipo de lijado y pulido.

Para realizar el lijado de las muestras, es necesario seguir el siguiente orden de lijas:

- 320
- 400
- 600
- 800
- 1000
- 1200
- 800/2400
- 1200/4000

El lijado en todo momento es realizado con agua destilada sobre la muestra y 600 [rpm]. Además, es necesario girar en 90 grados la muestra cuando se cambia de lija. Una vez que se alcanza la superficie especular puede ser llevado a pulido.

Para realizar el pulido se siguen los siguientes pasos:

- Ajustar en 300 [rpm] para los primeros dos paños y 210 [rpm] para el último paño.
- El primer paño a utilizar es de 6 [micrones], se debe poner la respectiva pasta de diamante y aceite.
- Pulir por aproximadamente 15 – 20 [min].
- Repetir procedimiento anterior para los siguientes paños: 3 y ¼ [micrones]. Es estrictamente necesario seguir ese orden.

3.2.5 Ataque químico

El ataque químico que se realiza para apreciar maclas mecánicas en las metalografías corresponde ser:

- Sumergir la muestra en Nital 10% v/v durante aproximadamente 4 a 5 [min].
- Llevar al último paño de ¼ [micrones] durante 5 [segundos]
- Limpiar la superficie con etanol y secar.

3.2.6 Metalografía

Las metalografías tomadas son mediante el microscopio óptico marca Leitz/wetzlar modelo Metallux II perteneciente al Departamento de Ingeniería Metalúrgica y de Materiales de la Universidad Técnica Federico Santa María.

Dichas metalografías se toman con un aumento de 100x, las cuales se utilizarán para realizar el cálculo del tamaño de grano mediante el método de los interceptos. Además, es necesario tomar metalografías con aumento de lente óptico de 200x para apreciar de mejor forma las maclas mecánicas generadas durante la deformación plástica.

CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIONES

En el siguiente capítulo se presentan los resultados experimentales obtenidos para lograr el cumplimiento de cada uno de los objetivos específicos establecidos. En consecuencia, se analizan los resultados de manera detallada para obtener conclusiones preliminares sobre el trabajo realizado.

El cumplimiento de cada uno de los objetivos específicos nos llevará a refutar o afirmar la hipótesis central del trabajo, que se relaciona básicamente con los mecanismos de endurecimiento predominantes en los aceros TWIP Fe22Mn0.6C5Cr y Fe22Mn0.6C10Cr.

4.1 Objetivo específico 1: Correlacionar las propiedades mecánicas con el porcentaje de cromo.

4.1.1 Energía de Falla de Apilamiento.

Siguiendo el anexo del cálculo de la energía de falla de apilamiento correspondiente al modelo de Olson y Cohen, se realizan los cálculos teóricos de la energía de falla de apilamiento para ambos aceros, obteniendo los resultados expuestos en la Tabla 4.1.1.

Tabla 4.1.1: Resultados de EFA teórica mediante el modelo de Olson y Cohen.

5% Cromo		10% Cromo	
Temperatura [°C]	SFE [mJ/m ²]	Temperatura [°C]	SFE [mJ/m ²]
18	26,3	18	25,4
100	29,3	100	28,7
200	33,5	200	32,6
300	38,8	300	37,3
350	44,4	350	40,1
400	56,3	400	52,4
495	67,7	495	66,8

Tal como se ha comentado anteriormente, la energía de falla de apilamiento se ve afectada tanto por la composición como por la temperatura, lo cual se ve reflejado en la Figura 4.1.1, donde los datos de 0% Cr pertenecen al acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.65}C de la investigación de De Barbieri et al [34].

A medida que se aumenta el contenido de cromo la energía de falla de apilamiento disminuye, es así como contenidos de 10% Cr presentan menor EFA que contenidos de 5% y 0% Cr.

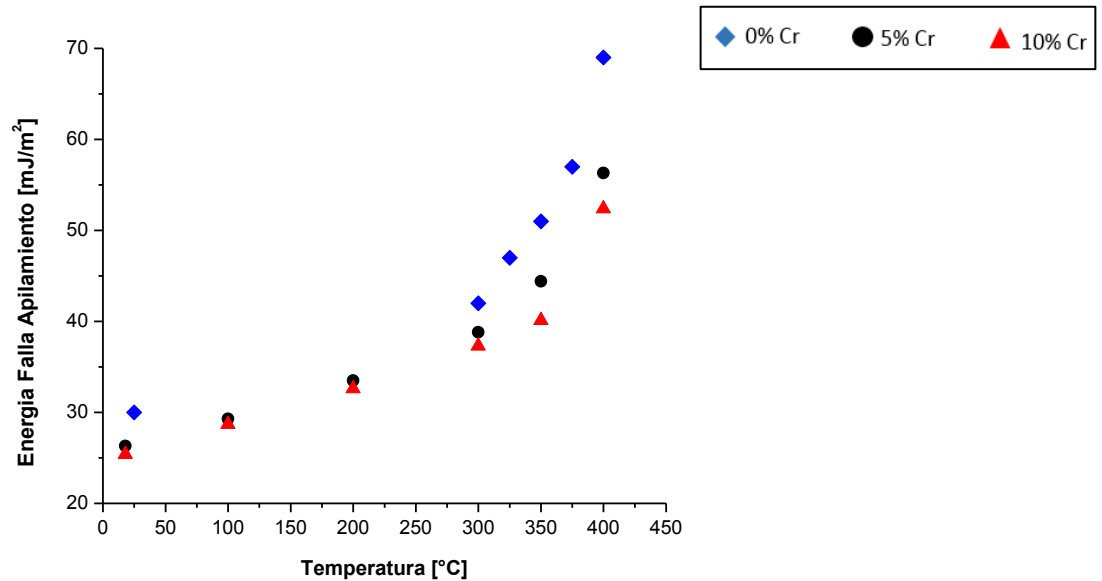


Figura 4.1.1: EFA para diferentes contenidos de cromo.

Tal como se mencionó en la introducción de esta investigación, existen rangos de energía de falla de apilamiento que determinan los mecanismos operantes durante el endurecimiento de los aceros TWIP.

Si bien no existe un rango determinado, porque depende de la composición química de cada aleación, varios autores han llegado a la conclusión que el maclado mecánico se produce cuando la energía de falla de apilamiento posee valores entre los 15 y 45 [mJ/m²] aproximadamente. Si la EFA es superior a los 45 [mJ/m²], el único mecanismo operante es el deslizamiento de dislocaciones [6].

Por lo tanto, si nos rigiéramos solo por el cálculo teórico de la energía de falla apilamiento para el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr, el maclado mecánico sería el

mecanismo operante hasta una temperatura de 350 [°C] y para temperaturas superiores a la mencionada, operaría el deslizamiento de dislocaciones. Por su parte, el acero TWIP Fe22Mn0.6C10Cr presentaría el mismo comportamiento que la aleación con 5%.

Finalmente, en concordancia con lo investigado por De Barbieri et al. [34] el mecanismo de maclado mecánico es predominante hasta temperaturas que bordean los 350 [°C] para contenidos de 5% y 10% de cromo.

4.1.2 Esfuerzo de Fluencia y UTS

Por medio de las curvas esfuerzo-deformación ingenieril obtenidas para las diferentes temperaturas y composiciones, se obtienen los resultados de esfuerzo de fluencia, UTS, elongación (δ), reducción de área (Φ) y parámetro de Hollomon (n). Dichos parámetros serán comparados con un acero TWIP de composición Fe22Mn0.65C que posee los resultados de la Tabla 4.1.2.

Tabla 4.1.2 Resultados ensayo de tracción a diferentes temperaturas para acero TWIP Fe22Mn0.6C [34].

Temperatura [°C]	σ_{ys} [MPa]	UTS [MPa]	δ %	Φ %	n
25	429	905	40,8	40,2	0,47
100	415	841	50,01	46,22	0,44
200	403	842	53,8	52,1	0,43
300	382	722	60,4	60,2	0,42
350	348	688	58,8	77,4	0,34
400	327	638	61,0	80,4	0,26

El límite de fluencia se midió al 0,2% de deformación instantánea en la curva esfuerzo-deformación, mientras que el índice de endurecimiento por deformación “n” fue calculado como la pendiente de la zona plástica de la curva (\ln esfuerzo versus \ln deformación).

Es así como para contenidos de cromo del 5% se obtienen los resultados de la Tabla 4.1.3 y para contenidos de 10% cromo los de la Tabla 4.1.4.

Dentro de los resultados obtenidos, podemos notar ciertas anomalías que destacan como por ejemplo: esfuerzo de fluencia de 590 [MPa] para contenidos de cromo de 5% a 100 [°C], lo cual se debe principalmente a que a dicha temperatura se presenta el menor tamaño de grano austenítico. Además, un esfuerzo de fluencia de 260 [MPa] para contenidos de cromo de 5% a 350 [°C], el cual se puede explicar básicamente como un error humano en el ensayo de tracción realizado, el cual no puede ser corroborado dado que no existe el material suficiente para realizar otro ensayo.

Finalmente, la mayor reducción de área a los 495 [°C] para 5 y 10% Cr se debe a la formación de cuello en la probeta de tracción.

Tabla 4.1.3 Resultados ensayo de tracción a diferentes temperaturas para acero TWIP Fe22Mn0.6C5Cr.

Temperatura [°C]	σ_{ys} [MPa]	UTS [MPa]	$\delta\%$	$\Phi\%$	n
18	500	1037	43,6	66,3	0,51
100	590	1053	54,9	59,0	0,55
200	450	1008	41,0	66,4	0,50
250	400	1040	50,4	66,9	0,52
300	380	1019	59,3	67,1	0,50
350	260	807	73,7	57,2	0,55
400	340	789	61,5	62,3	0,45
495	314	693	35,0	76,0	0,43

Tabla 4.1.4 Resultados ensayo de tracción a diferentes temperaturas para acero TWIP Fe22Mn0.6C10Cr.

Temperatura [°C]	σ_{ys} [MPa]	UTS [MPa]	$\delta\%$	$\Phi\%$	n
18	500	1025	43,1	71,2	0,41
100	640	1162	50,3	70,3	0,42
200	500	1030	48,0	65,4	0,41
250	350	884	41,2	73,3	0,41
300	50	613	44,1	64,2	0,32
350	368	874	45,1	65,6	0,41
400	310	698	45,4	64,7	0,37
495	308	703	43,7	76,04	0,37

La Figura 4.1.2 y Figura 4.1.3 nos deja en claro la dependencia que existe del esfuerzo de fluencia y el UTS con la temperatura y el contenido de cromo. A medida que se aumenta la temperatura de ensayo, para diferentes contenidos de cromo, se tiende a disminuir el valor de estos parámetros. Para el ensayo realizado a 100 [°C] se presentan los mayores valores de esfuerzo en ambos casos, lo cual puede ser debido a que las microestructuras demuestran que poseen menor tamaño de grano y a la vez la presencia del efecto de PLC que será estudiado en el siguiente objetivo. Cabe destacar que contenidos de cromo del 10% poseen valores superiores que los de 5% Cr debido a endurecimiento por solución sólida.

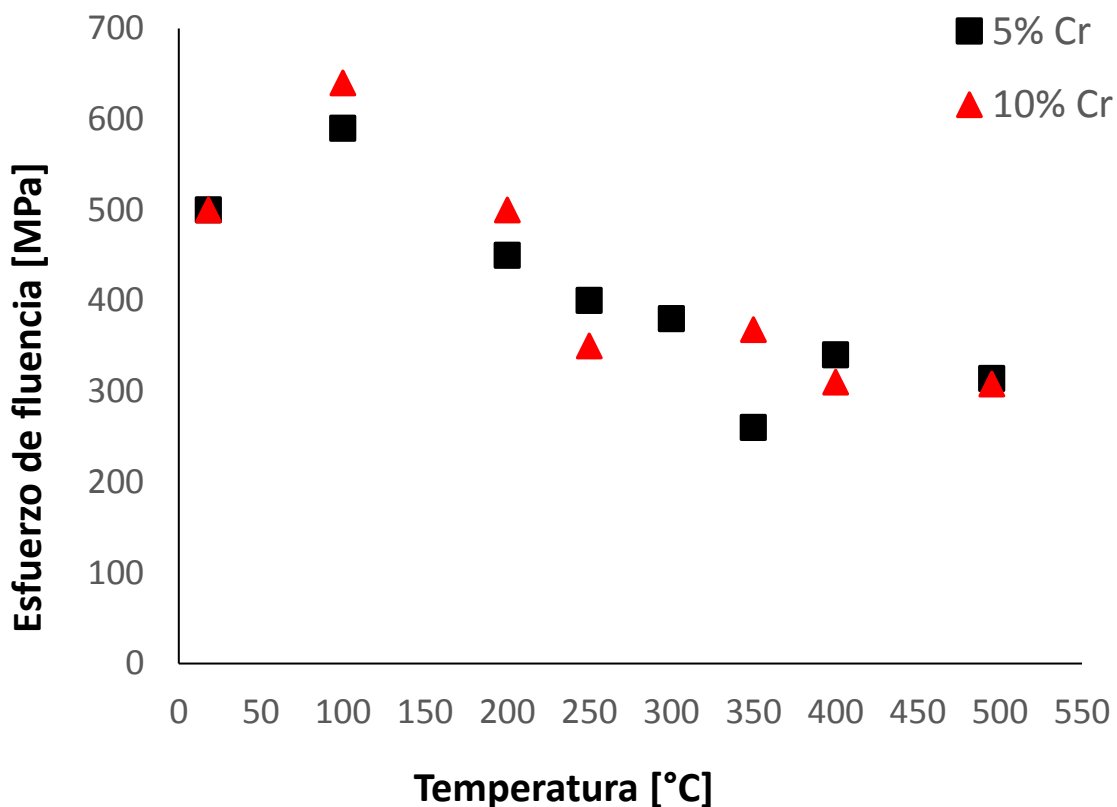


Figura 4.1.2 Dependencia del esfuerzo de fluencia con la temperatura y composición.

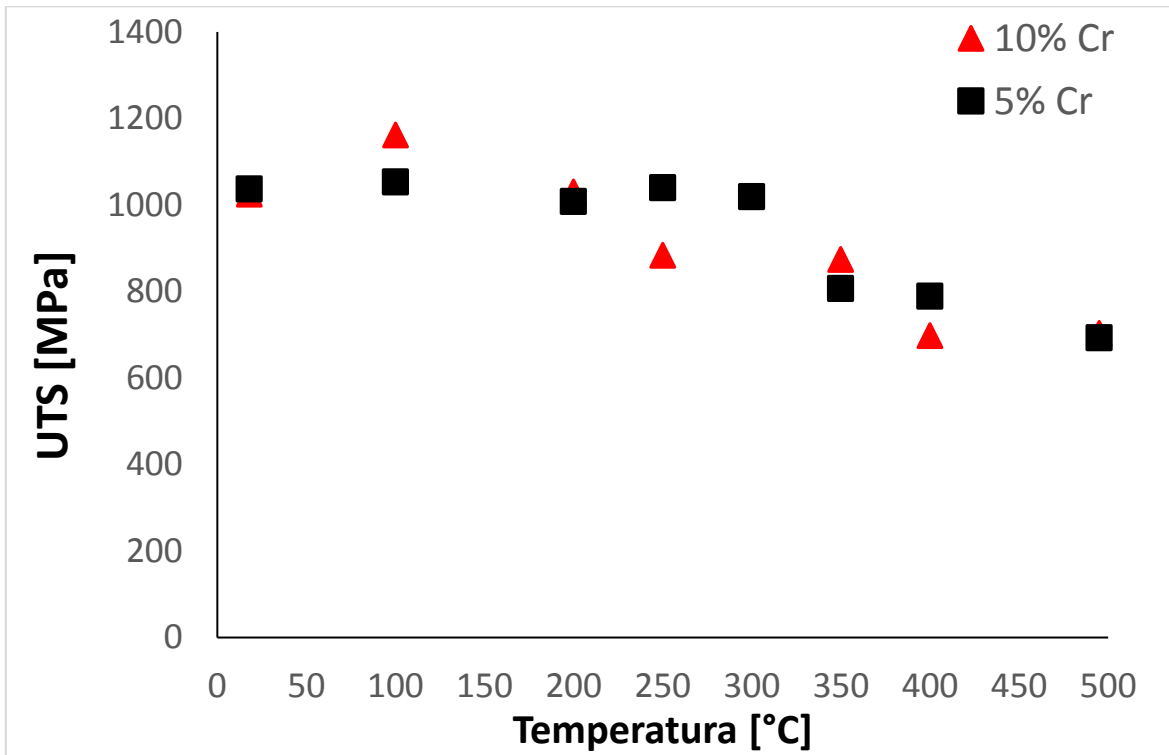


Figura 4.1.3 Dependencia del UTS con la temperatura y composición.

Con respecto a la elongación total calculada en base a la norma ASTM E8, no existe una tendencia clara de cómo varía ésta con respecto a la composición y temperatura. Sin embargo, de acuerdo a la Figura 4.1.4 la elongación total varía desde un 40% a un 80% aproximadamente. Dicha elongación en contenidos de cromo del 10% es ligeramente constante, mientras que para contenidos del 5% esta no es regular, observando las mayores elongaciones entre los 300 y 400 [°C].

Con respecto a la reducción de área observada en la Figura 4.1.5 esta es relativamente constante para ambos contenidos hasta alrededor de los 350 [°C] y luego existe un leve aumento, lo cual se puede explicar mediante la formación pronunciada del cuello en la probeta.

Cabe destacar que solo se realizó un experimento por temperatura, razón por la cual el análisis realizado es solo en base a los resultados obtenidos.

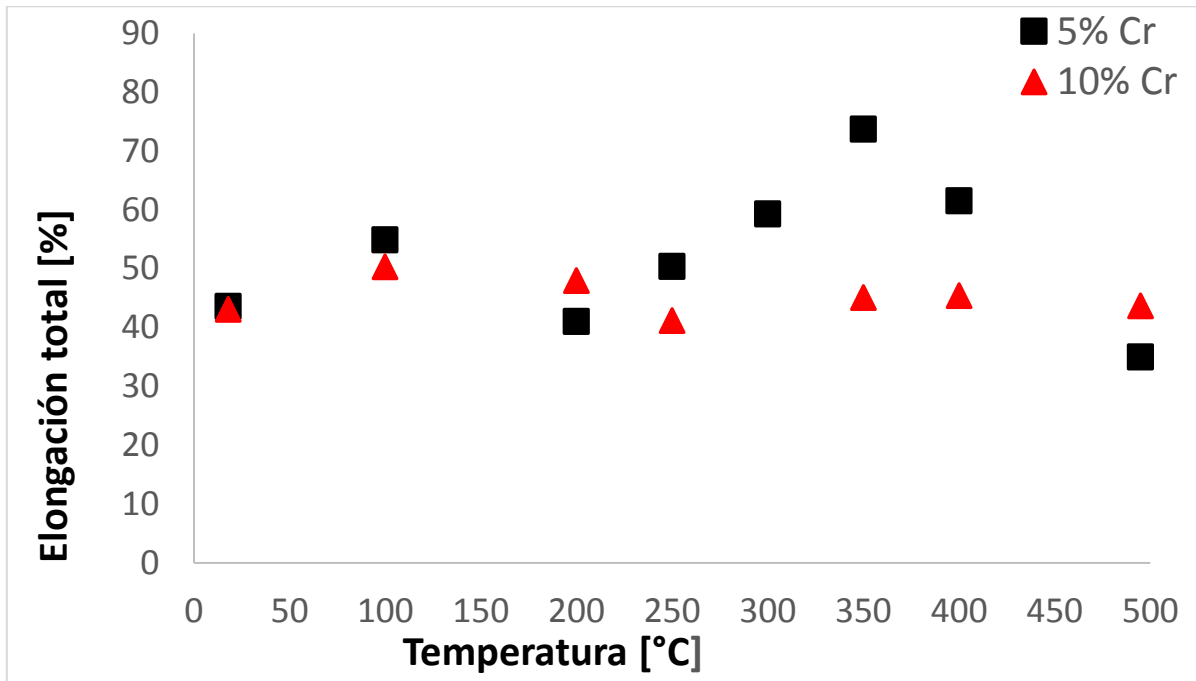


Figura 4.1.4 Elongación total con respecto a la temperatura y composición.

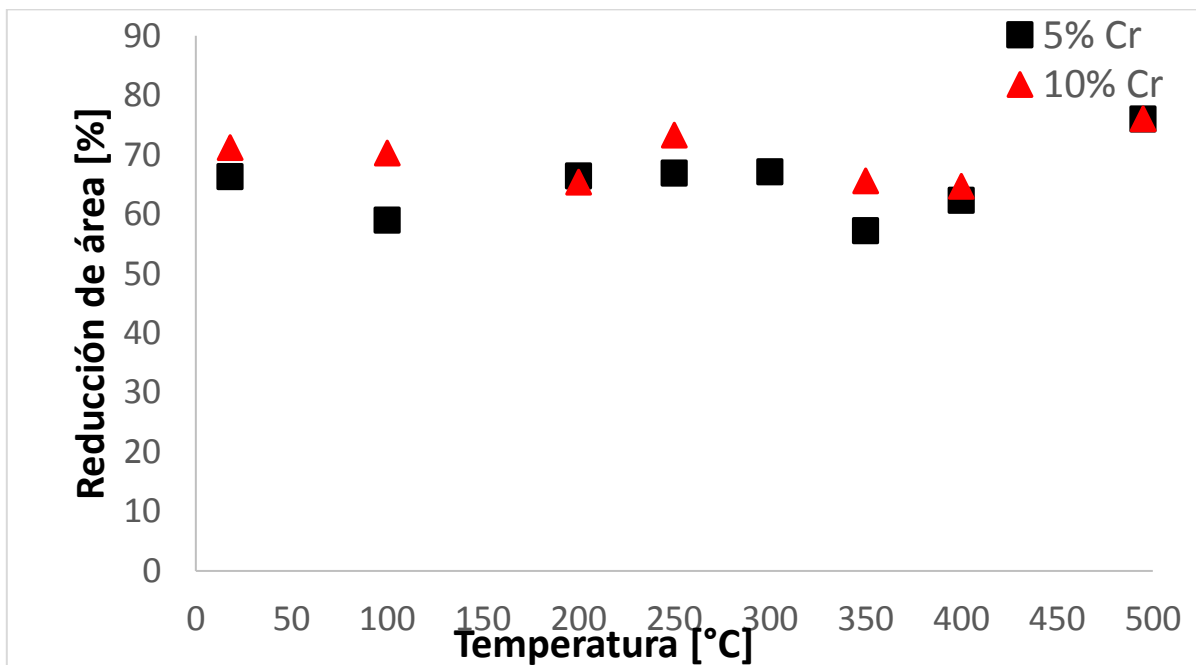


Figura 4.1.5 Reducción de área con respecto a la temperatura y composición.

4.2 Objetivo específico 2: Caracterizar microestructuralmente el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}CxCr.

Para poder llevar a cabo este primer objetivo, se realizan metalografías a todas las temperaturas estudiadas. En ellas se establecerá principalmente:

- Tamaño de grano ASTM de acuerdo a la norma E112.
- Matriz predominante.
- Presencia de maclas mecánicas
- Presencia de inclusiones.
- Posible presencia de carburos de Cromo.

En el Anexo se encuentran las microestructuras utilizadas en el método de los interceptos de acuerdo a la norma ASTM E112 para establecer el tamaño de grano austenítico.

4.2.1 Microestructuras acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr.

Las microestructuras de la Figura 4.2.1 son las obtenidas para contenidos de cromo del 5% a un aumento de 200X para todas las temperaturas estudiadas.

