

***Estudio de la resistencia, la ductilidad y el desgaste
de aceros colados de alto silicio,
tratados térmicamente por temple y partición, Q&P***

Estudiante: Nicolás Ispizua nicoispizua@gmail.com

***Directores: Dr. Nicolás E. Tenaglia
Dr. Ricardo C. Dommarco***

***Evaluadores: Dr. Daniel A. Sosa
Dr. Diego O. Fernandino
Ing. Alejo D. Mandri***

Proyecto final para optar por el grado de Ingeniería Mecánica

Mar del Plata, 12 de abril de 2024



RINFI es desarrollado por la Biblioteca de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de Mar del Plata.

Tiene como objetivo recopilar, organizar, gestionar, difundir y preservar documentos digitales en Ingeniería, Ciencia y Tecnología de Materiales y Ciencias Afines.

A través del Acceso Abierto, se pretende aumentar la visibilidad y el impacto de los resultados de la investigación, asumiendo las políticas y cumpliendo con los protocolos y estándares internacionales para la interoperabilidad entre repositorios



Esta obra está bajo una [Licencia Creative Commons Atribución- NoComercial-CompartirIgual 4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/).

***Estudio de la resistencia, la ductilidad y el desgaste
de aceros colados de alto silicio,
tratados térmicamente por temple y partición, Q&P***

Estudiante: Nicolás Ispizua nicoispizua@gmail.com

***Directores: Dr. Nicolás E. Tenaglia
Dr. Ricardo C. Dommarco***

***Evaluadores: Dr. Daniel A. Sosa
Dr. Diego O. Fernandino
Ing. Alejo D. Mandri***

Proyecto final para optar por el grado de Ingeniería Mecánica

Mar del Plata, 12 de abril de 2024

Índice

1 Resumen y objetivos	4
2 Introducción	5
2.1. Introducción general.....	5
2.2. Fases y microestructuras típicas en el acero.....	7
2.2.1. Diagrama tiempo temperatura transformación (Diagrama TTT).....	8
2.2.2. Ferrita.....	9
2.2.3. Perlita.....	10
2.2.4. Ferrita Widmanstätten.....	11
2.2.5. Bainita y ferrita acicular.....	12
2.2.6. Martensita (α_M).....	13
2.3. Temple y partición, Q&P (quenching and partitioning).....	13
2.3.1. Importancia de la eliminación de carburos.....	16
2.4. Estructura de solidificación de aceros.....	17
2.4.1. Introducción.....	17
2.4.2. Solidificación de aleaciones.....	18
2.5. Tribología.....	23
2.5.1. Introducción.....	23
2.5.2. Mecanismos básicos de desgaste.....	24
2.5.2.1. Adhesión.....	24
2.5.2.2. Fatiga de contacto.....	25
2.5.2.3. Abrasión.....	25
2.5.2.4. Tribocorrosión.....	32
2.5.3. Mecanismos secundarios de desgaste.....	32
2.5.3.1. Erosión.....	32
2.5.3.2. Cavitación.....	33
2.5.3.3. Fretting.....	33
2.5.4. Tribología de aceros ABLC y Q&P de alto silicio.....	34
3 Metodología experimental	37
3.1. Coladas.....	37
3.2. Composición de aceros.....	37
3.3. Dilatometría.....	38
3.4. Tratamientos térmicos.....	38
3.5. Análisis metalográfico.....	39
3.6. Análisis de rayos X.....	40
3.7. Ensayos de tracción.....	40
3.8. Ensayos de dureza.....	42
3.9. Ensayos de abrasión.....	42
3.9.1. Ensayo con rueda de goma y arena seca (ASTM G65).....	42
3.9.2. Ensayo Pin on Disk (ASTM G99).....	44
3.9.3. Análisis de las huellas de desgaste.....	45
4 Resultados y discusión	46
4.1 Análisis dilatométrico.....	46

4.1.1. Obtención de "MS".....	46
4.1.2. Temple.....	47
4.1.3. Particionado.....	48
4.1.4. Enfriamiento final.....	49
4.2. Análisis microestructural.....	50
4.2.1. Acero C2 T135.....	50
4.2.1.1. Microscopía óptica.....	50
4.2.1.2. Imágenes SEM.....	51
4.2.1.3. EDS.....	52
4.2.2. Acero C2 T155.....	53
4.2.2.1. Microscopía óptica.....	53
4.2.2.2. Imágenes SEM.....	53
4.2.2.3. EDS.....	54
4.2.3. Acero C2 T175.....	55
4.2.3.1. Microscopía óptica.....	55
4.2.3.2. Imágenes SEM.....	55
4.2.3.3. EDS.....	56
4.2.4. Acero C3 T135.....	57
4.2.4.1. Microscopía óptica.....	57
4.2.4.2. Imágenes SEM.....	57
4.2.4.3. EDS.....	58
4.2.5. Acero C3 T155.....	59
4.2.5.1. Microscopía óptica.....	59
4.2.5.2. Imágenes SEM.....	59
4.2.5.3. EDS.....	60
4.2.6. Acero C3 T175.....	61
4.2.6.1. Microscopía óptica.....	61
4.2.6.2. Imágenes SEM.....	61
4.2.6.3. EDS.....	62
4.2.7. Discusión sobre el análisis metalográfico y dilatómétrico.....	62
4.3. Cuantificación de fases mediante difracción de rayos X.....	64
4.4. Dureza.....	64
4.5. Tracción.....	65
4.5.1. Discusión.....	68
4.6. Ensayos de Abrasión.....	68
4.6.1. Rueda de goma y arena seca (ASTM G65).....	68
4.6.1.1. Cuantificación de fases en la huella de desgaste por abrasión.....	70
4.6.1.2. Análisis mediante SEM de la huella de desgaste. Ensayo ASTM G65... 71	71
4.6.2. Pin on disk (ASTM G99).....	74
4.6.2.1. Análisis huella de desgaste ensayo ASTM G99 con SEM.....	75
5 Conclusiones.....	77
6 Referencias.....	78
7 Glosario.....	80