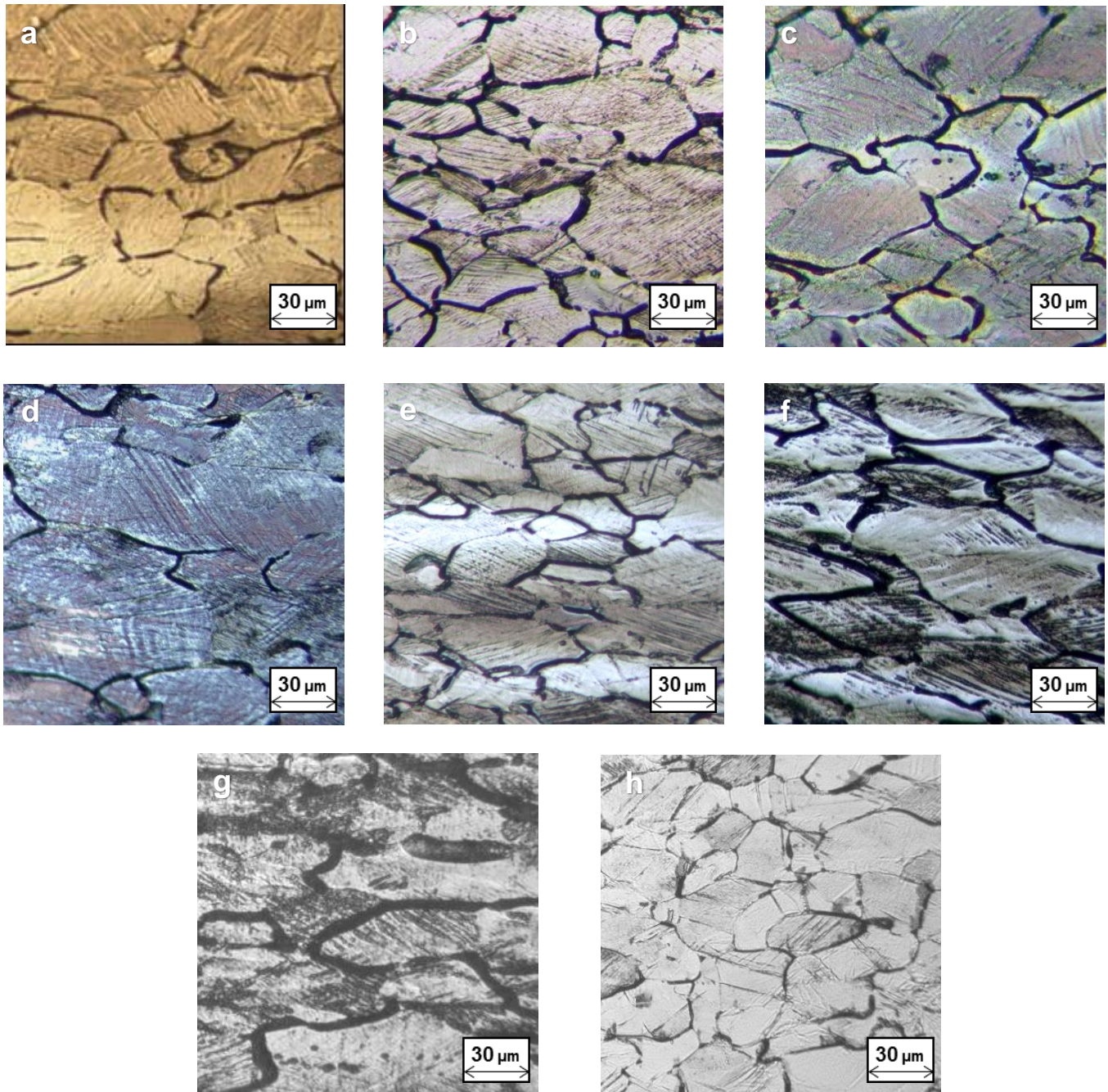


Figura 4.2.1 Microestructuras del acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a (a) 18 [°C], (b) 100 [°C], (c) 200 [°C], (d) 250 [°C], (e) 300 [°C], (f) 350 [°C], (g) 400[°C] y (h) 495 [°C].

En ellas se puede apreciar que no existe homogeneidad en el material dado que presenta una distribución heterogénea de los granos. Además, es posible observar una microestructura 100% austenítica con maclas mecánicas en todas las temperaturas, presencia de algunas inclusiones y sobre ataque químico en temperaturas de 350 – 400 [°C], el cual se nota principalmente en los bordes de grano.

Los tamaños de grano obtenidos para cada microestructura de acuerdo con el método de los interceptos se observan en la Tabla 4.2.1.

Tabla 4.2.1 Tamaño de grano según norma ASTM E112 para contenido de cromo del 5%.

Temperatura [°C]	Tamaño de grano ASTM	Diámetro aproximado del grano [μm]
18	6	44,2
100	7	31,2
200	6	44,2
250	5	62,5
300	6	44,2
350	6	44,2
400	5	62,5
495	5	62,5

4.2.2 Microestructuras acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr.

Las microestructuras de la Figura 4.2.2 son las obtenidas para contenidos de cromo del 10% a un aumento de 200X para todas las temperaturas estudiadas.

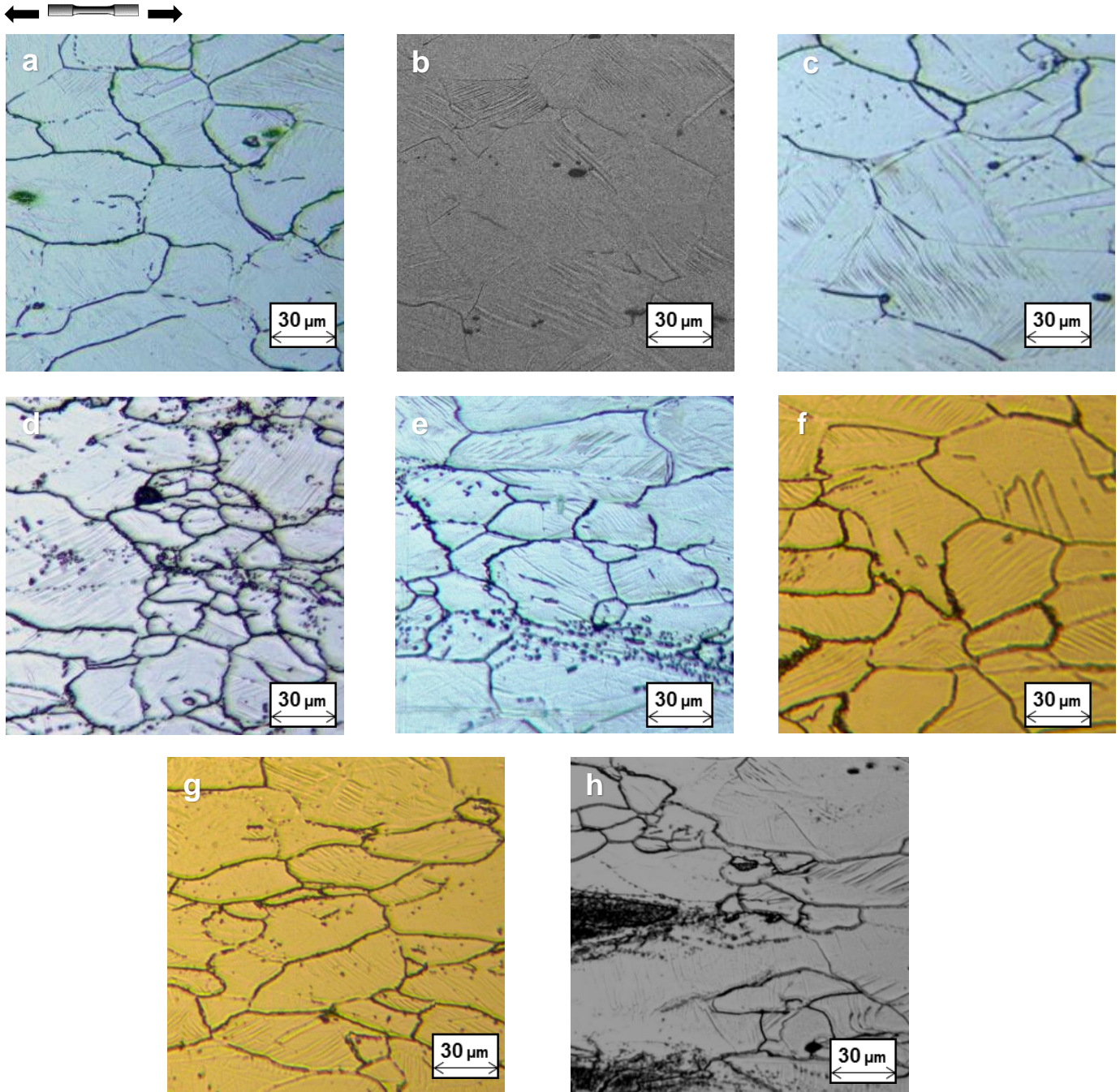


Figura 4.2.2 Microestructuras del acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a (a) 18 [°C], (b) 100 [°C], (c) 200 [°C], (d) 250 [°C], (e) 300 [°C], (f) 350 [°C], (g) 400[°C] y (h) 495 [°C].

En ellas se puede apreciar una microestructura 100% austenítica, presencia de inclusiones, maclas mecánicas en todas las temperaturas y posibles precipitados de carburos, de los cuales se habla en mayor profundidad en la sección 4.2.3. Además, no existe una distribución homogénea del material. Los tamaños de grano obtenidos para cada microestructura de acuerdo con el método de los interceptos se observan en la Tabla 4.2.2.

Tabla 4.2.2 Tamaño de grano según norma ASTM E112 para contenido de cromo del 10%.

Temperatura [°C]	Tamaño de grano ASTM	Diámetro aproximado del grano [μm]
18	6	44,2
100	5	62,5
200	6	44,2
250	6	44,2
300	5	62,5
350	5	62,5
400	4	88,4
495	5	62,5

Utilizando el software ImageJ, se determinó de forma cuantitativa el porcentaje de maclado mecánico presente en las microestructuras anteriores, tanto para 10% de cromo, como para 5%. Los resultados anteriores se muestran en tabla *Tabla 4.2.3*.

Tabla 4.2.3 Estimación cuantitativa de maclado mecánico.

Temperatura [°C]	Fe22Mn0.6C5Cr %Maclado Mecánico	Fe22Mn0.6C10Cr %Maclado Mecánico
18	55	41
100	51	29
200	45	30
250	40	30
300	33	22
350	30	23
400	27	21
495	26	20

A medida que se aumenta la temperatura de ensayo, en ambos contenidos de cromo disminuye el porcentaje de maclado mecánico presente en las microestructuras. Lo anterior, en concordancia con el cálculo de la energía de falla de apilamiento, se debe principalmente a que a medida que ésta aumenta, el maclado mecánico deja de ser mecanismo predominante en el endurecimiento y toma un rol más importante el deslizamiento de dislocaciones.

4.2.3 Análisis MEB para determinar carburos de cromo.

En las microestructuras estudiadas para contenidos de 10% cromo, se aprecia la presencia de carburos. Mediante análisis de microscopía electrónica a las zonas más oscuras del acero TWIP Fe22Mn0.6C10Cr traccionado a temperatura ambiente, tal como se puede observar en la Figura 4.2.3 se obtienen los resultados de la Tabla 4.2.4 y Tabla 4.2.5.

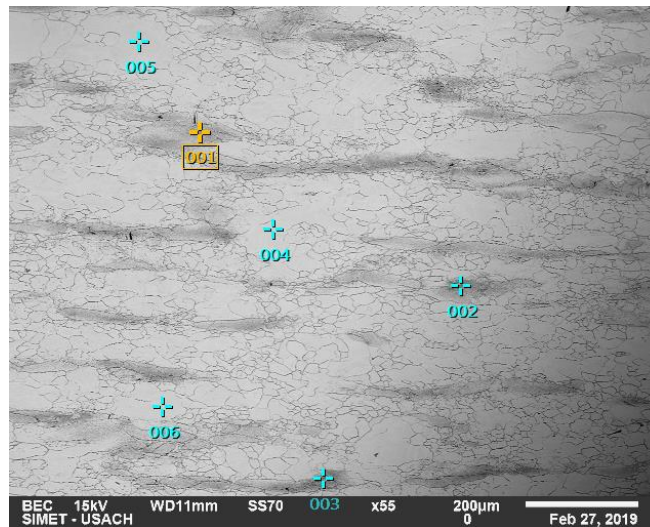


Figura 4.2.3 Metalografía acero TWIP Fe22Mn0.6C10Cr utilizada en análisis MEB

Tabla 4.2.4 Resultados obtenidos en análisis SEM puntual 001.

Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
C	7.03	25.62	0.01	169697	0.0746433	K
Cr	20.67	17.41	0.03	1207013	3.989253	K
Mn	23.2	18.49	0.04	1024747	4.1022186	K
Fe	49.1	38.49	0.05	1787820	8.6704702	K
Total	100	100				

Tabla 4.2.5 Resultados obtenidos en análisis SEM puntual 003.

Chemical formula	mass%	Atom%	Sigma	Net	K ratio	Line
C	8.64	30.04	0.01	161032	0.0708316	K
Cr	24.04	19.31	0.04	1060027	3.5034561	K
Mn*	21.88	16.64	0.04	735668	2.9449902	K
Fe	45.45	34.01	0.05	1255328	6.0880175	K
Total	100	100				

Dado el contenido de cromo, el proceso de fabricación de la aleación y las composiciones obtenidas mediante MEB en el puntual 003, se dan indicios de la presencia de carburos de cromo tipo $Cr_{23}C_6$. La presencia de estos carburos en bordes de grano o en los granos trae consigo efectos como una baja ductilidad y/o presencia de corrosión intergranular. Sin embargo, la forma más eficiente de comprobar lo anterior y asegurar que dichos carburos existen, es mediante difracción de rayos X.

Por lo tanto, en la Tabla 4.2.6 se presenta un resumen de los hallazgos relacionados con el objetivo específico II.

Tabla 4.2.6 Resumen de resultados obtenidos para el objetivo específico I.

Temperatura [°C]	Fe22Mn0.6C5Cr			Fe22Mn0.6C10Cr		
	Microestructura	%Maclas mecánicas	Tamaño de grano ASTM	Microestructura	%Maclas mecánicas	Tamaño de grano ASTM
18	austenítica	55	6	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	41	6
100	austenítica	51	7	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	29	5
200	austenítica	45	6	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	30	6
250	austenítica	40	5	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	30	6
300	austenítica	33	6	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	22	5
350	austenítica	30	6	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	23	5
400	austenítica	27	5	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	21	4
495	austenítica	26	5	austenítica y posibles precipitados $Cr_{23}C_6$	20	5

4.3 Objetivo específico 3: Determinar los diferentes mecanismos de deformación analizando la curva esfuerzo-deformación a diferentes temperaturas.

En la sección 2.5.1 del capítulo 2, se menciona el efecto de Portevin Le-Chatelier y la visibilidad de éste en la curva esfuerzo-deformación ingenieril, mediante la presencia de una morfología dentada en la zona plástica característica del mecanismo endurecimiento por deformación dinámico.

En forma paralela se construye la curva de endurecimiento por deformación la cual nos indica el valor del esfuerzo verdadero necesario para iniciar el maclado mecánico (σ_T) y a la vez el inicio y fin de cada uno de los mecanismos presentes en el endurecimiento.

Finalmente, se determinará para las diferentes temperaturas de ensayo los mecanismos de endurecimiento que están actuando en el acero TWIP Fe22Mn0.6C5Cr y Fe22Mn0.6C10Cr.

4.3.1 Temperatura: ambiente.

Los ensayos realizados a temperatura ambiente de 18 [°C] presentaron la curva esfuerzo-deformación ingenieril señalada en la Figura 4.3.1. En ella se puede apreciar que no existe formación de cuello en la probeta hasta alcanzar la fractura. A su vez, en la zona plástica no existe ninguna morfología dentada. Por lo tanto, no se encuentra actuando el mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico.

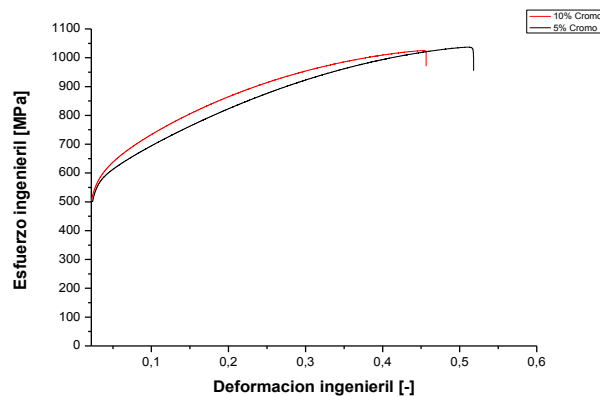


Figura 4.3.1 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a temperatura ambiente.

Por su parte, la curva de endurecimiento por deformación de la Figura 4.3.2 nos indica que la aleación con 5% de cromo presenta dos mecanismos de endurecimiento actuando simultáneamente, como lo son: el maclado mecánico y el deslizamiento de dislocaciones.

Con respecto al maclado mecánico, según lo descrito en la sección 2.5.2 del presente escrito, la etapa B inicia con el esfuerzo verdadero que da origen a la nucleación de maclas, el cual en este caso, se encuentra alrededor de los 550-600 [MPa]. Además, cuando se alcanza el 24% de deformación verdadera se da inicio a la etapa C, en la cual el endurecimiento comienza a disminuir producto de que la tasa de formación de maclas mecánicas también lo hace. En esta ocasión, el acero TWIP Fe22Mn0.6C5Cr no presenta una etapa D de endurecimiento y posee una elongación total del 40%.

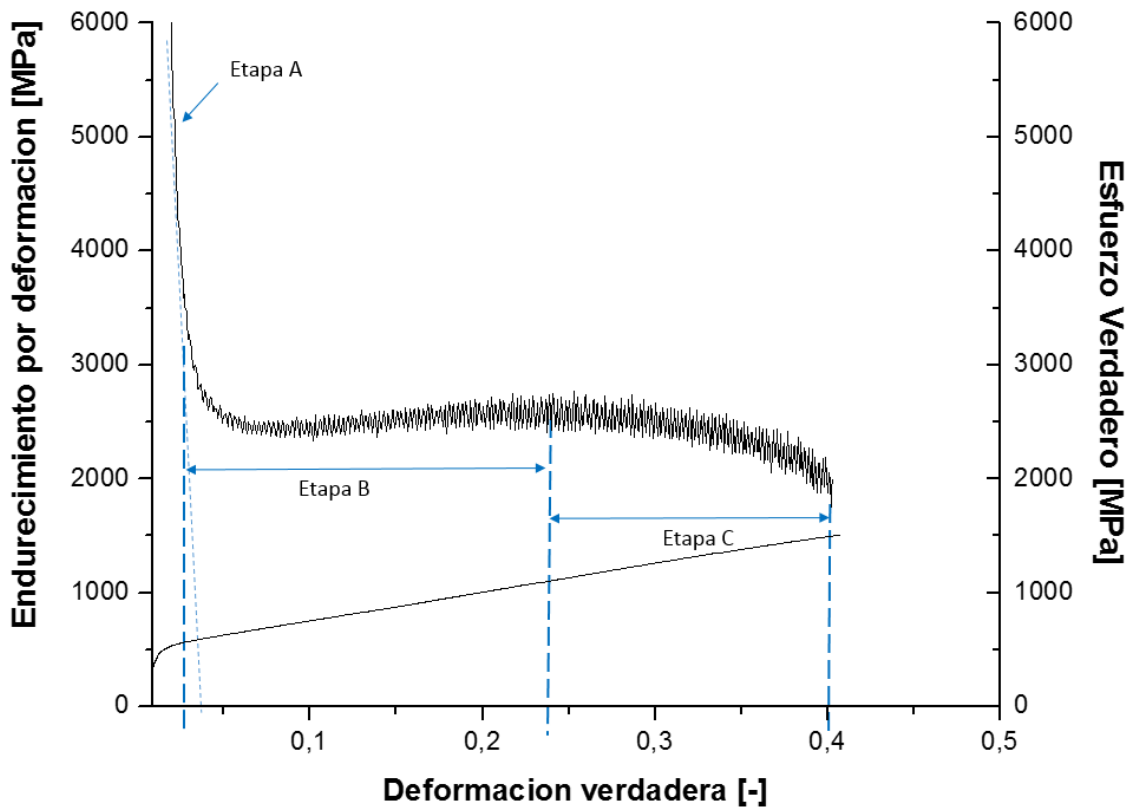


Figura 4.3.2 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C5Cr a temperatura ambiente.

Una adición del 10% de Cromo solo genera dos etapas en el endurecimiento, las cuales son visibles en la Figura 4.3.3. En este caso, el esfuerzo verdadero que da inicio a la etapa B y por tanto al inicio del maclado mecánico bordea los 300 [MPa]. Por su parte, la deformación verdadera máxima alcanzada es de 39% aproximadamente.

Al observar ambas curvas, la tasa de endurecimiento resulta mayor para contenidos del 5% de cromo por sobre la aleación con 10% cromo, debido a que esta última presenta carburos en borde de grano que disminuyen la resistencia mecánica.

Finalmente, los mecanismos de endurecimiento actuando a temperatura ambiente para ambos contenidos de cromo analizados son el maclado mecánico y el deslizamiento de dislocaciones.

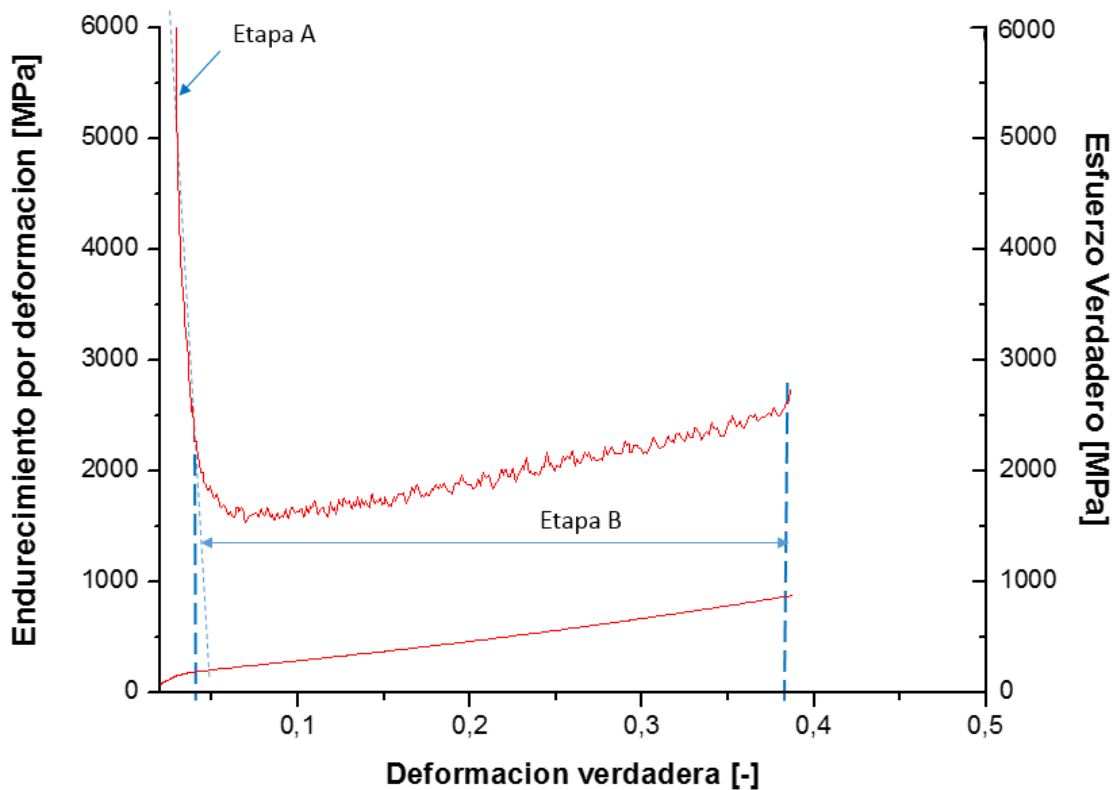


Figura 4.3.3 Endurecimiento por deformación de Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a temperatura ambiente.