1 Resumen y objetivos

Los aceros Q&P, por *quenching and partitioning* o temple y partición, son aceros de alto silicio, tratados térmicamente para obtener microestructuras mixtas de alta resistencia mecánica y buena ductilidad. Usualmente, este tratamiento térmico se realiza en aceros laminados en caliente, en los que la distribución de aleantes se considera relativamente uniforme en toda la pieza (sin segregación a escala macro- o micro-), lo que influye en el tratamiento térmico posterior, Q&P o cualquier otro.

El objetivo del trabajo en este proyecto final de carrera, es estudiar las propiedades mecánicas y tribológicas, de aceros colados de alto silicio, tratados mediante Q&P. Esta necesidad o interés deriva del hecho que la estructura en piezas obtenidas a partir de un proceso de colada presenta segregación (diferencia de composición química punto a punto de la pieza), lo que necesariamente influye en la cinética de transformación en el tratamiento térmico. Por lo tanto, en este trabajo, se pretende estudiar el alcance de este efecto, y su relación con las propiedades mecánicas y tribológicas.

Para realizar el tratamiento térmico Q&P se utilizaron un horno eléctrico de alta temperatura (hasta 1100 °C), dos hornos de sales fundidas (para temperaturas entre 160 y 400 °C) y una cuba calefaccionada con aceite para temple, para temperaturas por debajo de 160 °C, ya que por debajo de esa temperatura las sales comienzan a solidificar.

Se caracterizaron las microestructuras resultantes mediante microscopía óptica, electrónica de barrido (SEM), fluorescencia de rayos X por energía dispersiva (EDS) y difracción de rayos X (DRX). Las propiedades mecánicas se evaluaron mediante ensayo de dureza y ensayo de tracción, mientras que la resistencia al desgaste se midió con dos ensayos de abrasión, el pin on disk y el de rueda de goma y arena seca.

Las microestructuras obtenidas presentaron, en mayor o menor medida, martensita (α_M), bainita y austenita retenida (γ_R), logrando algunas de ellas muy buenas propiedades mecánicas, con variantes que alcanzaron una resistencia a la rotura mayor a 1890 MPa, combinado con una ductilidad superior al 13 %.

La resistencia al desgaste del Q&P también resultó elevada, lo cual es consecuencia de una mezcla muy fina de fases dúctiles y otras de mayor resistencia. Esto combina entonces alta dureza con muy buena capacidad de deformación, siendo esta última una propiedad muy importante a considerar en un evento de abrasión.

2 Introducción

2.1. Introducción general

Cuando se selecciona un material para la fabricación de una pieza o componente, en general, se elige en base a las propiedades estructurales requeridas en servicio, donde la resistencia y la ductilidad están estrechamente relacionadas y, por lo tanto, se debe optar por una solución de compromiso. Si se elige un material muy resistente, debe tenerse en cuenta que la ductilidad tiende a disminuir y viceversa.

En general, un material metálico permite controlar sus propiedades mediante diversos procedimientos, entre ellos, mediante el endurecimiento por deformación, la disminución del tamaño de grano o el tratamiento térmico.

En el endurecimiento por deformación, el material es deformado plásticamente, consiguiendo un aumento de la tensión de fluencia o el límite elástico, mientras que disminuye la capacidad de deformación plástica remanente. Esto sucede debido al aumento de dislocaciones por la deformación plástica, y el consiguiente aumento de las interacciones entre ellas, que se refleja como un límite elástico más elevado. Un ejemplo de esta técnica son los perfiles laminados en frío, en los cuales se aprovecha la deformación necesaria para el cambio de forma, para impartir una mayor tensión de fluencia al producto final.

Para el caso de la disminución del tamaño de grano, se usa a favor la recristalización del material luego de deformar en caliente, o calentando luego de producir acritud, ya que los defectos introducidos por la deformación actúan como centros de nucleación durante la recristalización. El tamaño de grano fino implica mayor cantidad de borde de grano y, de esta manera, las dislocaciones encontrarán mayor cantidad de barreras a su movimiento, y esto se refleja como un límite elástico más elevado.

Finalmente, en el tratamiento térmico, se manipula la microestructura, de modo tal de conseguir una dispersión de fases de interés, con el balance de propiedades adecuado para cada aplicación. Usualmente, un tratamiento térmico consiste en un calentamiento para producir un cambio de fase, y un mantenimiento a temperatura para homogeneizar la microestructura. Luego, se realiza un enfriamiento controlado hasta una temperatura de interés, teniendo como variable principal la velocidad de enfriamiento. Además, en algunos casos, se requiere un mantenimiento a cierta temperatura para hacer avanzar la transformación, Figura 2.1.

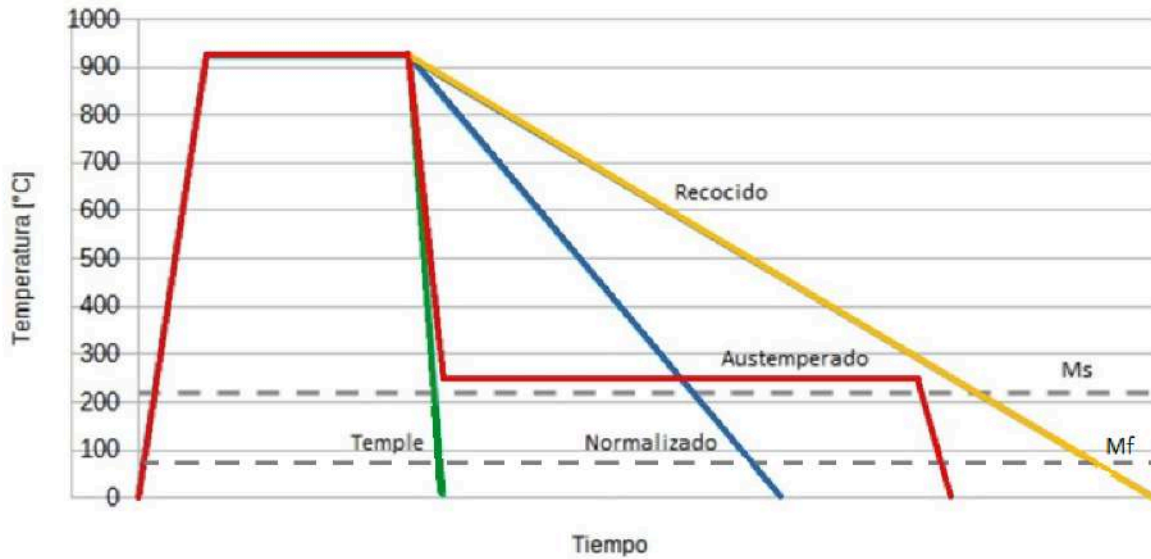


Figura 2.1: Tratamientos térmicos básicos.

Algunos tratamientos térmicos requieren un nuevo calentamiento posterior, a menor temperatura, como ocurre en el revenido del acero (que se realiza con posterioridad al temple), o en el envejecimiento del aluminio (que se realiza con posterioridad a la solubilización y enfriamiento rápido del aluminio).

Finalmente, existen tratamientos con más de un revenido (doble o triple), como ocurre en aceros para herramientas, o con más de una temperatura de mantenimiento, donde aparece el tratamiento de temple y partición, que se describe más adelante.

En este proyecto final el tratamiento térmico de interés es el de temple y partición o Q&P, por quench and partitioning. En este se produce una transformación martensítica incompleta a una temperatura controlada e intermedia entre M_s y M_f (Fig.2.1), y luego se promueve la partición de carbono a una temperatura superior. Este tratamiento busca obtener una combinación favorable de resistencia y ductilidad a través del control de las cantidades relativas y tamaños de fases como la martensita (α_M), bainita y austenita retenida (γ_R) en microestructuras muy finas.

El procedimiento para realizar el tratamiento Q&P consiste en el calentamiento del acero hasta el campo austenítico, T , y un mantenimiento a esta temperatura por un tiempo t , para homogeneizar la estructura. Luego, se enfría por debajo de la temperatura M_s (temperatura de inicio de la transformación martensítica) por un período corto de tiempo (usualmente de algunos segundos), en el que se produce la transformación incompleta de la austenita en α_M . Posteriormente se eleva la temperatura para favorecer la difusión de carbono de la α_M hacia la austenita adyacente, con su consiguiente enriquecimiento en carbono, haciendo que se vuelva estable en el enfriamiento posterior hasta la temperatura ambiente, T_{amb} .

Para lograr esto, los aceros seleccionados para este trabajo son aceros colados de medio carbono aleados con silicio entre otros elementos, pero donde este último cumple un rol fundamental. En el tratamiento Q&P, el relativamente alto contenido de silicio retrasa la precipitación de carburos en las distintas etapas del ciclo, lo cual favorece al enriquecimiento en carbono de la austenita. La presencia de γ_R de alto carbono es fundamental para obtener buenas propiedades mecánicas.