4.3.2 Temperatura: 100 [°C].

Para una temperatura de ensayo de 100 [°C] el escenario presente es diferente al anterior, puesto que si analizamos la curva esfuerzo-deformación ingenieril obtenida (ver Figura 4.3.4) para la aleación Fe22Mn0.6C5Cr, resulta fácil ver la morfología dentada presente en la zona plástica.

A la derecha de la curva se realiza una ampliación de dicha zona donde se encuentra presente el efecto de Portevin Le Chatelier. En este caso y de acuerdo a lo señalado en el marco teórico, es posible apreciar la presencia de bandas de PLC tipo A.

Por su parte la aleación con 10% cromo no presenta endurecimiento por deformación dinámico, pero al igual que la aleación de 5% cromo no presenta formación pronunciada de cuello en la probeta.

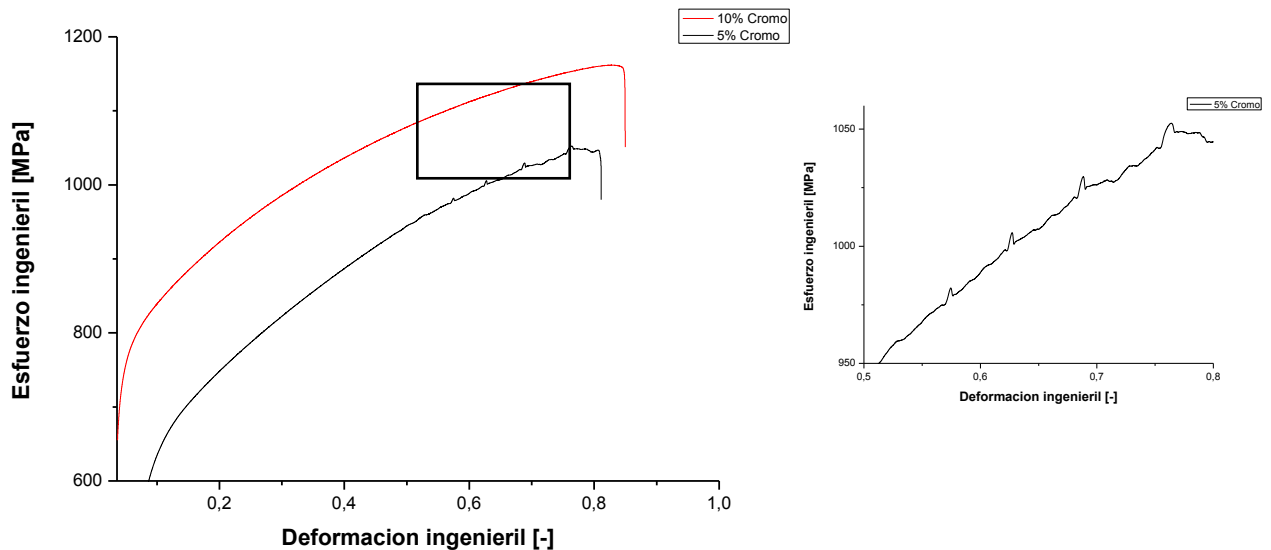


Figura 4.3.4 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 100 [°C].

La Figura 4.3.5 nos señala los mecanismos de endurecimiento que se encuentran actuando para el acero TWIP Fe22Mn0.6C5Cr a 100 [°C]. En ella, podemos apreciar que la etapa B del endurecimiento comienza alrededor del 0.1 de deformación verdadera, dando inicio a la nucleación de las maclas mecánicas.

Una vez finalizada la etapa B, comienza la formación de las bandas de Portevin Le-Chatelier que dan indicios de envejecimiento por deformación dinámica. Dichas bandas, tal como fueron analizadas anteriormente, son del tipo A y comienzan alrededor del 57% de deformación ingenieril, lo cual coincide con los peaks presentes en la curva de endurecimiento por deformación en el 0.45, 0.49, 0.53 y 0.57 de deformación verdadera. En esta ocasión la elongación total alcanzada corresponde al 0.6 de deformación verdadera.

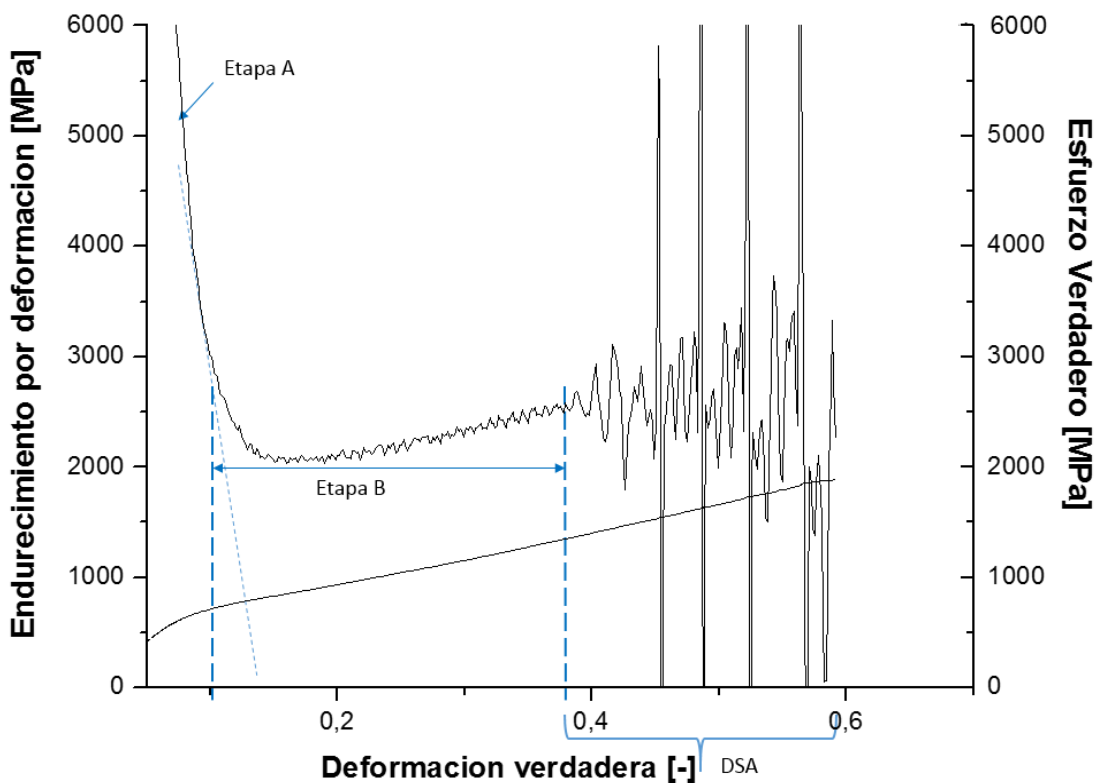


Figura 4.3.5 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C5Cr a 100 [°C].

El análisis para contenidos de cromo del 10% a 100 [°C] no es diferente al de temperatura ambiente, debido a que no se presenta envejecimiento por deformación dinámica y la curva de la Figura 4.3.6 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C10Cr a 100 [°C]. nos señala que solo existe la etapa A y la etapa B en el endurecimiento, quedando en evidencia que el esfuerzo verdadero que da el inicio

al maclado mecánico es alrededor de 700 [MPa] y presenta una deformación verdadera total del 0.61.

Finalmente, para una adición del 5% de cromo se encuentran presente los tres mecanismos estudiados actuando en forma simultánea, mientras que para contenidos de 10% cromo solo existe maclado mecánico y deslizamiento de dislocaciones.

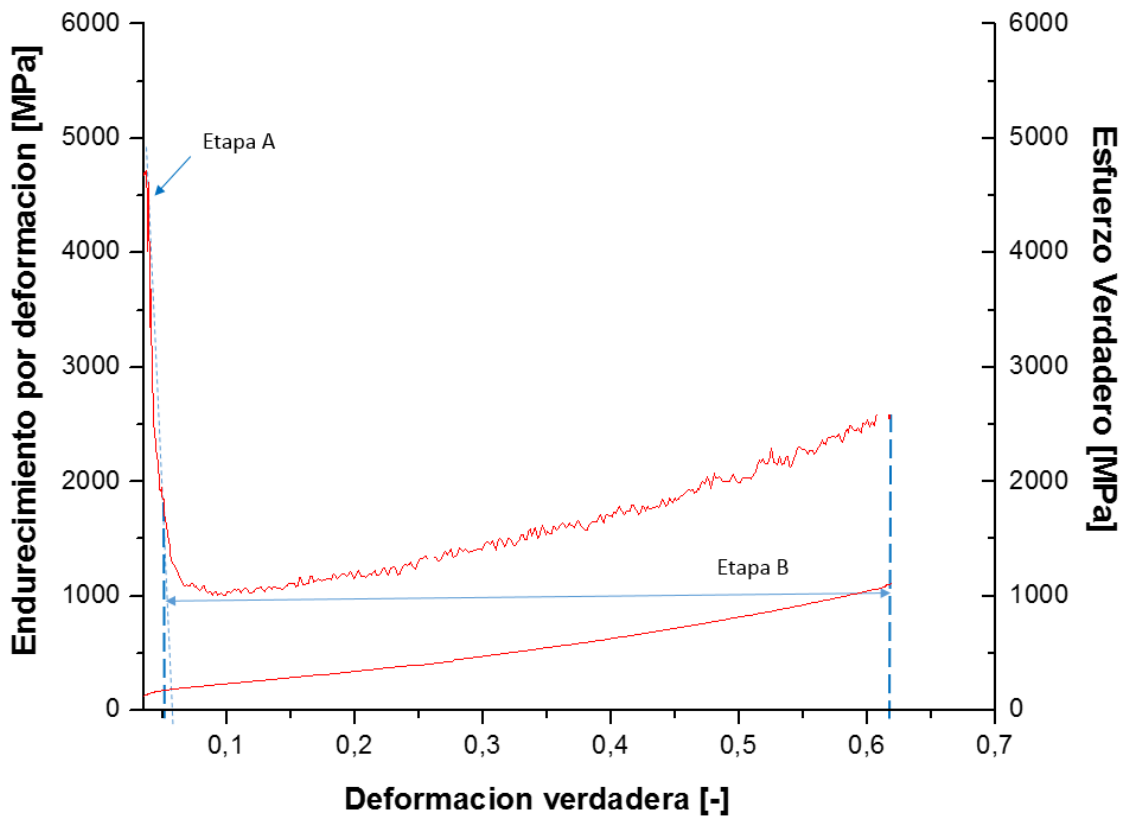


Figura 4.3.6 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C10Cr a 100 [°C].

4.3.3 Temperatura: 200 [°C].

Los resultados obtenidos para el ensayo de tracción realizado a una temperatura de 200 [°C] se muestra en la Figura 4.3.7 donde ambas aleaciones no presentan formación de cuello en probeta.

Esta vez en ambos aceros presentan una morfología dentada en la zona plástica relacionada con el mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico.

A la derecha de la imagen se encuentra una ampliación de la zona plástica, donde para el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr se aprecian claramente las bandas de PLC tipo A. Por su parte, el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr presenta una morfología dentada no tan pronunciada, que de acuerdo a la sección 2.5.1 pertenecen a bandas de PLC tipo B.

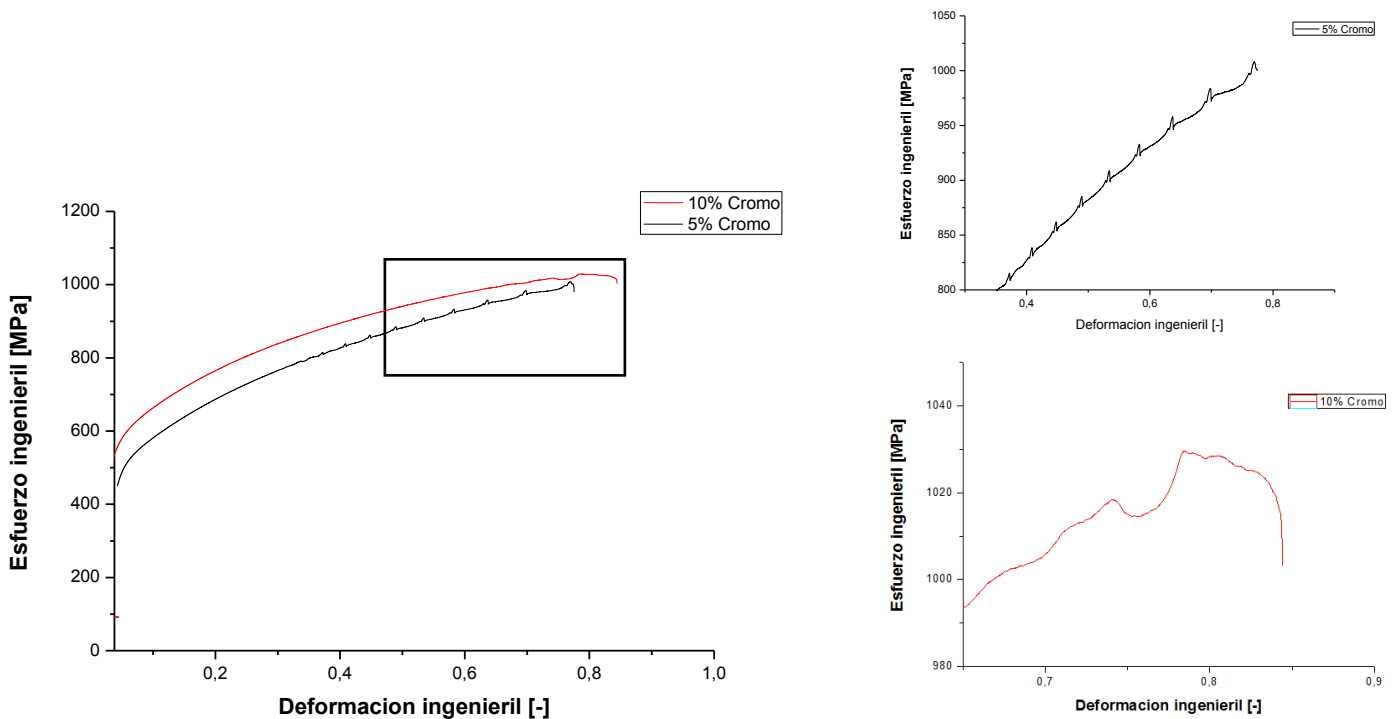


Figura 4.3.7 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 200 [°C].

Para identificar los mecanismos presentes en el endurecimiento del acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr, se realizó la curva de la Figura 4.3.8 de la cual se puede analizar lo siguiente: existe maclado mecánico actuando como mecanismo de endurecimiento, el cual se inicia con un valor de esfuerzo verdadero alrededor de los 550 [MPa] comprobándose metalográficamente. Posterior a la aparición del maclado mecánico, se puede apreciar el envejecimiento por deformación dinámica, comenzando a una deformación verdadera del 0.26 aproximadamente. Con respecto a las bandas de Portevin Le-Chatelier tipo A presentes inician sus peaks a

una deformación verdadera de 0.32 equivalente a la deformación ingenieril de 39% que se puede apreciar en la figura 4.3.7. En esta ocasión se alcanza una deformación verdadera total del 0.57.

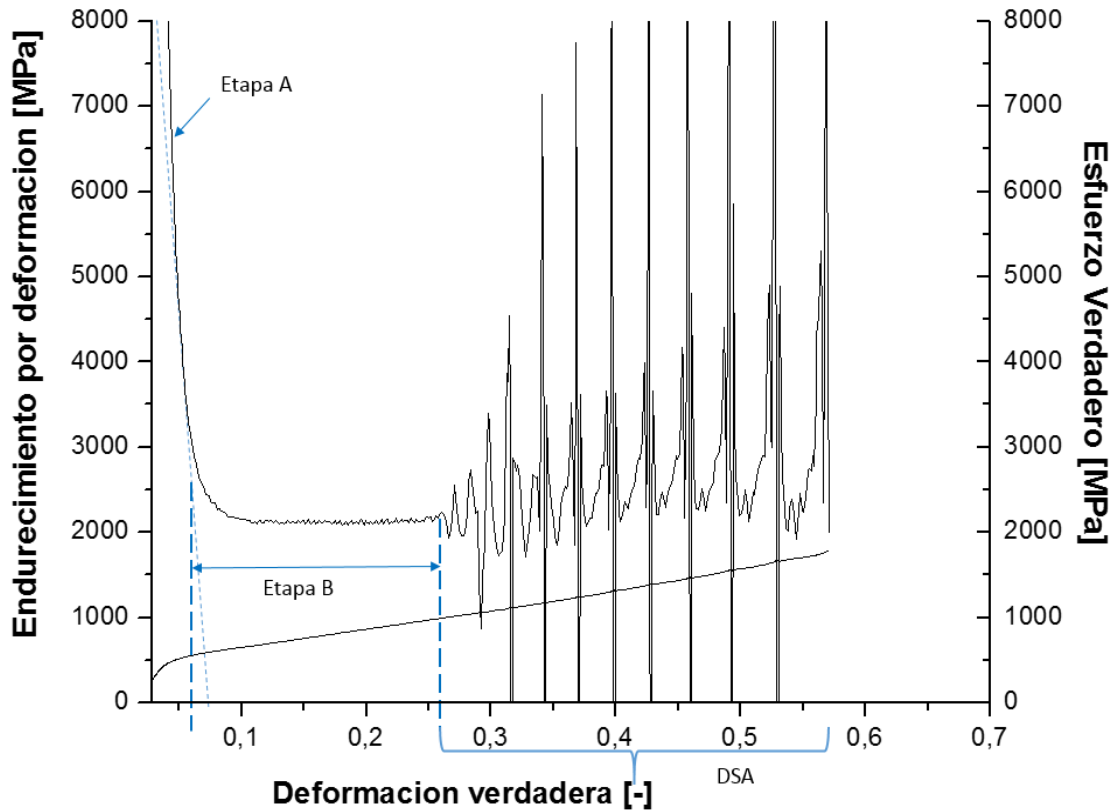


Figura 4.3.8 Endurecimiento por deformación de Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a 200 [°C].

A diferencia de las temperaturas anteriores, el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr presenta envejecimiento por deformación dinámico (ver Figura 4.3.9), el cual inicia en un 0.54 de deformación verdadera y se encuentra el peak de la banda de Portevin Le-Chatelier tipo B en el 0.62 de deformación verdadera.

Con respecto al maclado mecánico, se inicia junto a la etapa B con un valor de esfuerzo verdadero de 650 [MPa]. La deformación verdadera total alcanzada para 10% de cromo es de un 0.65.

Finalmente, los mecanismos presentes a 200 [°C] en ambos aceros son el maclado mecánico, deslizamiento de dislocaciones y envejecimiento por deformación dinámico traducido en el efecto de Portevin Le Chatelier.

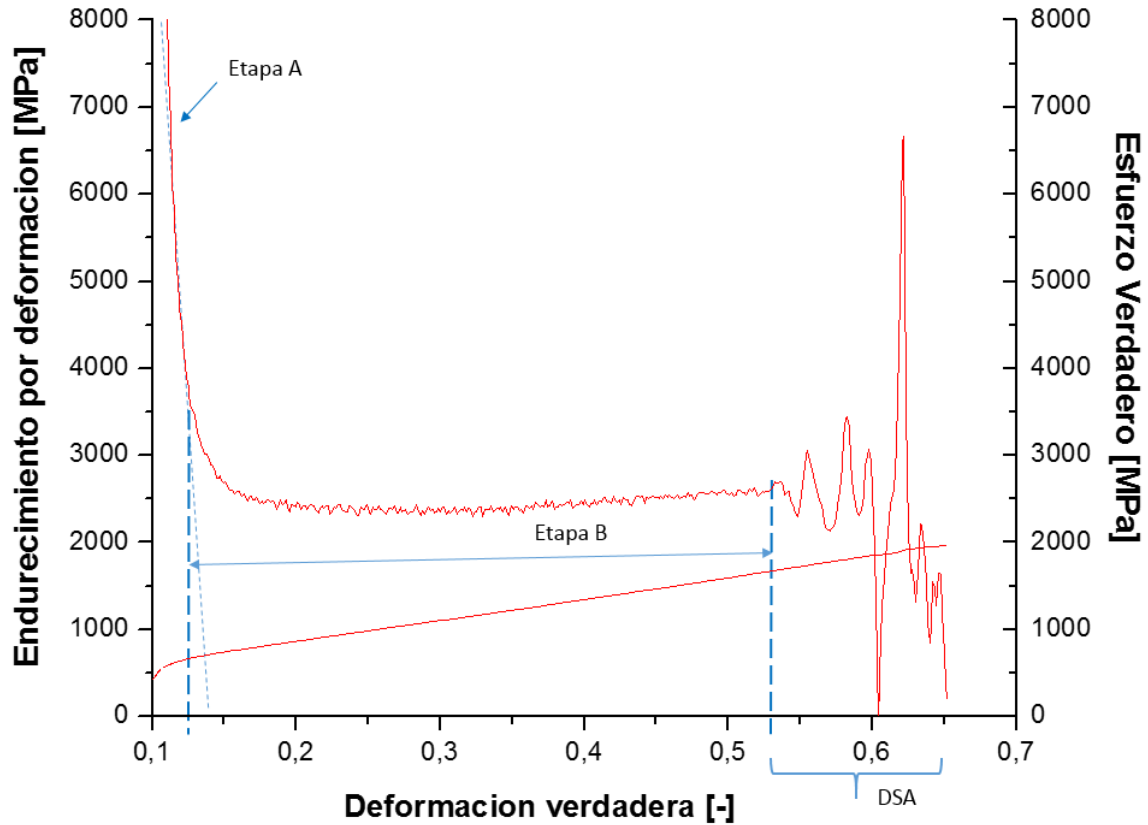


Figura 4.3.9 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C10Cr a 200 [°C].

4.3.4 Temperatura: 250 [°C].

La Figura 4.3.10 nos enseña los resultados obtenidos en el ensayo de tracción realizado a una temperatura de 250 [°C]. En ella se puede observar que ambos aceros no presentan formación de cuello en la zona plástica.

La morfología dentada que da indicios del efecto de Portevin Le Chatelier es claramente apreciable en ambos casos. A la derecha para contenidos de cromo del 5%, se presenta una mezcla de tipos de bandas de PLC, es decir, es posible ver bandas tipo A al inicio y luego unas bandas irregulares que indicarían la presencia de tipo B. Cuando existe una combinación de diferentes bandas, se debe principalmente a que se alcanza una temperatura de transición, por lo que desde

los 250 [°C] en adelante no se debiesen apreciar bandas tipo A. Para contenidos de cromo de 10% continúan existiendo bandas tipo B.