2.2. Fases y microestructuras típicas en el acero

A presión atmosférica, el hierro puro puede presentar dos formas alotrópicas en función de la temperatura. El hierro- α es estable entre la temperatura ambiente y 910 °C, y posee una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC), mientras que a temperaturas superiores y hasta 1390 °C, el hierro puro adquiere una estructura cristalina centrada en las caras (FCC) constituyendo el denominado hierro- γ . A partir de los 1390 °C, el hierro es de nuevo estable con una estructura BCC, dando lugar al hierro- δ .

La adición de carbono en el hierro, modifica la estructura y el intervalo de temperaturas de estabilidad de las mismas. Estas modificaciones están representadas en el diagrama de equilibrio hierro-carbono (Fe-C), que se muestra en la Figura 2.2. En la solución sólida de carbono en hierro- γ (austenita) los átomos de carbono se distribuyen en posiciones intersticiales de la red FCC. La adición de carbono estabiliza la austenita hasta los 723 °C para un acero con contenido en carbono de 0,77 % en peso (temperatura y composición eutécticoide). Por su parte, la solución sólida de carbono en hierro α (ferrita) tiene una solubilidad máxima del carbono igual a 0,02 % en peso. En el diagrama de equilibrio Fe-C se observa que, a la temperatura eutécticoide, el grado de enriquecimiento de la austenita es tal que se descompone en una estructura laminar, constituida por ferrita y cementita, denominada perlita. La cementita (θ), por su parte, es un compuesto cerámico de fórmula Fe_3C (con 6,7 %C en peso), que cristaliza en el sistema ortorrómbico.

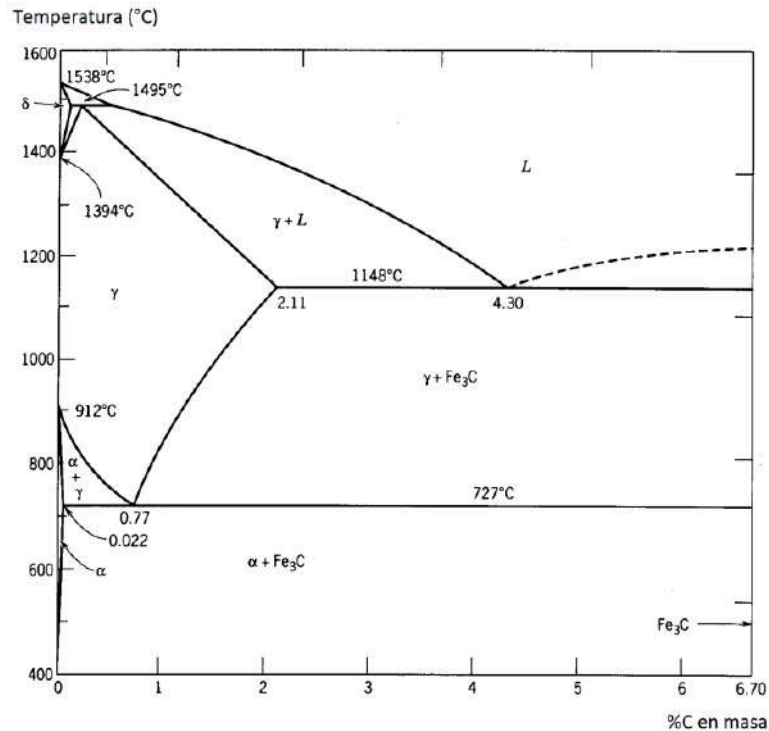


Figura 2.2: Diagrama de equilibrio Fe-Fe₃C, hasta 6,7 %C.

El cambio de estructura cristalina entre austenita y ferrita se puede producir mediante dos mecanismos de transformación bien diferenciados. Por un lado, si se favorece en el material una movilidad atómica suficiente, la estructura cristalina FCC de la austenita puede sufrir una reconstrucción completa a la forma BCC de la ferrita. En este caso, el ordenamiento atómico del cristal original es alterado, que a continuación, se reordenan (reconstruyen) en un nuevo patrón, en lo que se denomina transformación reconstructiva.

Por otro lado, si la austenita se enfría rápidamente a una temperatura muy baja, por debajo de los 727 °C, la movilidad atómica no es suficiente para posibilitar una transformación reconstructiva. No obstante, la energía libre para la transformación sufre un aumento que permite la formación de una red mediante el movimiento coordinado de átomos a través de la intercara, dando lugar a las transformaciones desplazativas o displacivas.

2.2.1. Diagrama Temperatura, Tiempo, Transformación (Diagrama TTT)

Para el estudio de las transformaciones en detalle del acero, se utiliza el diagrama TTT, Figura 2.3 (Izquierda). Además, dentro de la figura se presenta una porción del diagrama hierro carbono, correspondiente al que se obtiene bajo condiciones de equilibrio (Derecha).

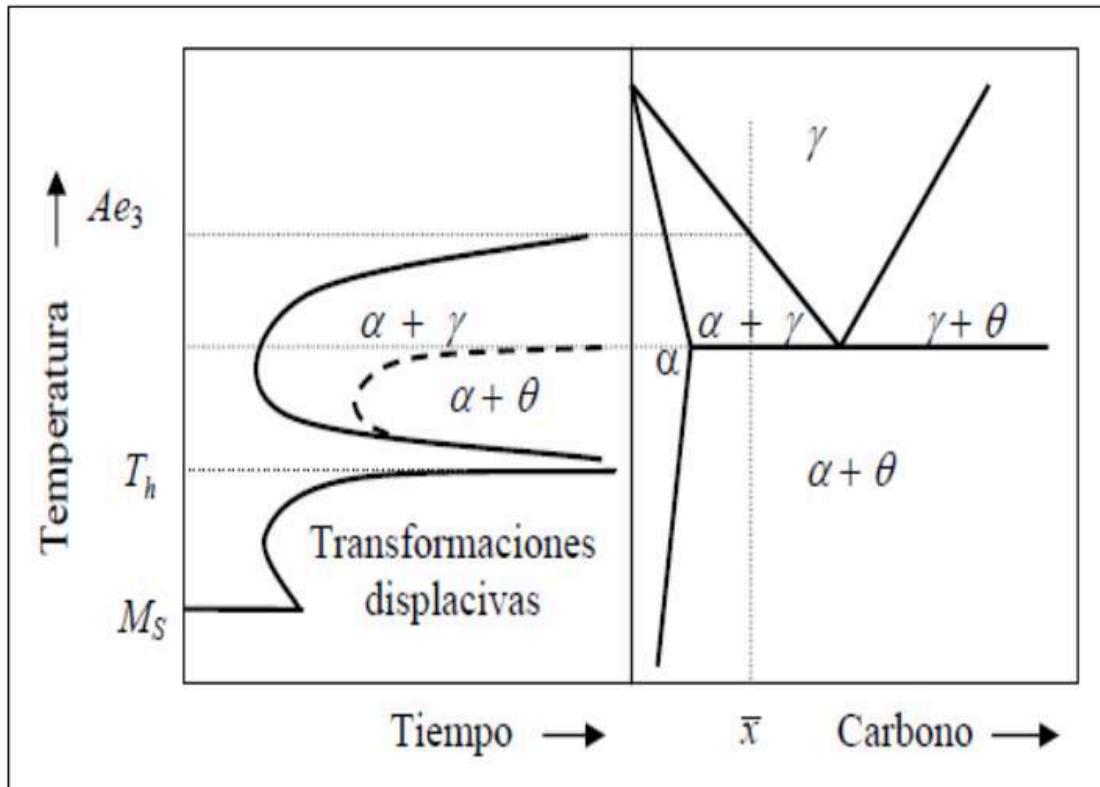


Figura 2.3: Diagrama Temperatura tiempo transformación (TTT).

En general, el diagrama TTT de un acero al carbono es como el de la Fig.2.1. Sin embargo, cuando se incorporan elementos de aleación este diagrama queda formado por dos curvas en forma de letra C, situadas en un intervalo de temperatura diferente, Fig.2.3. La curva C superior representa el tiempo requerido para que se produzca el inicio de las transformaciones reconstructivas a ferrita o perlita, mientras que la inferior corresponde a la formación displaciva de bainita, ferrita acicular o ferrita Widmanstätten. Se observa además una línea horizontal inferior que se corresponde con la temperatura M_s , de inicio de la transformación martensítica. Aunque en algunos aceros las dos curvas C pueden solaparse, en ocasiones puede observarse una línea horizontal sobre la curva C inferior, que indica la máxima temperatura, T_h , a la cual se puede formar la ferrita por un mecanismo displacivo, ya sea ferrita Widmanstätten, ferrita acicular o bainita.

2.2.2. Ferrita

La ferrita, en el caso de transformaciones reconstructivas, nuclea mediante un mecanismo de fluctuaciones de fase, nombre asignado a los cambios aleatorios en la estructura cristalina del material como consecuencia de las vibraciones térmicas de los átomos. La ferrita formada mediante un mecanismo reconstructivo puede presentar dos morfologías diferentes, la ferrita alotrópica (α_{al}) o la ferrita

idiomórfica (α_{id}). Ambas morfologías están esquematizadas en la Figura 2.4 A) y se observan en la Fig. 2.4 B) y C). La ferrita alotriomórfica nuclea en el límite de grano austenítico y tiende a crecer a lo largo de estos a una velocidad mayor que en la dirección normal. Por su parte, la ferrita idiomórfica nuclea intragranularmente en inclusiones u otros lugares de nucleación heterogéneos, especialmente cuando el tamaño de grano es grande.