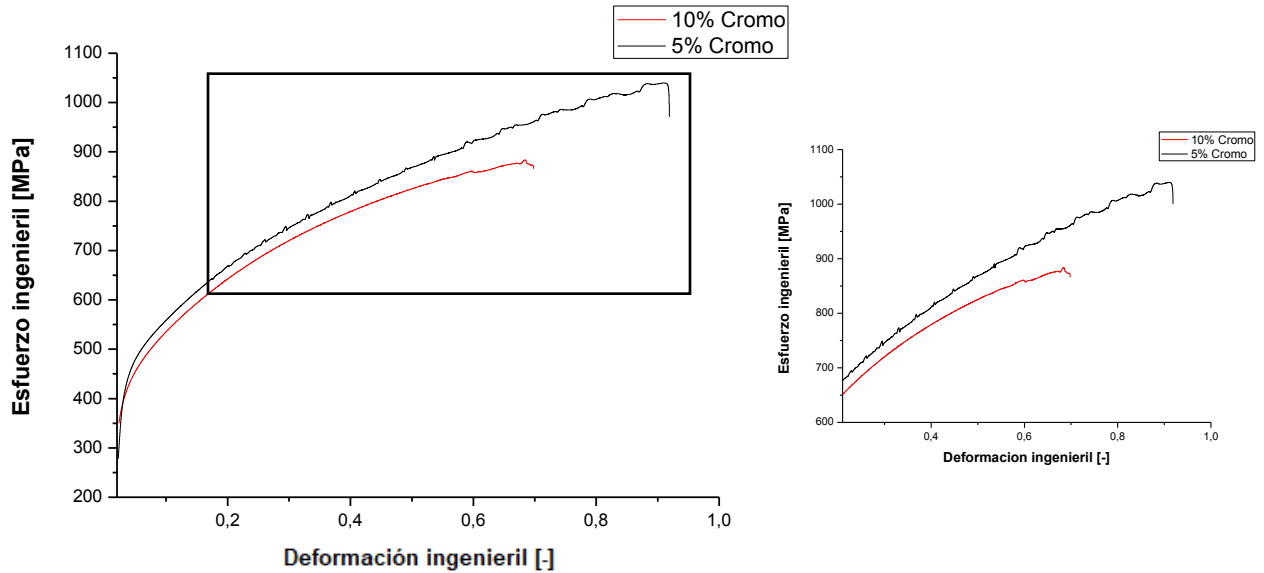


Figura 4.3.10 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 250 [°C].

Los mecanismos que actúan a 250 [°C] en la aleación con 5% de cromo se señalan en la Figura 4.3.11, donde es posible apreciar que el esfuerzo verdadero que da inicio a la etapa B y como consecuencia al maclado mecánico es de 600 [MPa]. Por su parte, el envejecimiento por deformación dinámica se presenta en esta ocasión con dos bandas de Portevin Le-Chatelier diferentes, como lo son las tipo A y tipo B. El inicio de estas bandas se marca con el fin de la etapa B, lo cual ocurre a una deformación verdadera del 0.19 aproximadamente. El cambio entre las bandas de PLC, se aprecia en la curva esfuerzo-deformación ingenieril a una deformación del 54% y en la curva de endurecimiento por deformación a un valor de deformación verdadera del 0.45 que es donde cambia la morfología de la derivada del esfuerzo con respecto a la deformación. En este caso la deformación verdadera total es del 0.65.

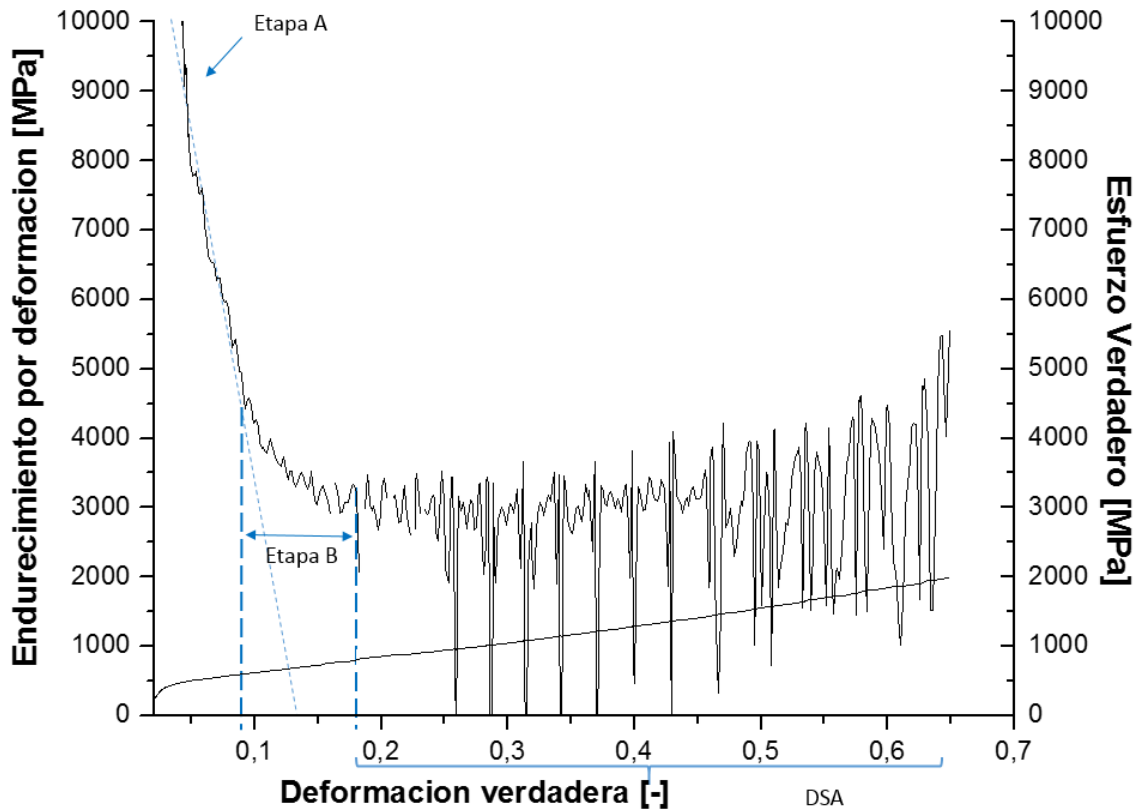


Figura 4.3.11 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C5Cr a 250 [°C].

Para el caso del 10% de cromo, los mecanismos presentes actuando a 250 [°C] se pueden apreciar en la Figura 4.3.12. En ella la etapa B que comienza con la nucleación de maclas mecánicas se origina en un esfuerzo verdadero de aproximadamente 500 [MPa]. Por su parte, el endurecimiento por deformación dinámico que se ve reflejado en las bandas de Portevin Le-Chatelier de tipo B, se aprecia alrededor de un 42% de deformación verdadera. La deformación verdadera total alcanzada para esta aleación es de un 0.53.

Finalmente, los mecanismos que actúan de forma simultánea a esta temperatura para ambos aceros TWIP son el maclado mecánico, deslizamiento de dislocaciones y envejecimiento por deformación dinámico.

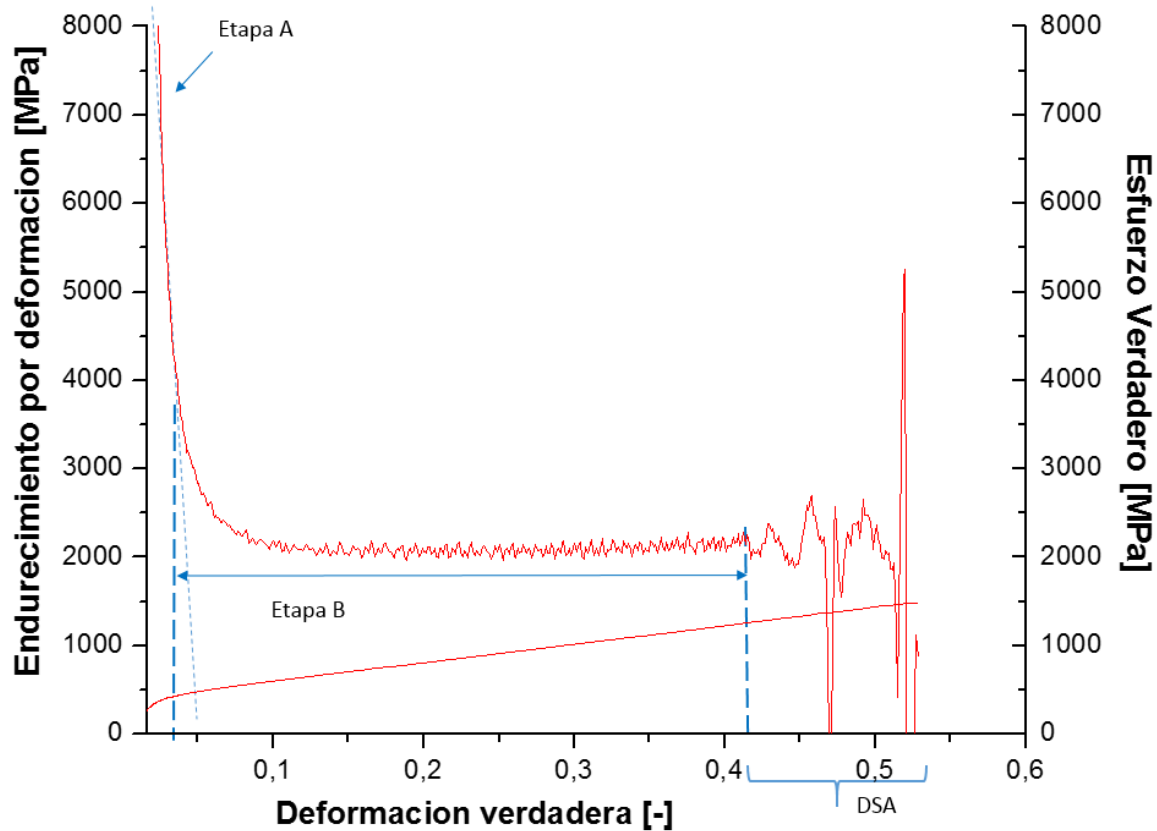


Figura 4.3.12 Endurecimiento por deformación de Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a 250 [°C].

4.3.5 Temperatura: 300 [°C].

Para temperatura de 300 [°C], se obtiene la curva esfuerzo-deformación ingenieril de la Figura 4.3.13 donde no se presenta formación de cuello en la probeta para ambos contenidos de cromo.

El acero Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr no presenta efecto de Portevin Le Chatelier ya que no posee una morfología dentada en la zona plástica. Por su parte, contenidos de cromo del 5% si poseen dicha morfología demostrando la presencia de bandas de PLC tipo C, características a temperaturas más elevadas.

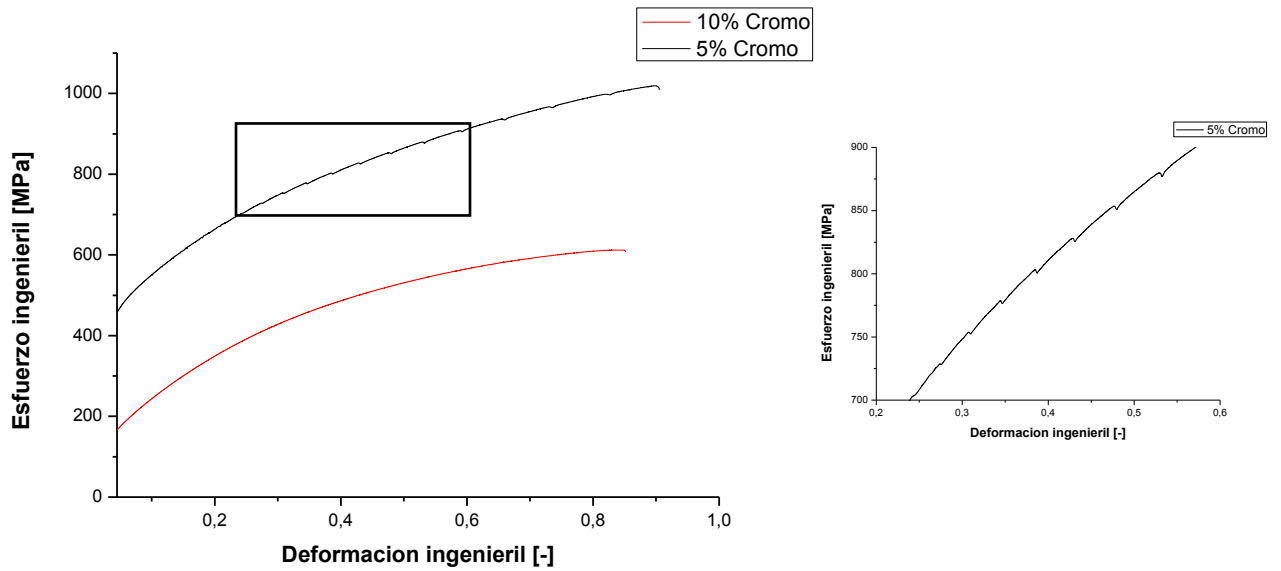


Figura 4.3.13 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 300 [°C].

Los mecanismos que están actuando a 300 [°C] en el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr se observan en la Figura 4.3.14. En ella, vemos el inicio del maclado mecánico en la etapa B con un esfuerzo verdadero de 500 [MPa], seguido del envejecimiento por deformación dinámico que se manifiesta con bandas de Portevin Le-Chatelier tipo C. Dichas bandas se empiezan a apreciar a una deformación ingenieril del 28% y comienzan a tener una mayor amplitud a una deformación ingenieril del 38% equivalente a una deformación verdadera del 0.3.

La deformación verdadera total alcanzada es del 0.65.

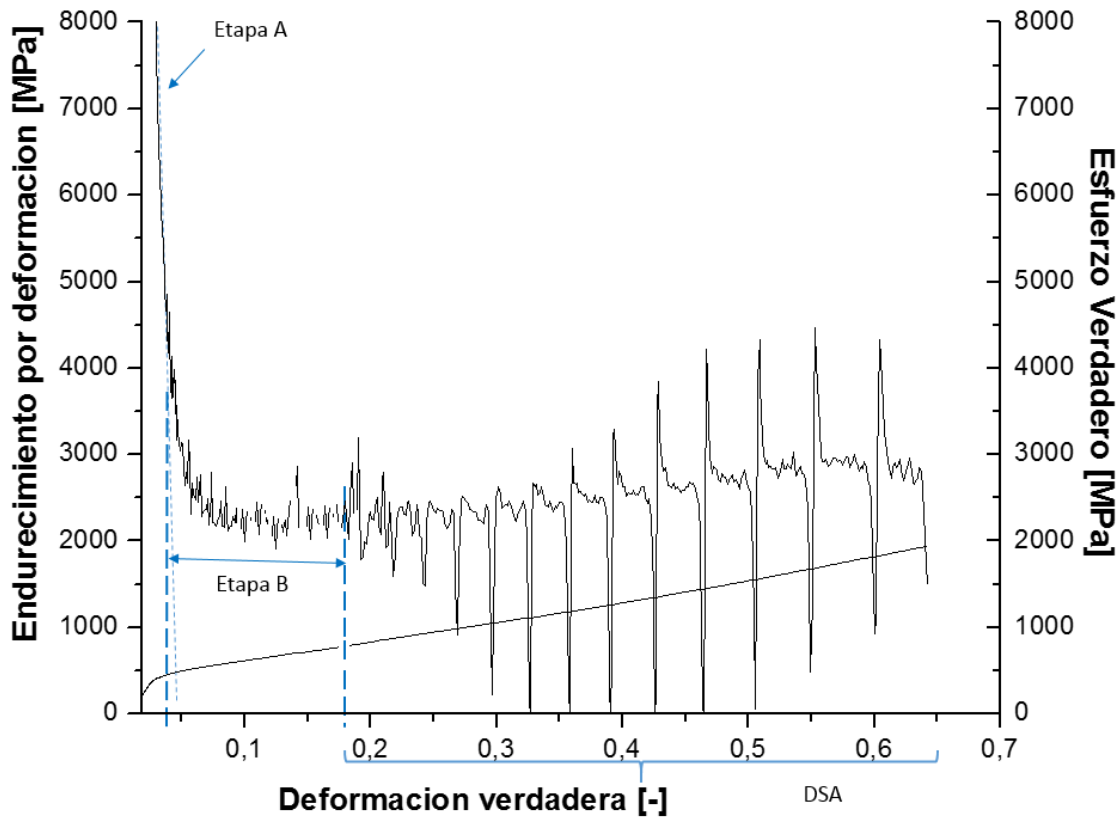


Figura 4.3.14 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C5Cr a 300 [°C].

Para contenidos de cromo del 10% el endurecimiento por deformación dinámico ya no se encuentra actuando como mecanismo de endurecimiento, lo cual se ve reflejado en la Figura 4.3.15. Sin embargo, el maclado mecánico si es un mecanismo presente a esta temperatura.

En la curva de endurecimiento por deformación para 10% cromo podemos apreciar la etapa B que inicia con un esfuerzo verdadero de 120 [MPa] y finaliza a los 980 [MPa] para dar inicio a una etapa C descrita anteriormente, que se caracteriza principalmente por la disminución en la tasa de formación de maclas mecánicas. La deformación verdadera alcanzada en esta ocasión corresponde a un 0.62.

Finalmente, el acero TWIP con contenidos de 5% de cromo presenta en esta temperatura los tres mecanismos de endurecimiento actuando de forma simultánea, mientras que contenidos de 10% de Cromo solo presentan deslizamiento de dislocaciones y maclado mecánico.

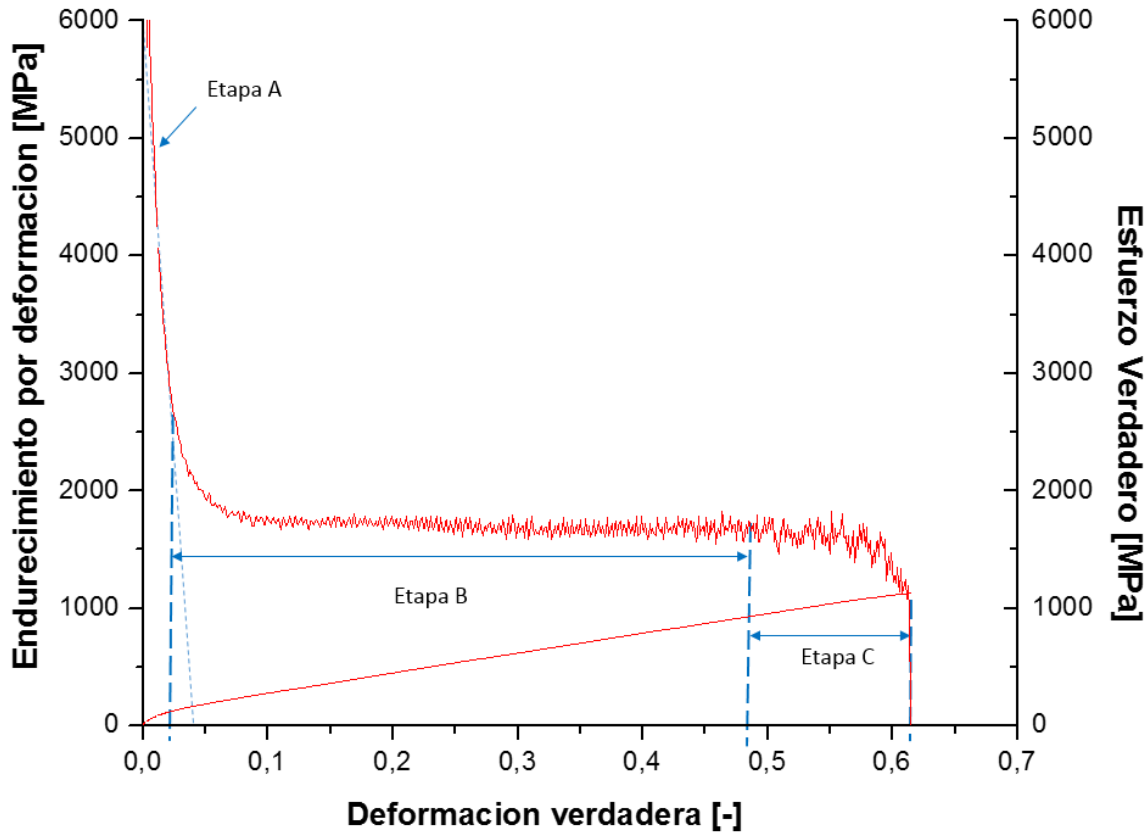


Figura 4.3.15 Endurecimiento por deformación de Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a 300 [°C].

4.3.6 Temperatura: 350 [°C].

La curva esfuerzo-deformación ingenieril obtenida para los ensayos realizados a temperatura de 350 [°C] se puede observar en la Figura 4.3.16.

Por su parte, es posible notar que contenidos de cromo de 10% no presentan envejecimiento por deformación dinámico, ya que no es posible observar morfología dentada en la zona plástica. Sin embargo, si realizamos una ampliación de la zona plástica del acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr como se puede observar a la derecha de la Figura 4.3.16, es posible observar bandas de PLC tipo C las cuales demuestran la presencia del mecanismo de endurecimiento por deformación dinámico.

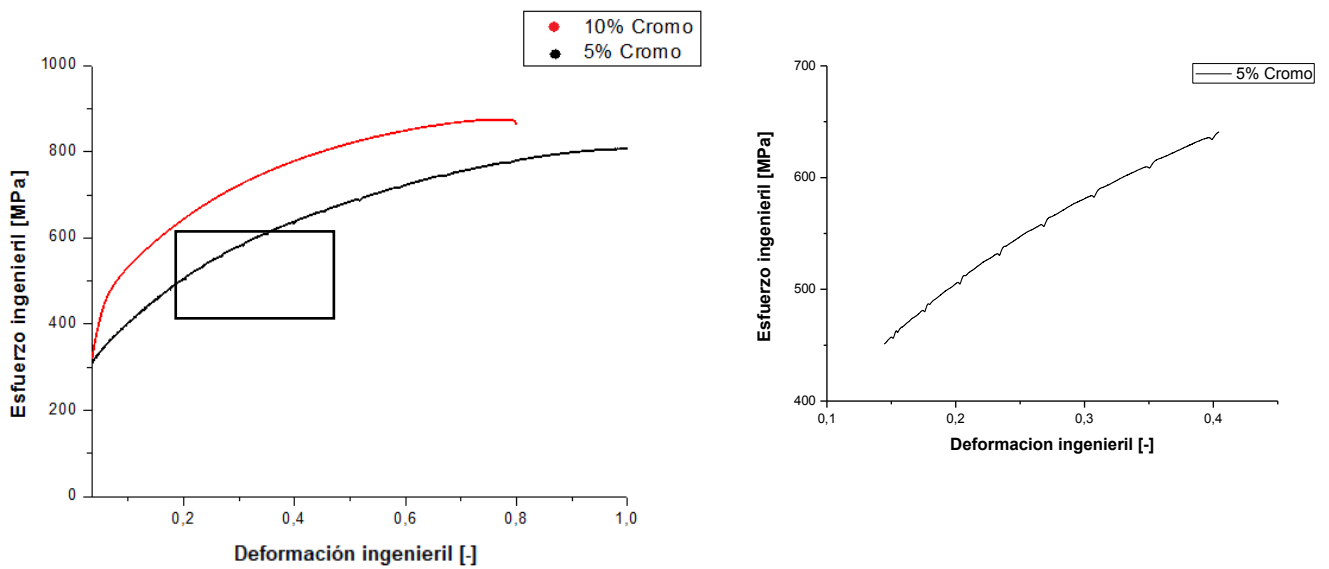


Figura 4.3.16 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 350 [°C].

Para una temperatura de ensayo de 350 [°C] y un porcentaje de cromo del 5%, los mecanismos de endurecimiento presentes se aprecian en la Figura 4.3.17. En ella, podemos notar que el esfuerzo verdadero que da inicio al maclado mecánico es de 280 [MPa]. Una vez finalizada la etapa B del endurecimiento, comienza a actuar el endurecimiento por deformación dinámico como mecanismo, el cual se ve reflejado en la curva esfuerzo-deformación ingenieril con bandas de Portevin Le-Chatelier del tipo C. Dichas bandas, alcanzan su peak en una deformación verdadera del 0.41. En esta ocasión, alrededor del 0.62 de deformación verdadera comienza a actuar la etapa C indicando una disminución en la tasa de formación de maclas mecánicas, lo cual se ve reflejado en una leve formación de cuello en la probeta producto de que la curva de razón de endurecimiento por deformación intercepta a la curva esfuerzo-deformación verdadera en el 0.70 correspondiente a la deformación uniforme de la aleación. Finalmente, la deformación verdadera total es de 0.74. La aparición del cuello solo nos indica que si bien el maclado mecánico se encuentra presente, deja de ser el mecanismo predominante en el endurecimiento para dar paso al deslizamiento de dislocaciones, lo cual se corrobora con el cálculo de la EFA teórica.