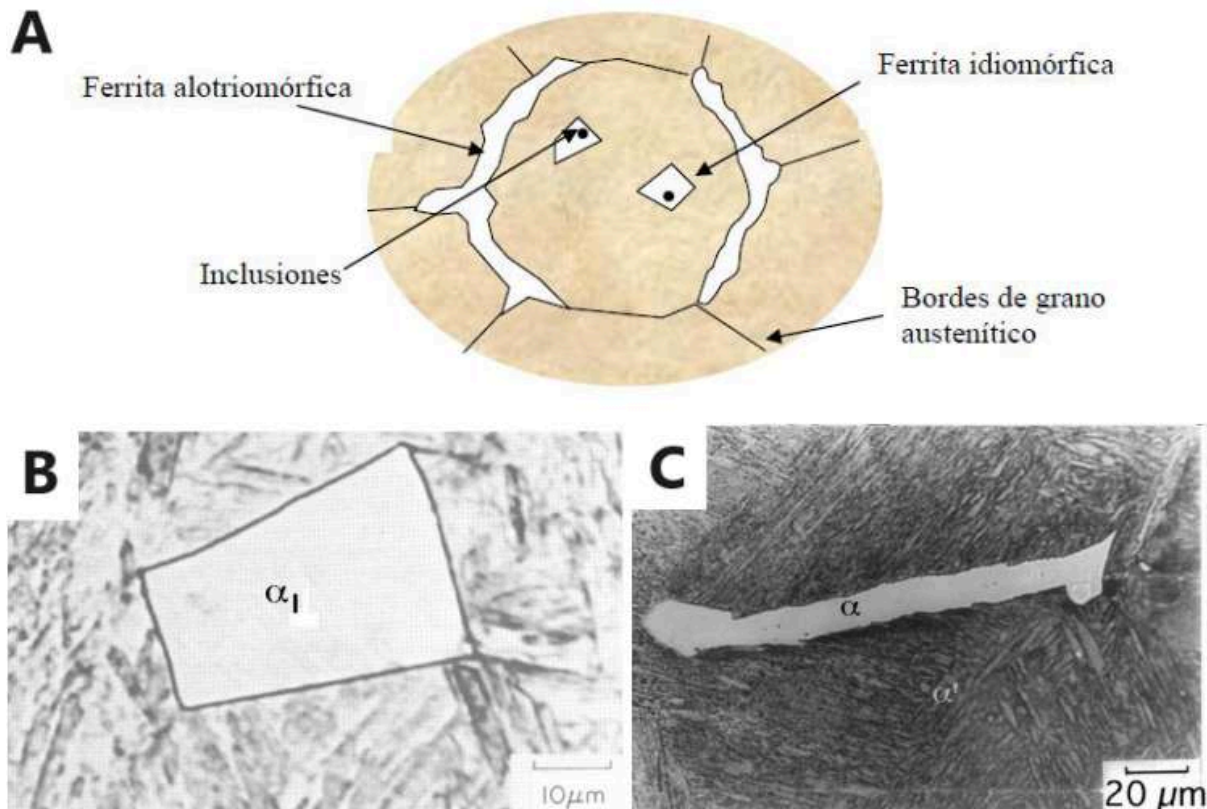


Figura 2.4: (A) Esquema de la morfología de la ferrita alotriomórfica y la ferrita idiomórfica (Santofimia Navarro, 2006).

Tipos de ferrita: (B) Ferrita idiomórfica, (C) Ferrita alotriomórfica (Bhadeshia, 2008).

2.2.3. Perlita

Otra transformación de fase reconstructiva es la perlítica. La perlita posee una microestructura laminar constituida por ferrita y cementita, Figura 2.5 A), y se forma a temperaturas por debajo de la eutectoide, en la que la formación de cementita es favorable. El espaciado interlaminar, representado como S_0 en la Fig. 2.5 B), es un parámetro importante en la caracterización de la transformación, y su valor disminuye con el grado de subenfriamiento. El mecanismo que controla el crecimiento de la perlita depende del grado de subenfriamiento de la transformación.

El contenido en carbono de la austenita es mayor cerca de la intercara con la ferrita que en la intercara con la cementita, dando lugar a un gradiente de concentración que resulta en una difusión en volumen de carbono desde la primera intercara a la

segunda, favoreciendo el crecimiento de la cementita, al mismo tiempo que la zona pobre en carbono por delante de la ferrita favorece el crecimiento de ésta.

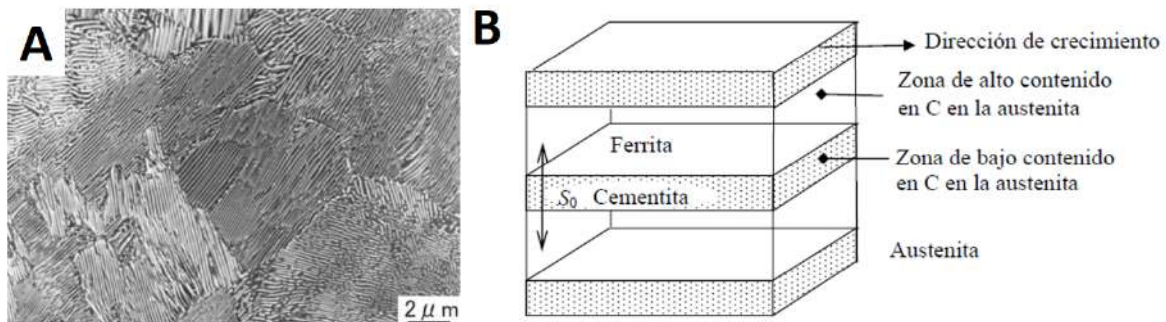


Figura 2.5: Microestructura perlítica (A) (Bhadeshia, 2008),
(B) Modelo de crecimiento de la perlita (Santofimia Navarro, 2006).