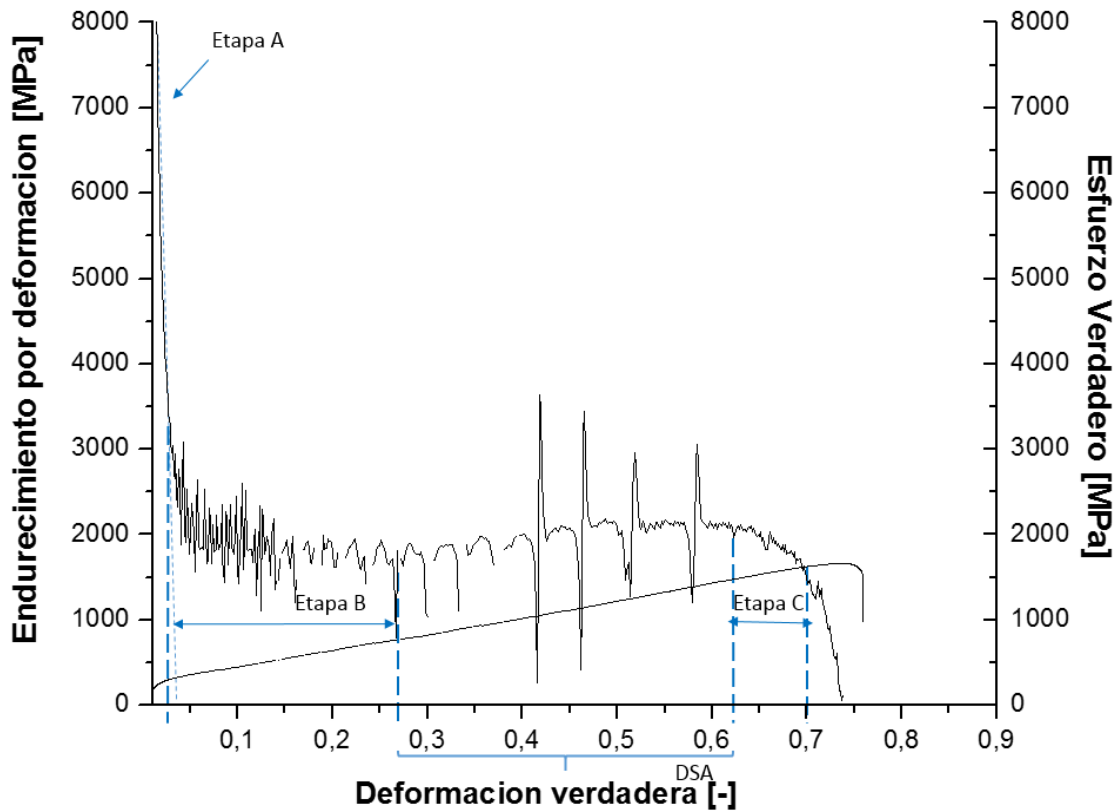


Figura 4.3.17 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C5Cr a 350 [°C].

A diferencia de la aleación descrita anteriormente, una adición del 10% de cromo a 350 [°C] no presenta envejecimiento por deformación dinámica como mecanismo de endurecimiento. Sin embargo, es posible apreciar en la Figura 4.3.18 la formación de maclado mecánico que se inicia con un esfuerzo verdadero de 510 [MPa] aproximadamente. Además, alrededor de una deformación verdadera del 0.51 comienza la disminución en la tasa de formación del maclado indicado como etapa C la cual finaliza con la deformación verdadera total de la aleación que es de un 0.59.

Finalmente, contenidos de 5% de cromo a 350 [°C] presentan los tres mecanismos actuando de forma simultánea, mientras que para 10% cromo solo es posible apreciar maclado mecánico y deslizamiento de dislocaciones.

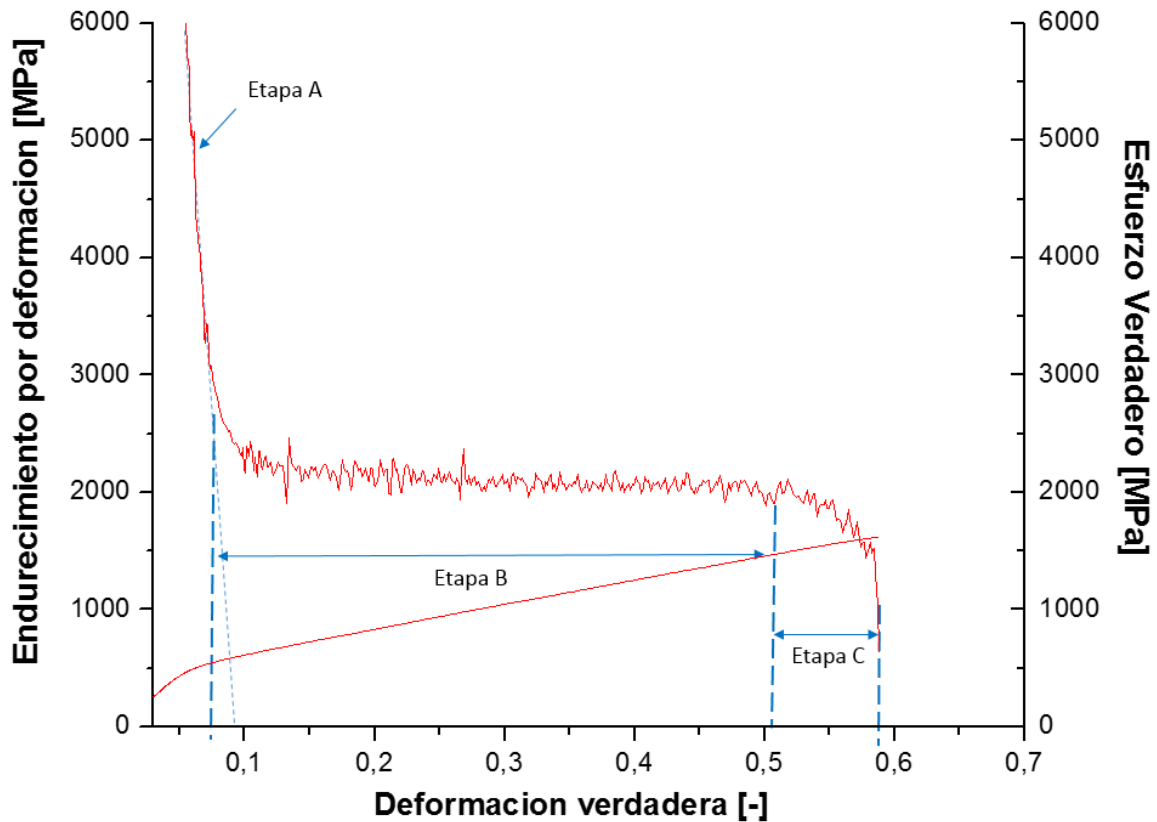


Figura 4.3.18 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C10Cr a 350 [°C].

4.3.7 Temperatura: 400 [°C].

Los ensayos de tracción realizados a 400 [°C] para ambas aleaciones, demuestran la presencia de formación de cuello en las probetas apreciable en la curva esfuerzo-deformación ingenieril (ver Figura 4.3.19).

Además, es posible observar que ya no existe morfología dentada en la zona plástica de la curva, por lo que ambos contenidos de cromo no presentan efecto de Portevin Le-Chatelier que da cuenta del mecanismo de envejecimiento por deformación mecánico.

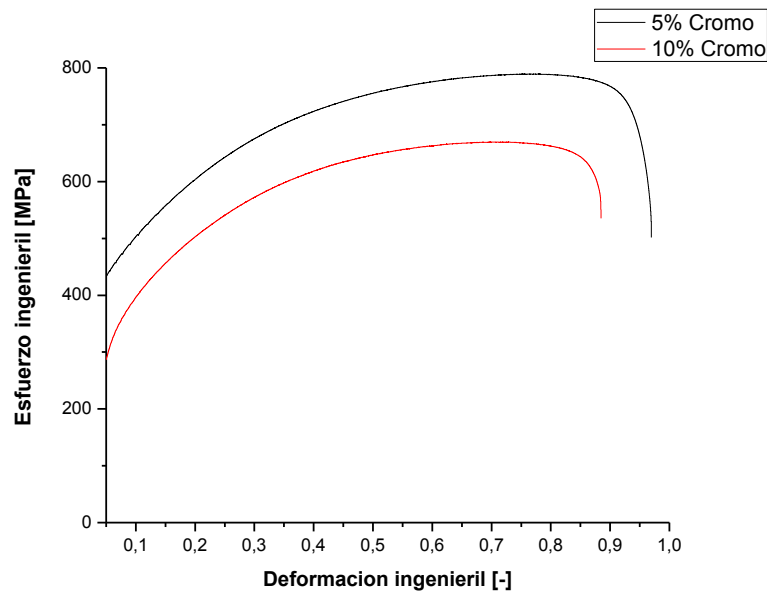


Figura 4.3.19 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 400 [°C].

De acuerdo con la figura 4.3.20, es posible apreciar maclado mecánico, el cual inicia con un esfuerzo verdadero de 420 [MPa] aproximadamente. Además, se nota una morfología dentada al inicio de la etapa B, la cual podría dar indicios de bandas de PLC tipo C, pero éstas no son muy pronunciadas al inicio de la zona plástica en la curva esfuerzo-deformación de la figura 4.3.19, razón por la cual se concluye que no existe envejecimiento por deformación dinámico.

Posterior a la etapa B de nucleación de maclas mecánicas, con un 0.54 de deformación verdadera comienza la etapa C que indica la disminución en la tasa de formación de ellas. Además, es posible notar la formación del cuello en la probeta debido a la intersección de ambas curvas, notando así que la deformación verdadera uniforme es de 0.57 y la deformación verdadera total es de 0.64.

Con lo anterior, queda demostrado a través de la energía de falla de apilamiento teórica y la formación de cuello en la probeta que el maclado mecánico está presente pero no es el mecanismo predominante.

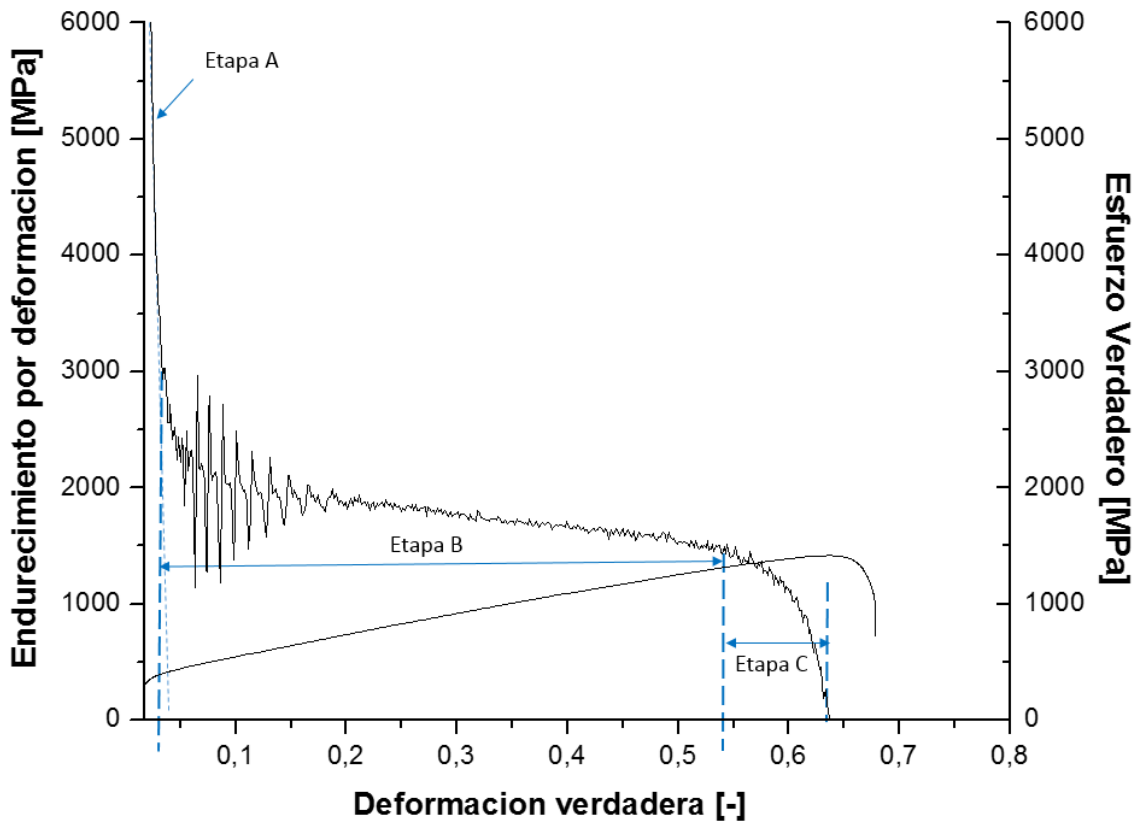


Figura 4.3.20 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C5Cr a 400 [°C].

Con un 10% de cromo se obtiene la curva de endurecimiento por deformación de la Figura 4.3.21 para identificar los mecanismos que se encuentran actuando a 400 [°C]. En ella, es posible apreciar el inicio del maclado mecánico en la etapa B con un valor de esfuerzo verdadero de 400 [MPa]. Al inicio de la etapa B y para una deformación verdadera del 0.30 se puede apreciar una morfología dentada en la figura 4.3.21, tal como se mencionó anteriormente para un 5% de cromo, no existe una morfología dentada en la curva esfuerzo-deformación de la figura 4.3.19 que indique la existencia del mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico. Por lo tanto, dichas morfologías serían producto netamente del ruido presente en la máquina.

Posterior a la etapa B, a una deformación verdadera del 0.49 da inicio la etapa C, que marca la disminución de la tasa de formación de maclas.

El intercepto entre ambas curvas indica la formación de cuello en la probeta, obteniendo una deformación verdadera uniforme del 0.55 y una deformación verdadera total del 0.60.

Finalmente, los acero TWIP Fe22Mn0.6C5Cr y Fe22Mn0.6C10Cr presentan a 400[°C] como mecanismos de endurecimiento: deslizamiento de dislocaciones y maclado mecánico, siendo el primero el mecanismo predominante de endurecimiento por sobre el maclado.

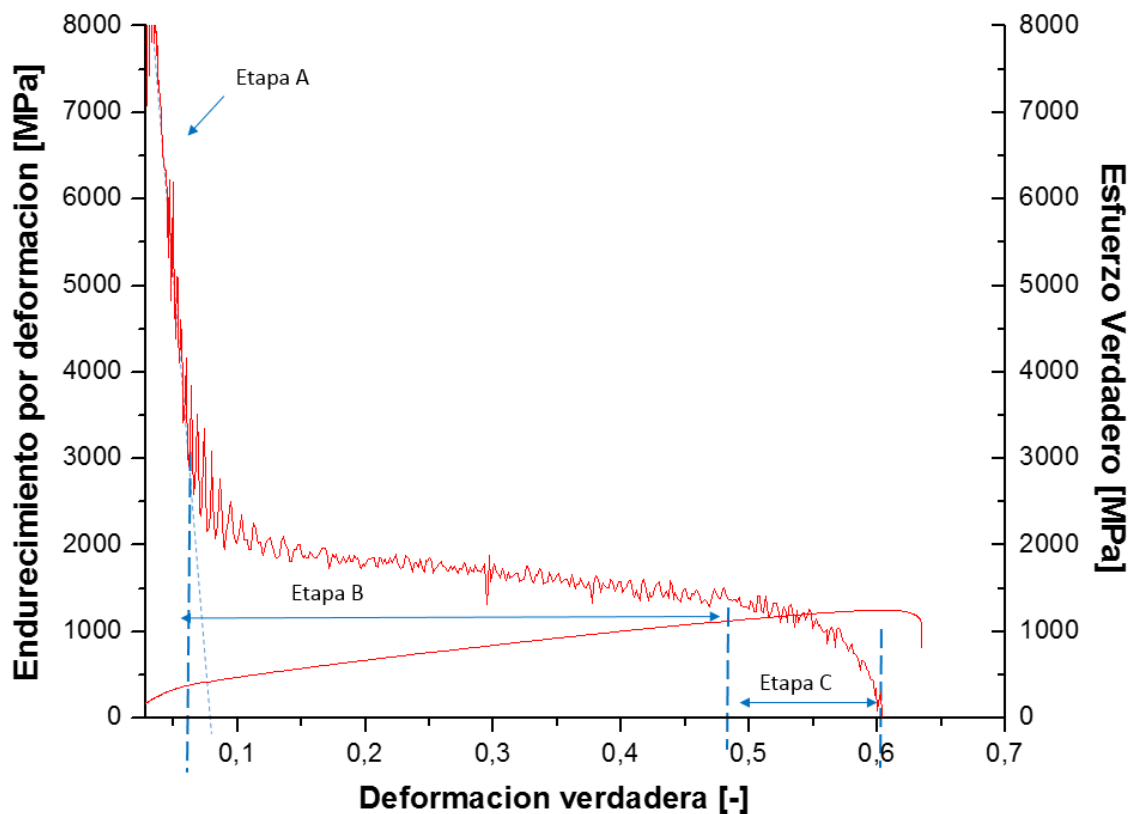


Figura 4.3.21 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C10Cr a 400 [°C].

4.3.8 Temperatura 495 [°C]

La última temperatura de ensayo es de 495 [°C] para corroborar que el maclado mecánico ya no es predominante como mecanismo de endurecimiento. La Figura 4.3.22 representa la curva esfuerzo-deformación ingenieril, donde para ambas temperaturas las probetas presentan formación de cuello en ellas. También es posible apreciar que no existe morfología dentada en la zona plástica, por lo que el

endurecimiento por deformación dinámica no está presente en ambos contenidos de cromo como mecanismo de endurecimiento.

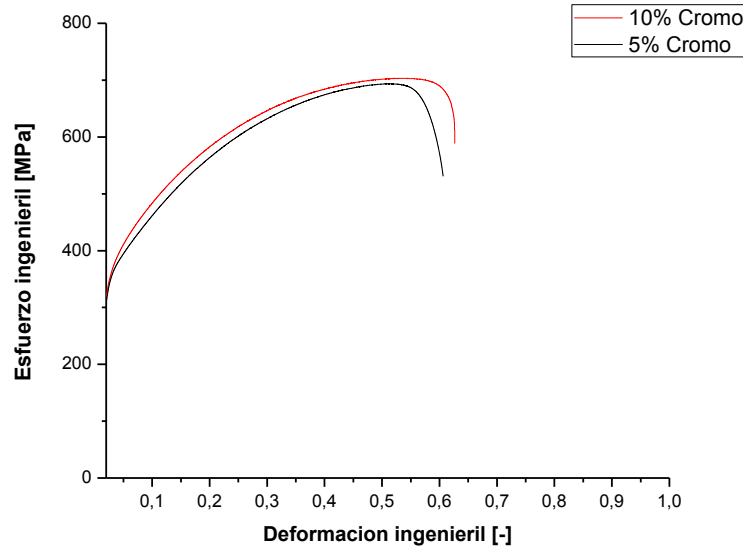


Figura 4.3.22 Curva esfuerzo-deformación ingenieril a 495 [°C].

A una temperatura de 495 [°C], la curva que describe los mecanismos presentes para 5% de cromo se puede ver en la Figura 4.3.23. En ella queda en evidencia que no existe envejecimiento por deformación dinámica. Sin embargo, es posible apreciar el inicio del maclado mecánico a los 410 [MPa] de esfuerzo verdadero. Posterior a la etapa B de nucleación de maclas, con un valor de deformación verdadera de 0.45 comienza la etapa C que marca la disminución de la nucleación de maclas.

La intersección de ambas curvas indica la formación de cuello en la probeta y una deformación verdadera uniforme de 0.60 para finalizar con una deformación verdadera total de 0.62.

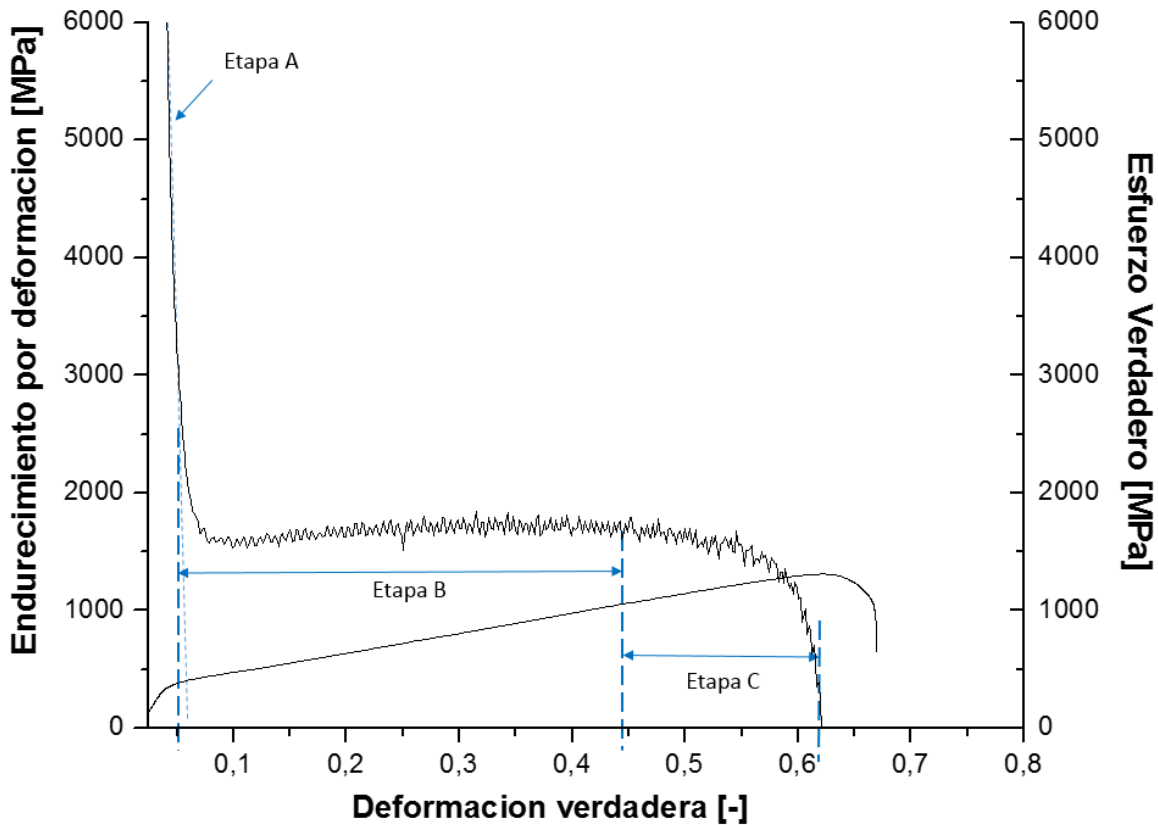


Figura 4.3.23 Endurecimiento por deformación de Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a 495 [°C].

Por su parte, contenidos de cromo de 10% a 495 [°C] se comportan de acuerdo a la Figura 4.3.24. Nuevamente no existe evidencia de envejecimiento por deformación dinámico como mecanismo de endurecimiento.

Con respecto al maclado mecánico, se inicia cuando el esfuerzo verdadero tiene un valor de 460 [MPa] y finaliza a los 950 [MPa]. La etapa C de endurecimiento comienza con una deformación verdadera del 0.32 y finaliza con una deformación verdadera total de 0.46. La presencia de formación de cuello en la probeta/ deformación verdadera uniforme, se ve en la intersección de ambas curvas cuando la deformación verdadera alcanza un valor de 0.44.

Por lo tanto, ambos contenidos de cromo presentan deslizamiento de dislocaciones y maclado mecánico como mecanismos de endurecimiento, siendo el primero el predominante a mayores temperaturas tal como señala la energía de falla de apilamiento.