2.2.4. Ferrita Widmanstätten

A elevadas temperaturas dentro de la curva C correspondiente a las transformaciones desplazativas en el diagrama TTT, se puede formar la ferrita Widmanstätten (α_w) Figura 2.6 A). La α_w , de estructura cristalina BCC, adquiere una morfología de placa. Se distinguen dos modos de nucleación, mostrados en la Fig. 2.6 B): la α_w primaria, que nuclea directamente en los bordes de grano austenítico, y la α_w secundaria, nucleada a partir de ferrita alotriomórfica previamente formada. Debido a que la α_w , de formarse, lo hace en un intervalo relativamente alto de temperaturas, aunque por debajo de T_h , el subenfriamiento no es suficiente como para soportar la formación de una única placa, por lo que se produce el crecimiento cooperativo de dos placas de α_w que se acomodan mutuamente. Por otra parte, por condición termodinámica, se produce durante el crecimiento la expulsión de carbono desde α_w hacia la austenita residual. Por ello, la nucleación y el crecimiento tienen lugar en condiciones de paraequilibrio, es decir, sin redistribución de átomos sustitucionales, aunque permitiéndose la difusión de carbono que es intersticial. Precisamente, la difusión de carbono en la austenita controla el crecimiento de la α_w .

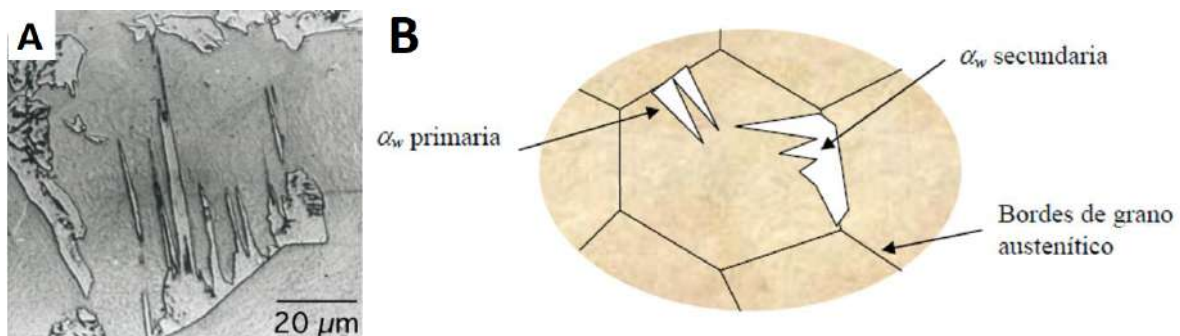


Figura 2.6: (A) Metalografía de α_w (Bhadeshia, 2008),
(B) Esquema de la morfología primaria y secundaria (Santofimia Navarro, 2006).

2.2.5. Bainita y ferrita acicular

La bainita (Figura 2.7 B) y la ferrita acicular (Fig. 2.7 C) se forman a menores temperaturas que la α_w y por encima de M_s . La microestructura de ambas está constituida por unidades de ferrita separadas por cementita, γ_R o α_M , en el caso de la bainita, o rodeadas de estas fases, en el caso de la ferrita acicular. La diferencia fundamental entre bainita y ferrita acicular reside en los lugares de nucleación de cada una, pues los mecanismos de transformación son similares. Como se indica en la Fig. 2.7 A), la bainita nuclea en los bordes de grano austenítico, mientras que la ferrita acicular lo hace heterogéneamente en inclusiones. En la bainita, las unidades de ferrita, separadas por láminas de cementita, α_M o γ_R , se encuentran agrupadas bajo una misma orientación cristalográfica, constituyendo lo que se denomina plumas de bainita. En la ferrita acicular las agujas están desorganizadas, y no hay una orientación común entre ellas (Santofimia Navarro, 2006).