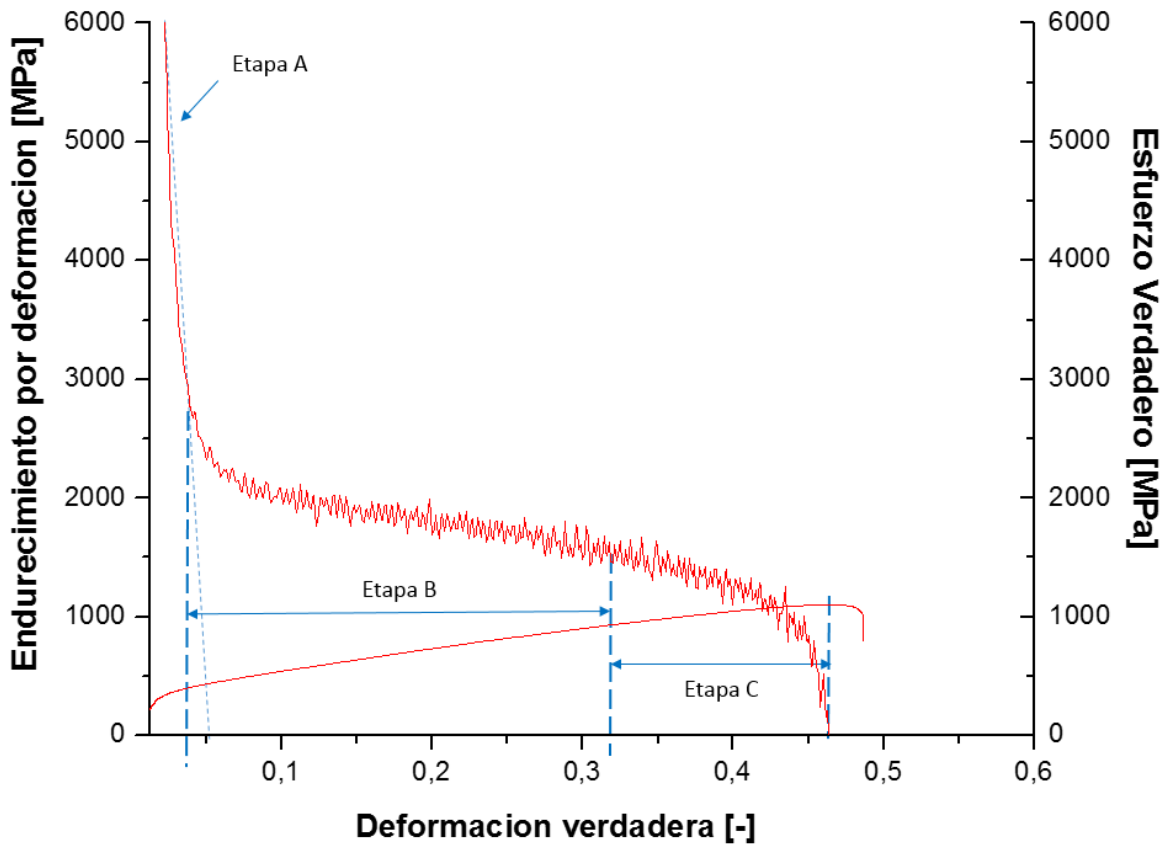


Figura 4.3.24 Endurecimiento por deformación de Fe22Mn0.6C10Cr a 495 [°C].

Para finalizar, tal como se señala anteriormente, para temperaturas igual e inferiores a 350 [°C] las probetas presentaron fracturas como las de la Figura 4.3.25. Mientras que para temperaturas superiores a 350 [°C] se aprecia leve formación de cuello como las de la Figura 4.3.26.

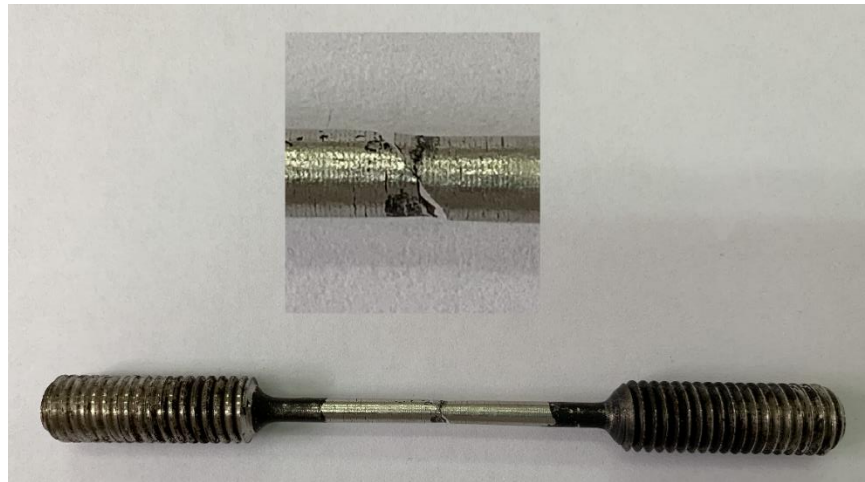


Figura 4.3.25 Probeta sin formación de cuello.



Figura 4.3.26 Probeta con formación de cuello.

Por lo tanto, en la Tabla 4.3.1 se presenta el resumen de los resultados obtenidos en cuanto a los mecanismos operantes para diferentes temperaturas y composición.

Tabla 4.3.1 Resumen de los mecanismos presentes en ambos contenidos de cromo.

Temperatura [°C]	Fe22Mn0.6C5Cr			Fe22Mn0.6C10Cr		
	Deslizamiento de dislocaciones	Maclado Mecánico	Efecto de Portevin Le Chatelier	Deslizamiento de dislocaciones	Maclado Mecánico	Efecto de Portevin Le Chatelier
18	si	si	no	si	si	no
100	si	si	Bandas Tipo A	si	si	no
200	si	si	Bandas Tipo A	si	si	Bandas Tipo B
250	si	si	Bandas Tipo A y Tipo B	si	si	Bandas Tipo B
300	si	si	Bandas Tipo C	si	si	no
350	si	si	Bandas Tipo C	si	si	no
400	si	si	no	si	si	no
495	si	si	no	si	si	no

CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES

Para el cumplimiento de la hipótesis y objetivos planteados, se realizaron ensayos de tracción a diferentes temperaturas que van desde los 18 [°C] hasta los 495 [°C].

En ellos, los resultados obtenidos señalan que el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr posee una matriz austenítica con presencia de inclusiones y maclas mecánicas, siendo estas últimas pronunciadas hasta 350 [°C] y para temperaturas superiores, si bien se encuentran presentes, se observa una disminución de ellas. Por su parte, el acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr también presenta una matriz austenítica con presencia de inclusiones, maclas mecánicas y precipitados de carburos de cromo Cr₂₃C₆ de los cuales no es posible asegurar su presencia debido a que no se desarrolló la difracción de rayos X. En esta ocasión, las maclas presentes se encuentran de forma pronunciada hasta los 400[°C] y para temperaturas superiores se observa una disminución de ellas.

Si analizamos los parámetros de la curva esfuerzo-deformación, para diferentes contenidos de cromo, es posible notar que no existe una dependencia clara de la temperatura con respecto a la elongación total y la reducción de área. Mientras que a medida que aumenta la temperatura, el esfuerzo de fluencia, UTS y parámetro de Hollomon disminuyen. Lo último, se traduce en disminución del endurecimiento a medida que se aumenta la temperatura producto de la disminución de la tasa de formación de maclas mecánicas y que existen menor cantidad de mecanismos de endurecimiento actuando de forma simultánea.

Por su parte, el contenido de cromo influye en la energía de falla de apilamiento (EFA), la cual rige todos los mecanismos presentes que actúan en el endurecimiento de los aceros TWIP. Es así, como a mayores contenidos de cromo se obtienen menores valores de la EFA, permitiendo obtener mayor porcentaje de maclado mecánico a mayores temperaturas. De esta forma, se concluye que para contenidos de 5% y 10% de cromo hasta temperaturas alrededor de las 350 [°C], el mecanismo predominante es el maclado mecánico, debido a que los resultados obtenidos

demuestran estar en el rango óptimo donde se produce maclado (15-45 [mJ/m²]). Para temperaturas superiores a los 400 [°C], el mecanismo operante es el deslizamiento de dislocaciones, ya que los resultados teóricos de la energía de falla de apilamiento resultan ser superiores a los 45 [mJ/m²] y las probetas estudiadas comienzan a presentar encuellamiento. Además, se debe tener en cuenta que la presencia de carburos de cromo disminuiría la cantidad de cromo en solución por lo que los resultados experimentales de energía de falla de apilamiento no coincidirían con los teóricos.

Con respecto al mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico relacionado con el efecto de Portevin Le Chatelier, este va cambiando de acuerdo a las temperaturas y composiciones. Para contenidos de cromo de 5% es posible obtener este mecanismo como el efecto de PLC desde los 100 [°C] hasta los 350 [°C]. Temperaturas de 100 y 200 [°C] presentan bandas de PLC tipo A, mientras que a los 250 [°C] se tiene una temperatura de transición presentando bandas de PLC tipo A y tipo B. Finalmente para temperaturas de 300 y 350 [°C] se observan bandas PLC tipo C.

Por su parte, contenidos de cromo de 10% presentan efecto de Portevin Le Chatelier asociado al mecanismo de envejecimiento por deformación dinámico a 200 y 250[°C], en ambos casos las bandas apreciables son de tipo B.

Por lo tanto, la hipótesis planteada: “El acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}CxCr puede presentar tres mecanismos de deformación simultáneos: maclado mecánico, deslizamiento de dislocaciones y envejecimiento por deformación dinámico”.

Se cumple para contenidos de Cromo del 5% en un rango de temperatura que va desde los 100 [°C] hasta los 350 [°C]. Sin embargo, para contenidos de cromo del 10%, la hipótesis es válida entre los 200-250 [°C].

REFERENCIAS BIBLIOGRAFICAS

- [1] R. Hadfield, *Science*, p. 12:284, 1888.
- [2] F. Barbieri, A. Monsalve y A. Guzmán, «TWIP, Aceros de alto porcentaje de Manganeso. Sus Mecanismos y Fenómenos asociados. Parte I,» *Remetallica*, p. 1, 2013.
- [3] L. Chen, Y. Zhao y X. Qin, «Some Aspects of High Manganese Twinning-Induced,» *Acta Metallurgica Sinica*, vol. 26, n° 1, p. 2, 2013.
- [4] S. Allain, J. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot y N. Guelton, «Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys,» *Master Sci Eng A*, pp. 158-162, 387-389, 2004.
- [5] B. De Cooman, K.-g. Chin y J. Kim, «High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, New Trends and Developments in Automotive System Engineering,» 2011.
- [6] B. De Cooman, Y. Estrin y S. Kim, «Twinning induced Plasticity (TWIP) steels,» *Acta Materialia*, pp. 283-362, 2018.
- [7] J. Hall, «Trans AIME Iron Steel Div,» p. 382, 1929.
- [8] W. Tofaute y K. Linden, «Arch Eisenhüttenwes,» pp. 10-515, 1936.
- [9] Y. Chang y C. Shih, *Acta Metallurgica*, vol. 7, p. 285, 1964.
- [10] Cohen y Olson, «A General Mechanism of Martensitic Nucleation: Part I. General Concepts and FCC ->HCP Transformation,» *Metallurgical Transactions*, vol. 7A, p. 1897, December (1976).
- [11] W. Guard y M. Fine, *Transaction TMS-AIME*, vol. 233, p. 1383, 1965.
- [12] J. Hirth, *Metallurgical Transactions*, vol. 1, p. 2367, 1970.
- [13] F. De Barbieri, «Efecto del maclado mecánico en el crecimiento de grietas en aceros TWIP (Twinning Induced Plasticity),» Santiago, 2014.
- [14] Hill, Dieter y Graw, «Mechanical Metallurgy Third Edition,» 1986, p. 111.
- [15] M. Olsson, «Thermodynamic Modeling of the Stacking Fault Energy in Austenitic Stainless Steels,» Estocolmo, 2014.
- [16] Y. Petrov, «On the electron structure of Mn-Ni, Cr-Ni-Mn austenite with different stacking fault energy,» *Scripta Materials*, vol. 53, pp. 1201-1206, 2005.
- [17] L. Remy y A. Pineau, «Twinning and strain-induced fcc -> hcp transformation on the mechanical properties of Co-Ni-Cr-Mo alloys,» *Mater. Sci. Eng.*, vol. 26, pp. 123-132, 1976.
- [18] Hull y Bacon, «Introduction to Dislocations,» 2001, p. 45.
- [19] J. L. González, «Metalúrgica Mecánica,» México, Limusa, 2003, p. 108.

- [20] W. Callister, Introduction to material science, New Jersey: John wiley & sons, 2013.
- [21] G. Frommeyer y O. Graessel, «High strenght TRIP/TWIP and superlastic steels: development, propiedades, application.,» *Metallurgie-Cahiers D Informations Techniques*, vol. 95(10), pp. 1299-1310, 1998.
- [22] O. Grassel, G. Krugger, G. Frommeyer y L. Meyer, «High strength Fe-Mn (Al,Si) TWIP/TRIP steels development, properties, application,» *Journal of Plasticity*, pp. 1391-1409, 2000.
- [23] Y. Dastur y W. Leslie, *Metall. Trans. A.*, vol. 12A, p. 749, 1981.
- [24] W. Owen y M. Grujicic, *Acta Mater*, vol. 47, pp. 1,111, 1999.
- [25] L. Chen, H.-S. Kim y B. De Cooman, «Localized Deformation due to Portevin-LeChatelier Effect in 18Mn-0.6C TWIP Austenitic Steel,» *Isij International*, vol. 47, nº 12, pp. 1804-1812, 2007.
- [26] M. Garrido, «Memoria de Investigación: Efecto del cromo en la resistencia a la corrosión de un acero TWIP Fe₂₂Mn_{0.6}C,» UTFSM, Valparaíso, 2017.
- [27] T. Lebedkina, M. 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*, nº 519, pp. 147-154, 2009.
- [28] P. Zavattieri, V. Savic, J. L. Hector, J. Fekete, W. Tong y Y. Xuan, «Spatio-temporal characteristics of the Portevin-Le Chatelier effect in austenitic steel with twinning induced plasticity,» *International Journal of Plasticity*, nº 25, pp. 2298-2330, 2008.
- [29] H. Louis y P. Zavattieri, «Nucleation and Propagation of Portevin Le-Chatelier Bands in Austenitic Steel with Twinning Induce Plasticity,» de *Proceedings of the SEM Annual Conference*, Indiana USA, 2010.
- [30] Y. Zhang, J. Peng Liu, S. Ying Chen, X. Xie, P. Liaw, K. Dahmen, J. Wei Qiao y Y. Li Wang, «Serration and Noise Behavior in Materials,» *Progress in Materials Science*, 2017.
- [31] 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,» *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 28A, p. 1795, 1997.
- [32] A. A. State, «Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials».
- [33] «www.infrastruktur.kl.ac.a,» [En línea]. Available: <http://infrastruktur.kl.ac.at/labor/zwick-roell-z030>. [Último acceso: 11 2018].
- [34] F. De Barbieri, F. Castro, J. Perez-Ipiña, A. Artigas y A. Monsalve, «Temperature Dependence of the Microestructure and Mechanical Propierties of a Twinning-Induced Plasticity Steel,» *Metals*, vol. 8, p. 262, 2018.
- [35] C. M. Olson GB, *Metall Trans*, vol. 7A, p. 1897, 1976.

- [36] H. Bhadeshia, «Bainite in steels,» *Institute of Materials London*, nº 2, 2001.
- [37] Instituto Tecnológico Metalmecánico, «Aceros avanzados de alta resistencia AHSS,» Observatorio tecnológico del metal, Valencia, 2008.
- [38] O. Matsumura, Y. Sakuma y H. Takechi, «Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel,» *Transactions ISIJ*, vol. 27, pp. 570-579, 1987.

ANEXOS

Cálculo tamaño de grano

El tamaño de grano de las microestructuras observadas ha sido calculado en base al método de los interceptos de acuerdo a la norma ASTM E112, tanto para la aleación Fe22Mn0.6C5Cr como para la aleación Fe22Mn0.6C10Cr. A continuación, se detallan las microestructuras utilizadas con sus respectivas tablas de datos.

Temperatura ambiente

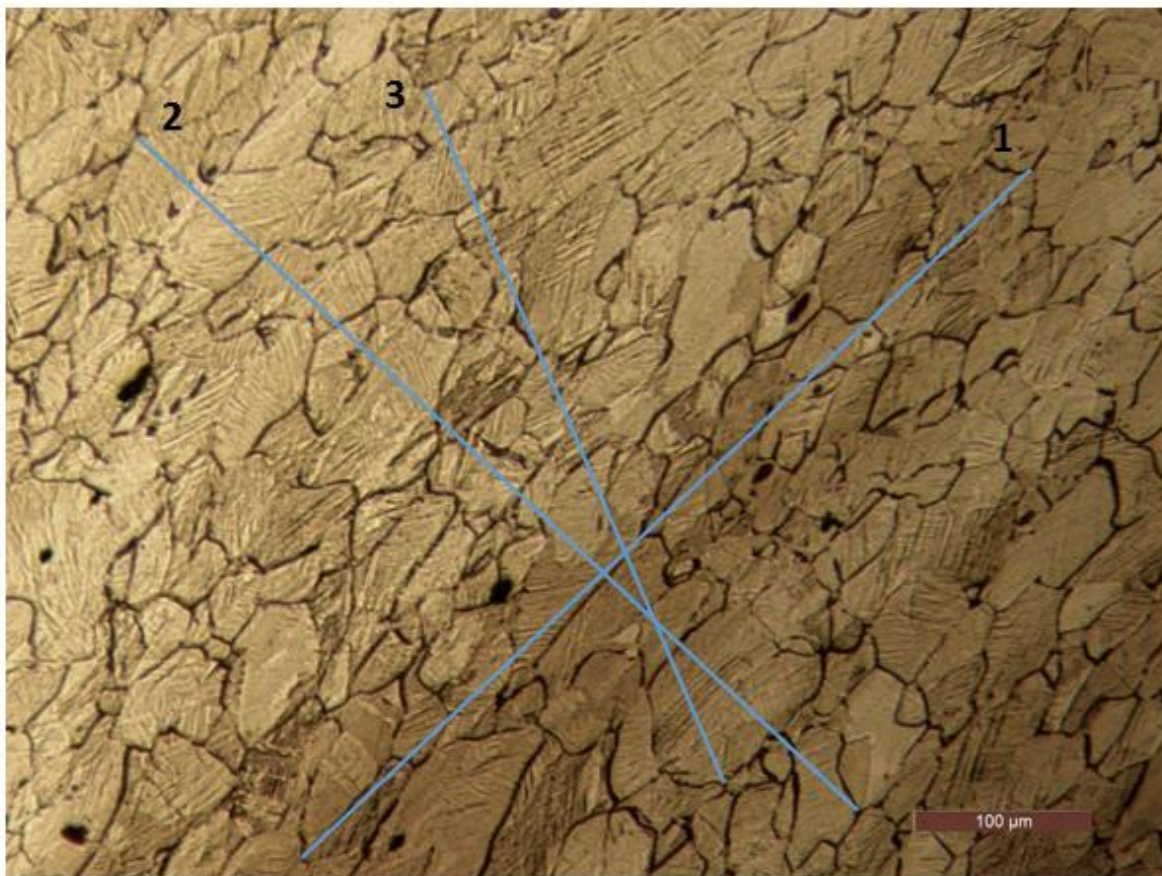


Figura 1 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C5Cr a aumento 100x a 18 [°C].

Tabla 1: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
Fe22Mn0.6C5Cr a 18 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [μm]	d_prom [mm]	G
Recta 1	11	10,27	10,87	14,95	602,99	0,055	5
Recta 2	15	10,03	10,74	14,70	592,55	0,040	6
Recta 3	11	10,35	4,45	11,27	454,28	0,041	6

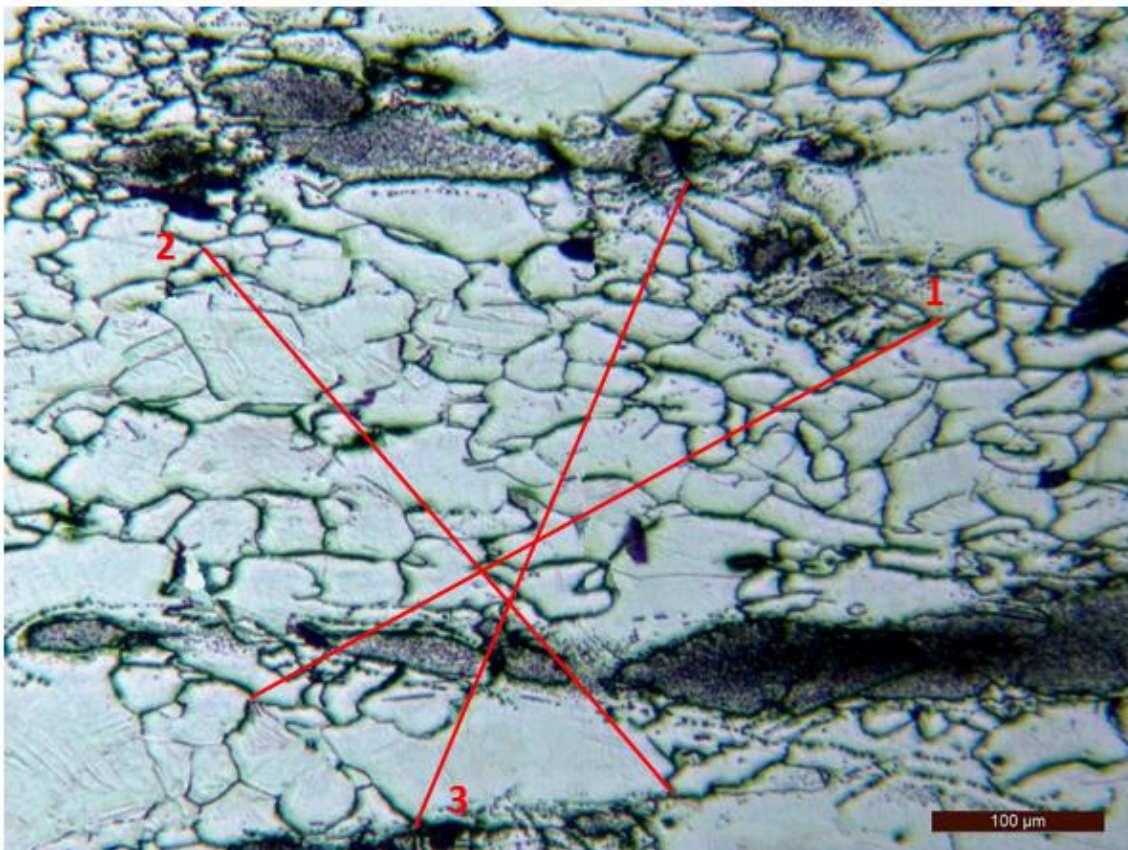


Figura 2 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C10Cr a aumento 100x a 18 [°C].

Tabla 2: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a 18 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	14	5,82	10,63	12,12	488,67	0,03	6
Recta 2	10	8,38	7,23	11,07	446,28	0,04	6
Recta 3	14	9,92	4,19	10,77	434,22	0,03	7

Temperatura 100 [°C]

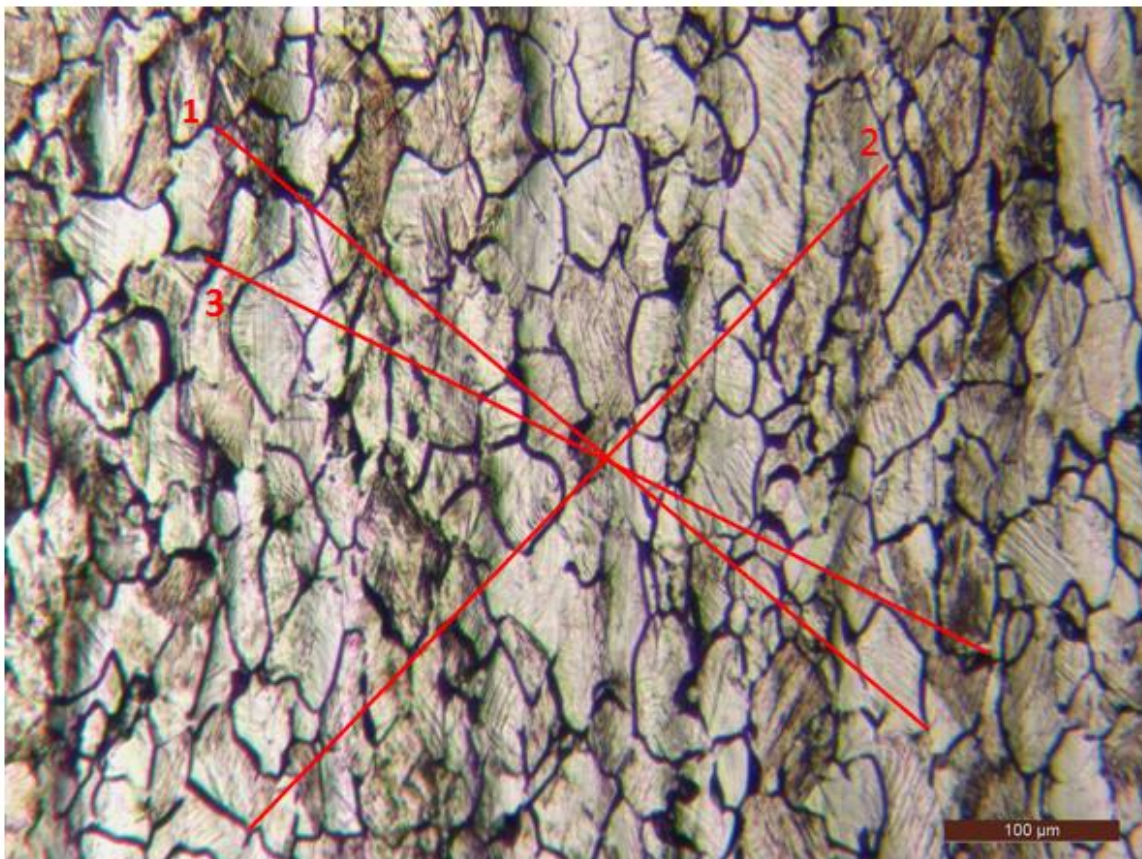


Figura 3 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a aumento 100x a 100 [°C].

Tabla 3: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
Fe22Mn0.6C5Cr a 100 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [μm]	d_prom [mm]	G
Recta 1	17	9,15	10,81	14,16	571,07	0,03	7
Recta 2	17	10,08	9,7	13,99	564,08	0,03	7
Recta 3	17	6	11,88	13,31	536,66	0,03	7

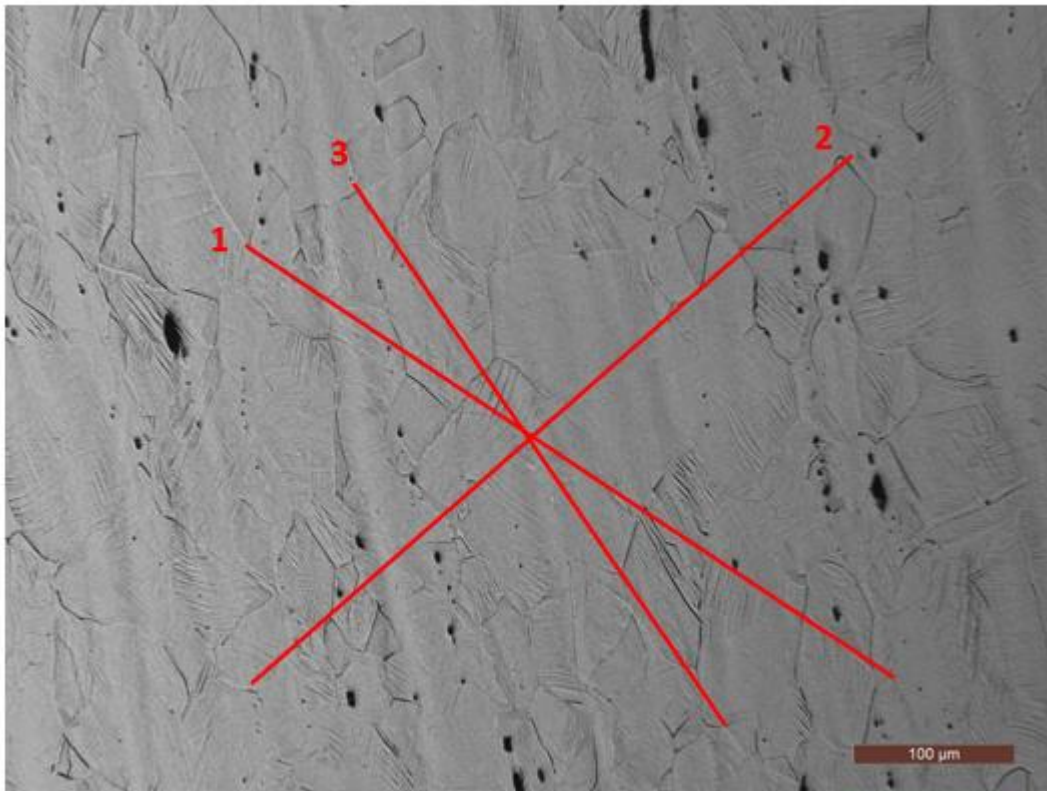


Figura 4 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C10Cr a aumento 100x a 100 [°C].

Tabla 4: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
Fe22Mn0.6C10Cr a 100 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [μm]	d_prom [mm]	G
Recta 1	8	7,14	10,75	12,91	520,37	0,07	5
Recta 2	10	8,73	9,95	13,24	533,75	0,05	5
Recta 3	6	8,96	6,17	10,88	438,67	0,07	4

Temperatura 200 [°C]

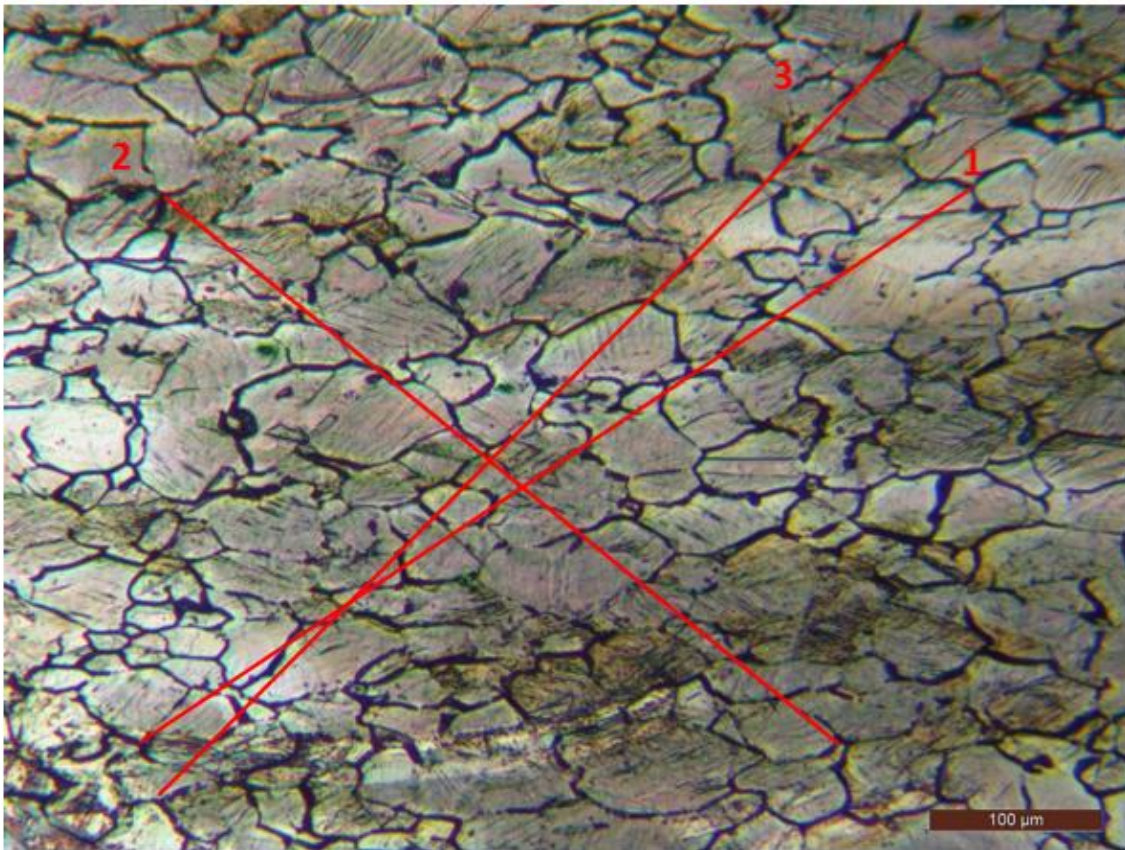


Figura 5 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C5Cr a aumento 100x a 200 [°C].

Tabla 5: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 200 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	15	8,5	12,8	15,37	619,57	0,04	6
Recta 2	12	8,4	10,38	13,35	538,43	0,04	6
Recta 3	15	11,54	11,46	16,26	655,79	0,04	6

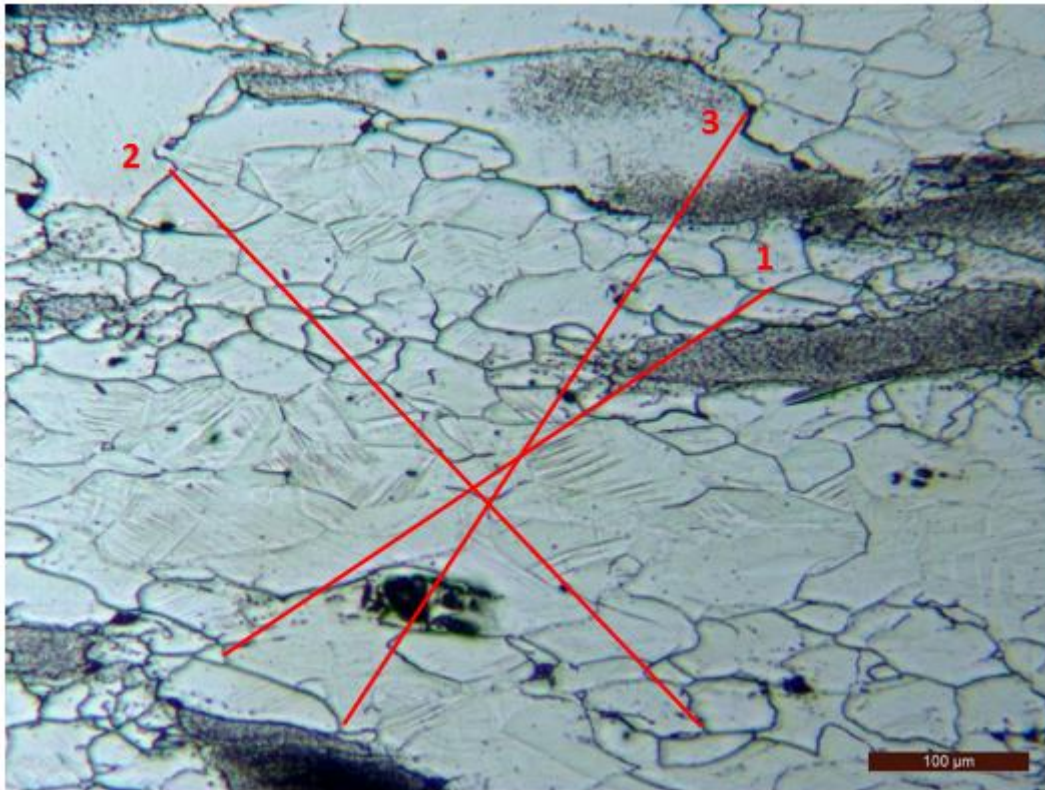


Figura 6 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a aumento 100x a 200 [°C].

Tabla 6: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a 200 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	9	6,09	9,08	10,93	440,85	0,05	5
Recta 2	13	9,22	8,78	12,73	513,38	0,04	6
Recta 3	12	10,14	6,66	12,13	489,18	0,04	6

Temperatura 250 [°C]

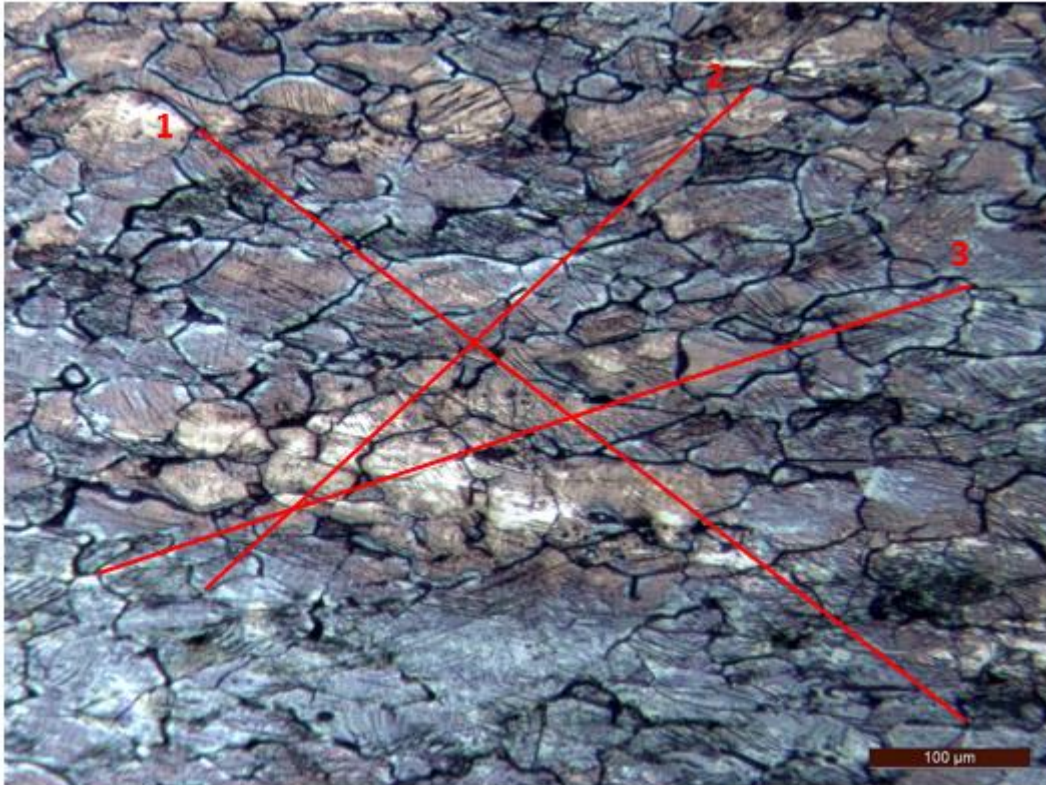


Figura 7 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a aumento 100x a 250 [°C].

Tabla 7: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a 250 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	12	9,79	12,67	16,01	645,63	0,05	5,14
Recta 2	11	8,35	9,06	12,32	496,81	0,05	5,65
Recta 3	13	4,76	14,41	15,18	611,93	0,05	5,53

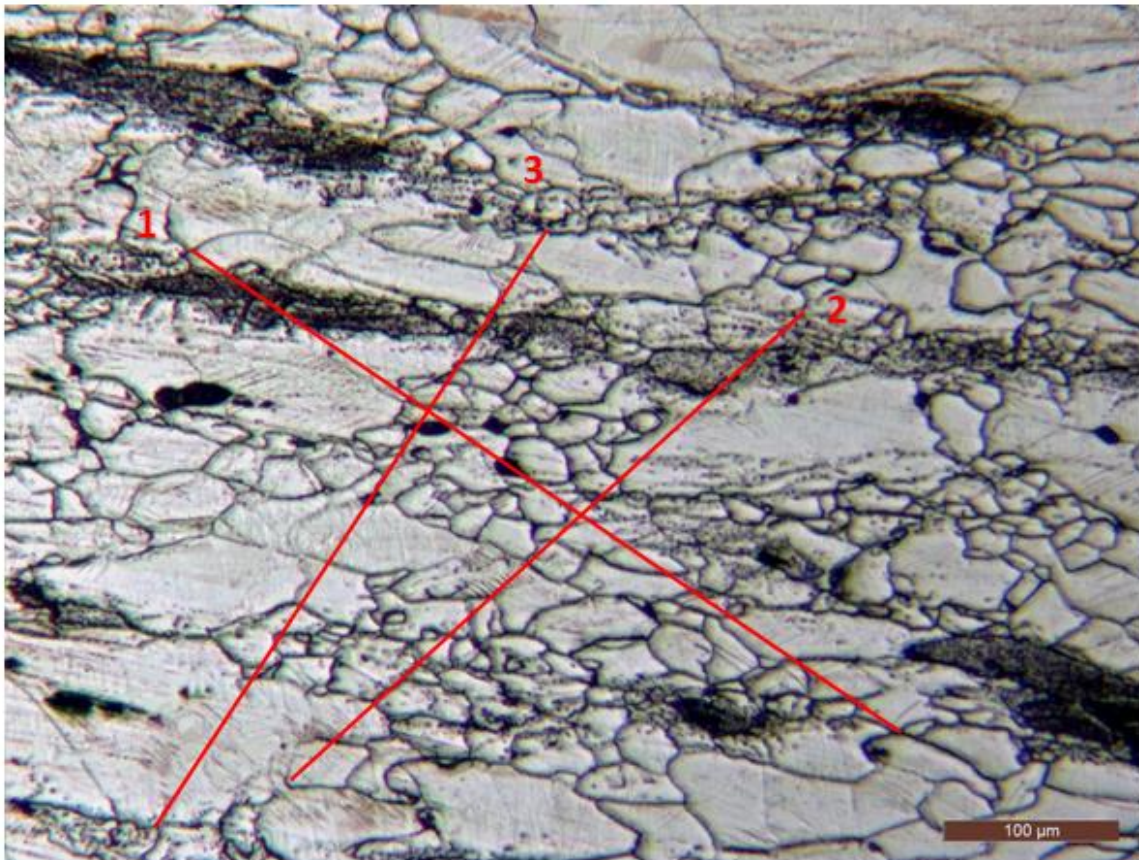


Figura 8 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C10Cr a aumento 100x a 250 [°C].

Tabla 8: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 250 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	14	7,32	10,8	13,05	526,09	0,04	6
Recta 2	12	7,1	7,81	10,55	425,60	0,04	6
Recta 3	14	9,04	5,95	10,82	436,39	0,03	7

Temperatura 300 [°C]

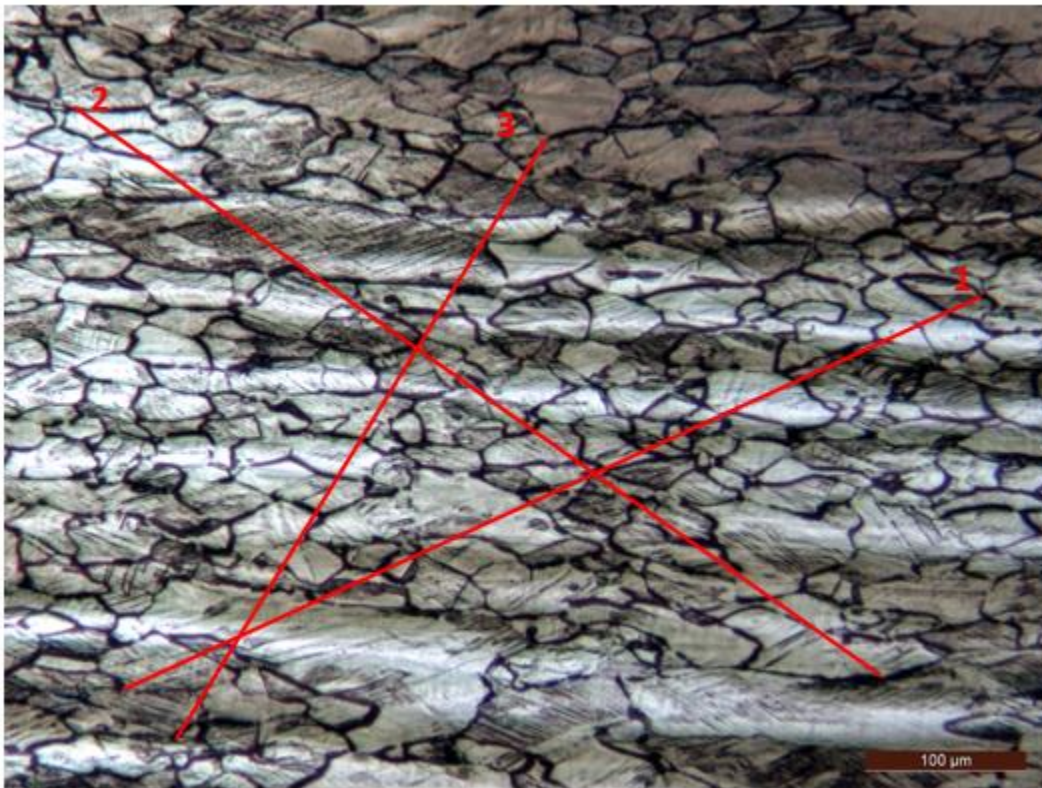


Figura 9 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C5Cr a aumento 100x a 300 [°C].

Tabla 9: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C5Cr a 300 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	14	6,5	14,17	15,59	628,62	0,04	6
Recta 2	15	9,41	13,34	16,32	658,26	0,04	6
Recta 3	14	9,94	6,12	11,67	470,68	0,03	7

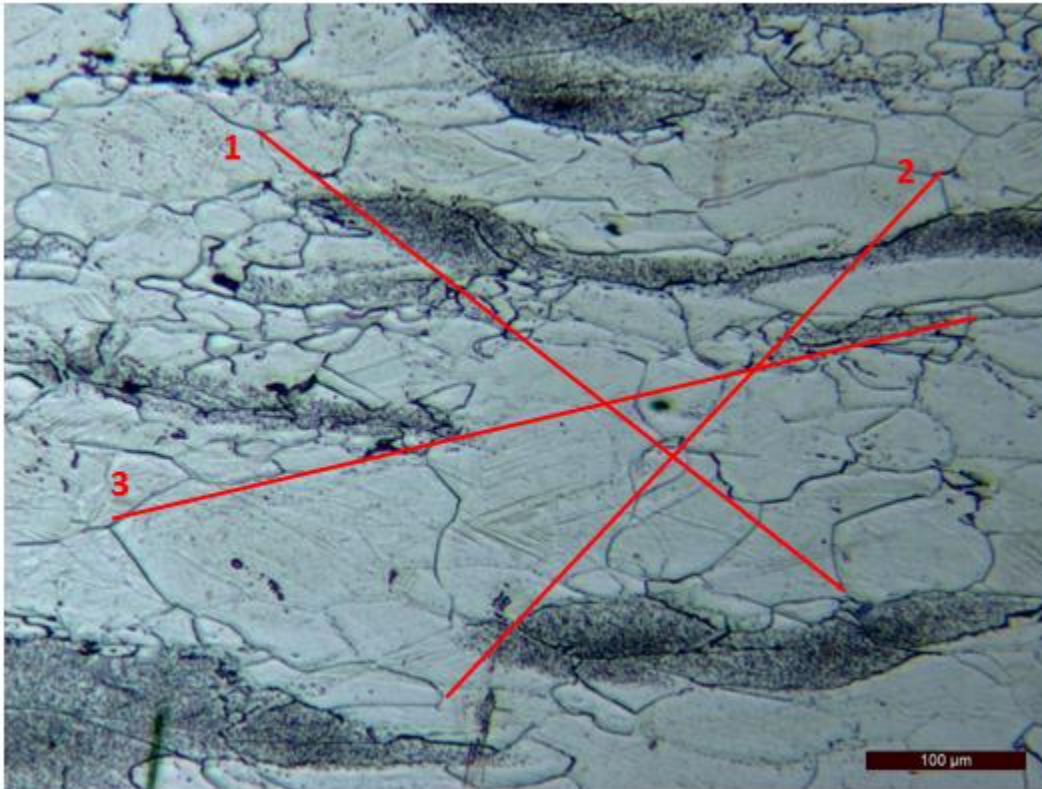


Figura 10 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a aumento 100x a 300 [°C].

Tabla 10: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₁₀Cr a 300 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	9	7,6	9,71	12,33	497,20	0,06	5
Recta 2	8	8,69	8,2	11,95	481,78	0,06	5
Recta 3	10	3,33	14,29	14,67	591,65	0,06	5

Temperatura 350 [°C]

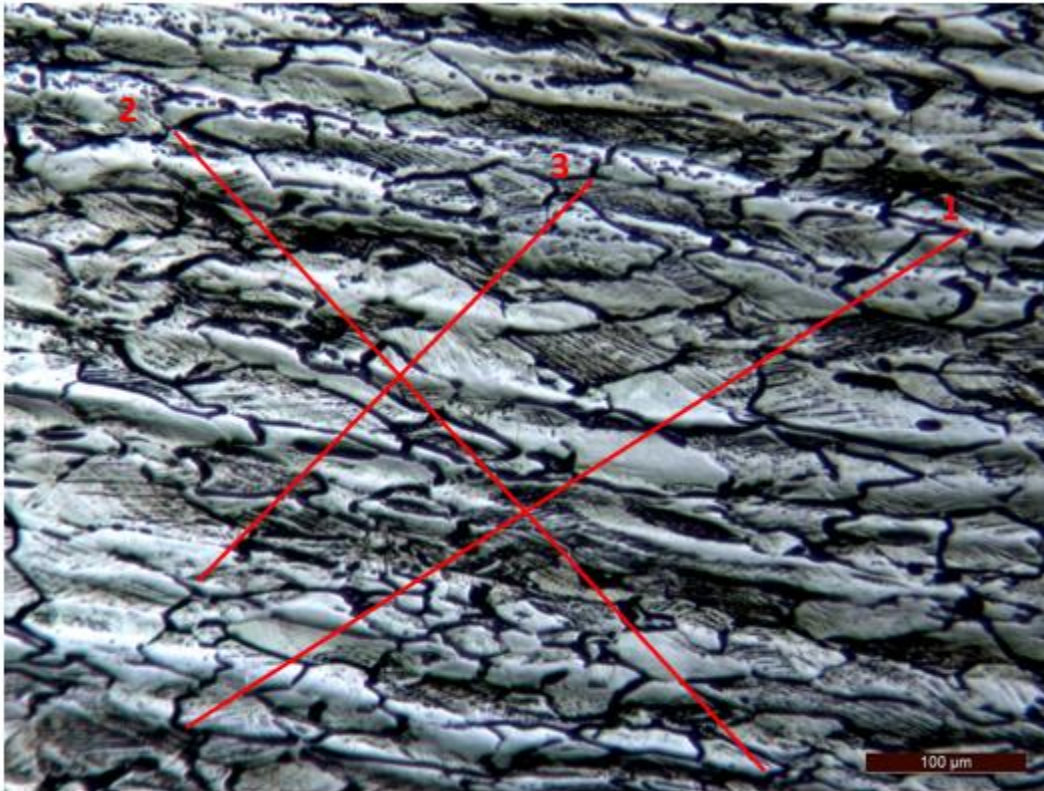


Figura 11 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a aumento 100x a 350 [°C].

Tabla 11: Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a 350 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	12	8,2	12,97	15,34	618,74	0,05	5
Recta 2	11	10,54	9,79	14,39	580,05	0,05	5
Recta 3	10	6,62	6,53	9,30	374,95	0,04	6

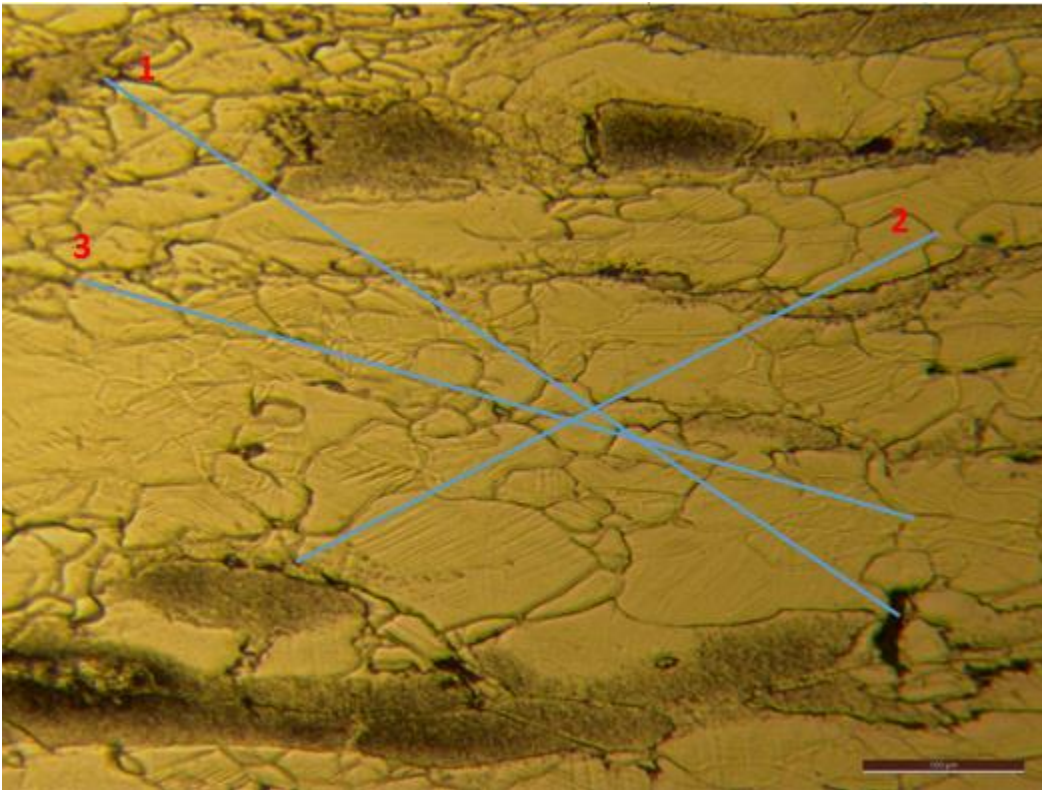


Figura 12 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C10Cr a aumento 100x a 350 [°C].

Tabla 12 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe22Mn0.6C10Cr a 350 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	12	8,88	12,81	15,587	628,503	0,052	5
Recta 2	6	5,44	10,28	11,631	468,978	0,078	4
Recta 3	10	3,93	13,46	14,022	565,403	0,057	5

Temperatura 400 [°C]

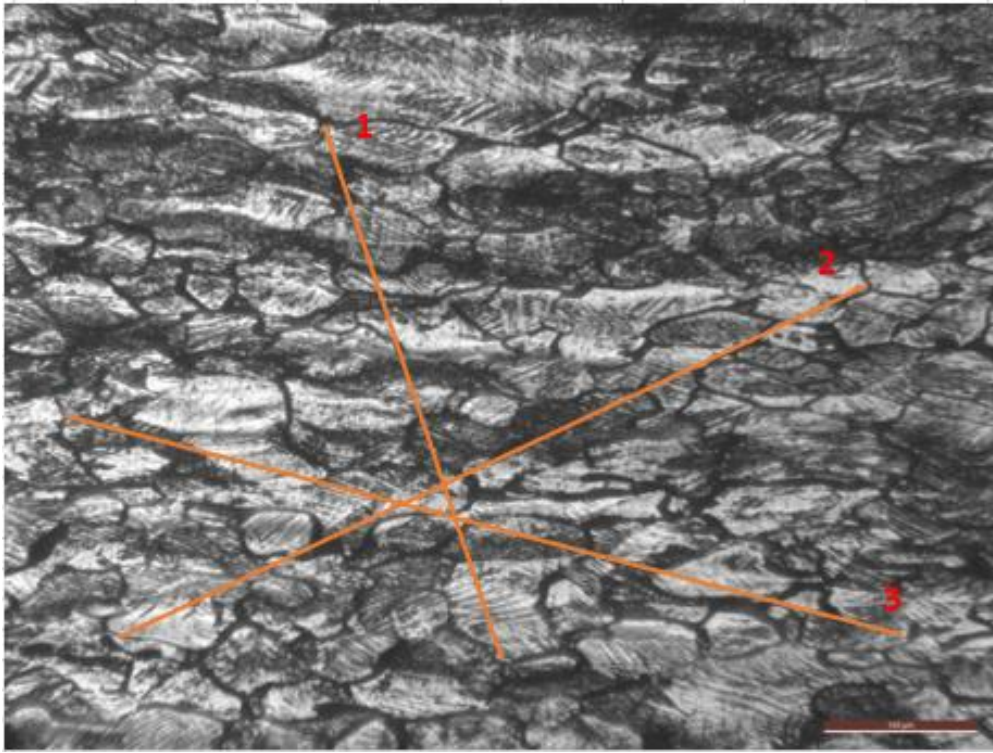


Figura 13 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.65}Cr a aumento 100x a 400 [°C]

Tabla 13 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
 Fe₂₂Mn_{0.6}C₅Cr a 400 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	10	9,3	3,1	9,803	395,285	0,040	6
Recta 2	8	6,12	13	14,369	579,376	0,072	4
Recta 3	10	3,82	14,55	15,043	606,577	0,061	5

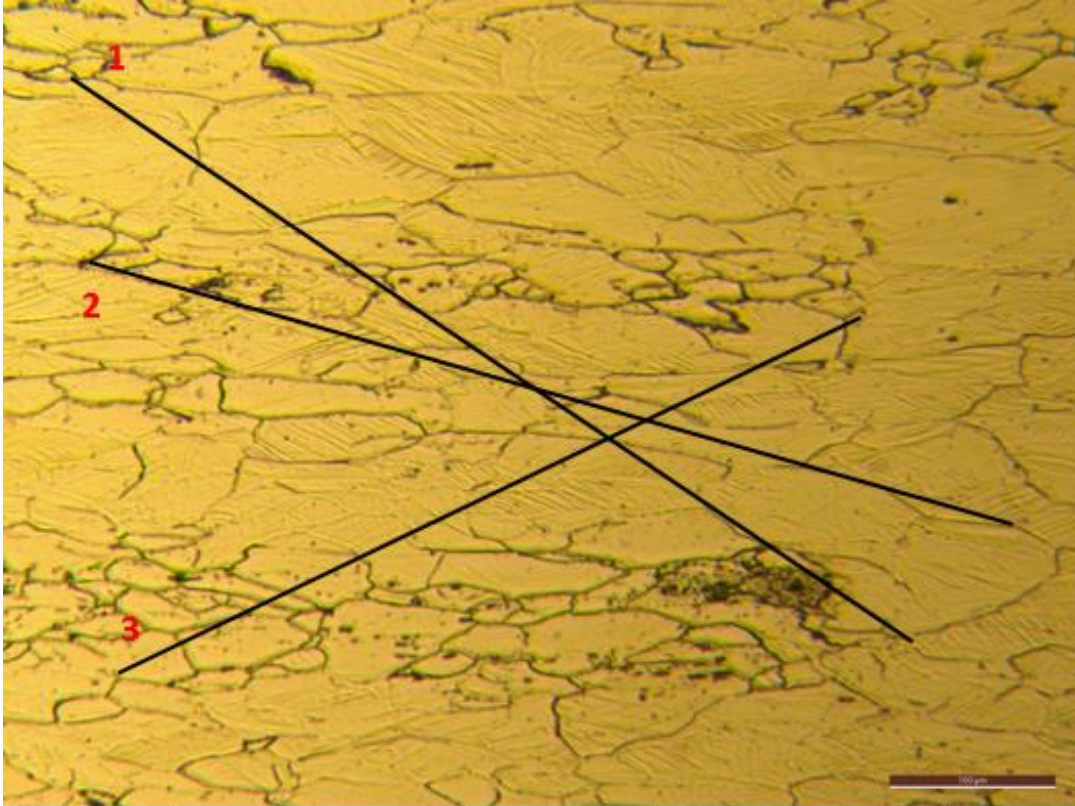


Figura 14 Microestructura aleación Fe₂₂Mn_{0.610}Cr a aumento 100x a 400 [°C]

Tabla 14 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación Fe₂₂Mn_{0.6C10}Cr a 400 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	10	9,11	13,53	16,311	657,707	0,066	5
Recta 2	6	4,23	14,82	15,412	621,446	0,104	3
Recta 3	10	5,75	11,91	13,225	533,281	0,053	5

Temperatura 495 [°C]

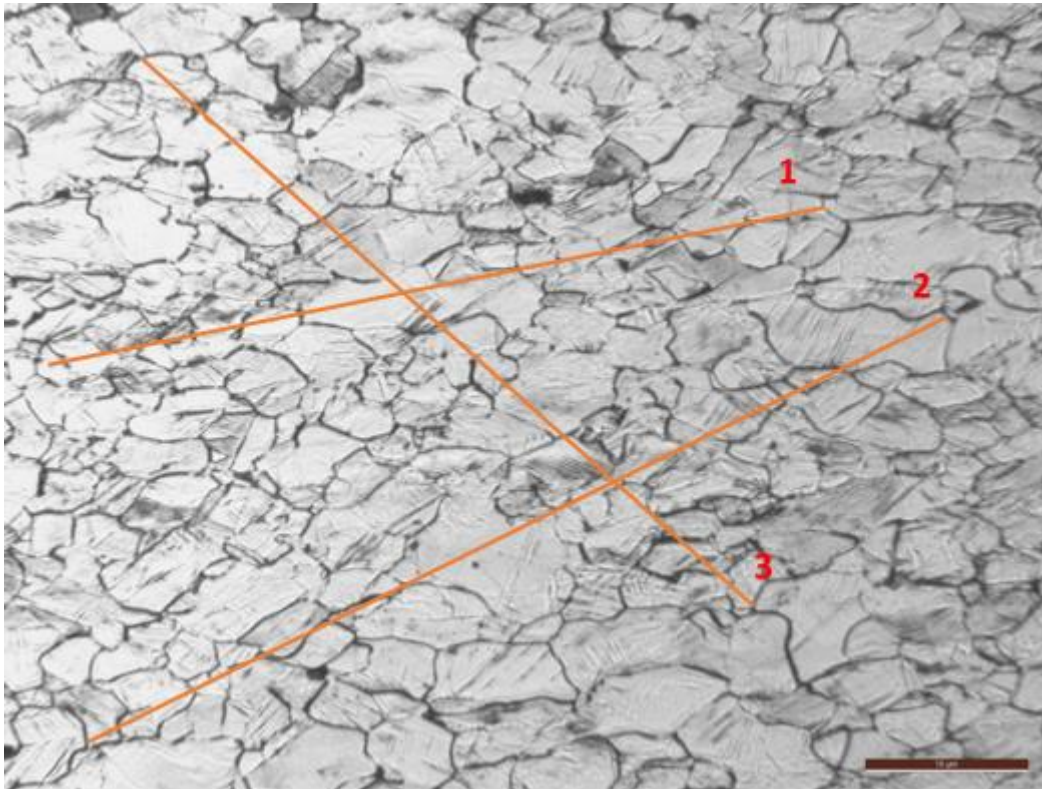


Figura 15 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C5Cr a aumento 100x a 495 [°C].

Tabla 15 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
Fe22Mn0.6C5Cr a 495 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	11	2,6	12,83	13,09	527,85	0,05	5
Recta 2	12	7,01	14,16	15,80	637,10	0,05	5
Recta 3	12	9,04	10,1	13,55	546,56	0,05	6

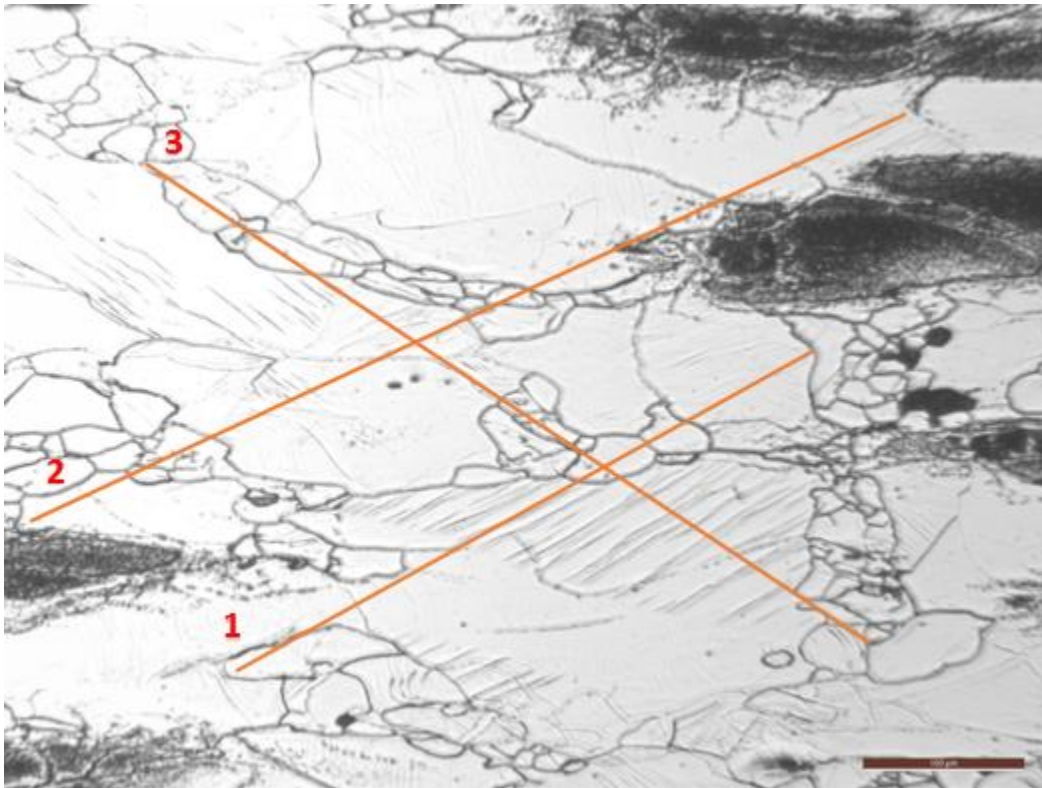


Figura 16 Microestructura aleación Fe22Mn0.6C10Cr a aumento 100x a 495 [°C].

Tabla 16 Método de los interceptos Norma ASTM E112 para aleación
 Fe22Mn0.6C10Cr a 495 [°C].

	Granos	Alto	Largo	Hipotenusa [cm]	Hipotenusa [um]	d_prom [mm]	G
Recta 1	7	5,29	9,53	10,900	439,507	0,063	5
Recta 2	9	6,75	14,49	15,985	644,559	0,072	4
Recta 3	10	7,94	11,97	14,364	579,194	0,058	5

Cálculo Energía Falla de Apilamiento

El cálculo efectuado a la aleación obtenida de colada y forjado, fue desarrollado a partir de la relación propuesta por Hirth y posteriormente popularizada por Olson y Cohen [35], en donde se utiliza la siguiente expresión para determinar termodinámicamente la energía de falla de apilamiento:

$$EFA = 2 * \rho_A * (\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}) + 2 * \sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad [1]$$

Donde,

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

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

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

De acuerdo a Allain et. al. [4], simplificando 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 puede escribirse de la siguiente forma:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX} + x_c * \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX} + \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{mg} \quad [2]$$

Considerando los modelos de soluciones regulares, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX}$ es la contribución química a la entalpía molar libre de todos los elementos sustitucionales que participan en la aleación.

El primer término de la ecuación [2] considera las combinaciones con los elementos aleantes involucrados con la siguiente relación:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX} = \sum_i x_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + x_{Fe}x_{Mn}[C + D(x_{Fe} - x_{Mn})] + x_{Fe}x_{Si}[E + F(x_{Fe} - x_{Si})] + x_{Fe}x_{Cr}[G + H(x_{Fe} - x_{Cr})] \quad [3]$$

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

Para el caso de las composiciones químicas propuestas, las fracciones molares de todos los elementos se muestran en la siguiente tabla:

Tabla 17: Composición química de las aleaciones estudiadas.

Elemento	Fracción Molar Fe22Mn0.6C5Cr	Fracción Molar Fe22Mn0.6C10Cr
Fe	0,69850	0,74000
C	0,02950	0,02950
Mn	0,21700	0,21700
Cr	0,05190	0,10000
Si	0,00310	0,00310
Total	1,0	1,09

A continuación se presentan los parámetros utilizados para los diferentes cálculos:

Tabla 0.2 Parámetros utilizados para la resolución de las ecuaciones.

ρ	$2.94 \times 10^{-5} \text{ mol m}^{-2}$
$\sigma^{\gamma/\varepsilon}$	15 mJ m^{-2}
$\Delta G_{Fe}^{\gamma/\varepsilon}$	$-2243.38+4.309T \text{ Jmol}^{-1}$
$\Delta G_{Mn}^{\gamma/\varepsilon}$	$-1000.00+1.123T \text{ Jmol}^{-1}$
$\Delta G_{FeMn}^{\gamma/\varepsilon}$	$C=2873 \text{ J mol}^{-1}; D=-717 \text{ J mol}^{-1}$
$\Delta G_{FeMnX/C}^{\gamma/\varepsilon}$	$A=1246 \text{ J mol}^{-1}; b=24.29 \text{ J mol}^{-1};$ $c=-17175 \text{ J mol}^{-1}$
$\Delta G_{Cr}^{\gamma/\varepsilon}$	$1370-10T \text{ J mol}^{-1}$
$\Delta G_{Si}^{\gamma/\varepsilon}$	$-560-8T \text{ J mol}^{-1}$
$\Delta G_{FeSi}^{\gamma/\varepsilon}$	$E=2850 \text{ J mol}^{-1}; F=3520 \text{ J mol}^{-1}$
$\Delta G_{FeCr}^{\gamma/\varepsilon}$	$G= 549.87 \text{ J mol}^{-1}; H= 2095$
β^{γ} / μ_B	$0.7x_{Fe}+0.62x_{Mn}-0.64x_{Fe}x_{Mn}-4x_C$
$\beta^{\varepsilon} / \mu_B$	$0.62x_{Mn}-4x_C$

El segundo término de la ecuación [2] considera la influencia de la interacción del carbono con el manganeso con la siguiente relación:

$$x_C \Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}_{FeMnX/C} = 0,0295 * \frac{a}{x_C} (1 - e^{-bx_C}) + cx_{Mn} \quad [4]$$

Finalmente, el tercer término de la ecuación [2] considera el componente magnético, debido a la temperatura de transición de Nel (paramagnético a anti ferromagnético) para cada fase se tiene:

$$\Delta G_{mg}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = G_m^\varepsilon - G_m^\gamma \quad [5]$$

Donde,

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

Se tiene que:

β^ϑ : Momento magnético.

T_N^ϑ : Temperatura de transición de Nel de la fase ϑ .

μ_B : Magnetrón de Bohr.

f : función polinomial ajustada [3], que dependiendo si la razón $\left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right) \leq 1$, la función

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

$$f \left(\frac{T}{T_N^\vartheta} \right) = - \frac{\left[\frac{\tau^{-5}}{10} + \frac{\tau^{-15}}{315} + \frac{\tau^{-25}}{1500} \right]}{D}$$