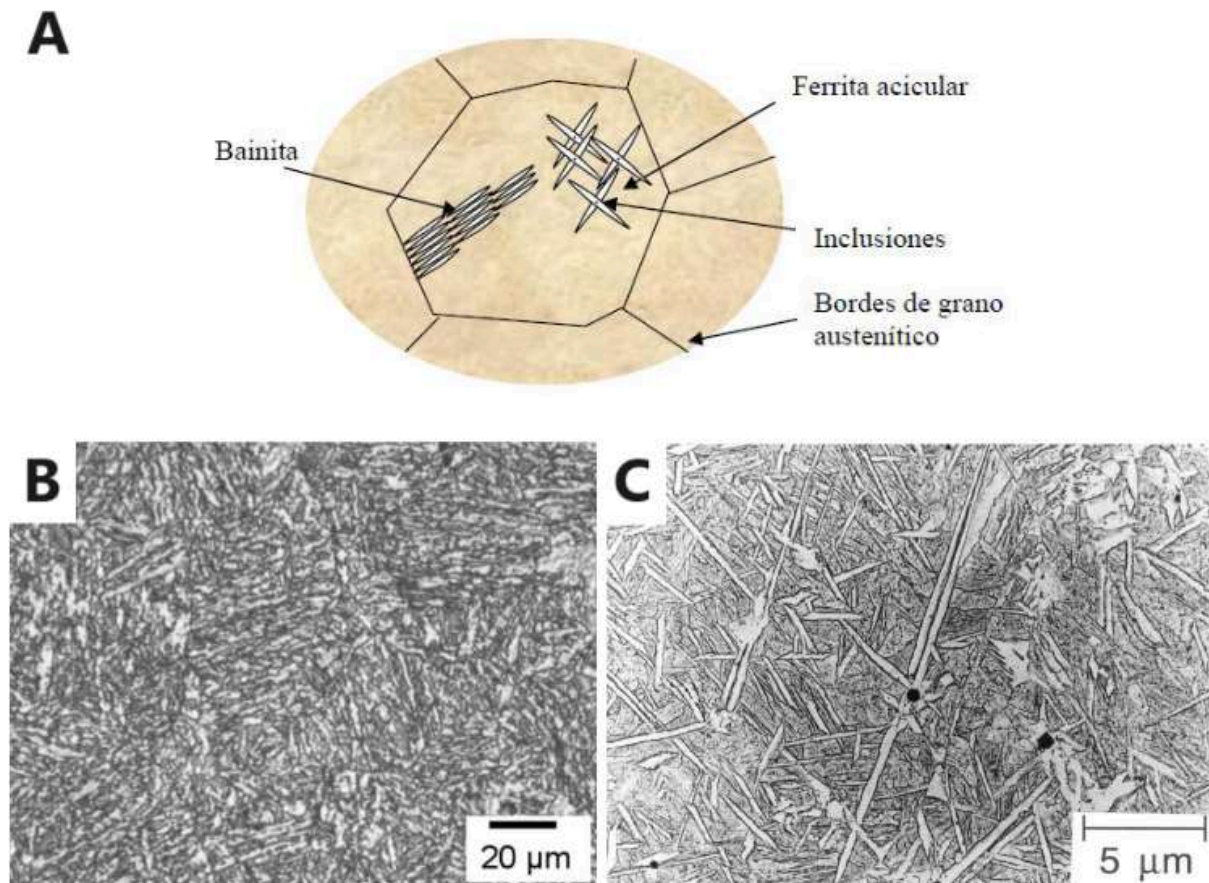


Figura 2.7: (A) Esquema de la morfología de bainita y de ferrita acicular (Santofimia Navarro, 2006). Metalografías de, (B) bainita y (C) ferrita acicular (Bhadeshia, 2015).

2.2.6. Martensita (α_M)

Volviendo a la Figura 2.3, a temperaturas inferiores a T_h , tiene lugar la formación desplazativa de bainita, ferrita acicular, ferrita Widmanstätten (α_w) y α_M . De todas ellas, la transformación martensítica es la única puramente displaciva, ya que no involucra difusión, de átomos sustitucionales ni intersticiales, Fe y C, respectivamente. Efectivamente, la transformación martensítica se produce mediante un movimiento coordinado y ordenado de los átomos hasta conformar una nueva estructura cristalina. Por lo tanto, hay una correspondencia entre la estructura cristalina de la austenita original y la martensita final, característica de las transformaciones displacivas. Como las dislocaciones se pueden mover o deslizar, el mecanismo no requiere difusión, y la única barrera es la resistencia al deslizamiento de dislocaciones. El comportamiento clásico observado en las reacciones martensíticas, es que la fracción en volumen de α_M varía únicamente con el subenfriamiento por debajo de M_S . Por último, es importante mencionar que el tamaño máximo de las agujas o placas de α_M dependen del tamaño de grano de la austenita, siendo el tamaño de grano una variable importante. En la figura 2.8 se muestra la estructura martensítica de un acero de bajo carbono.

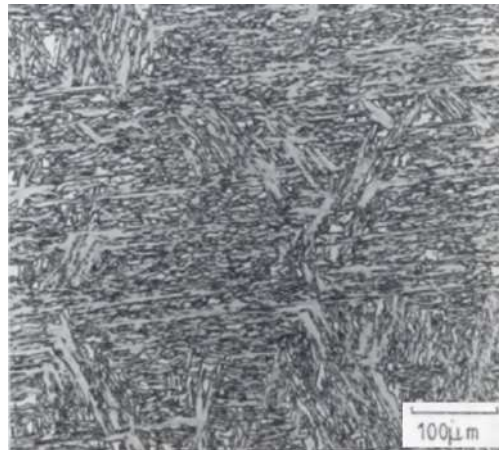


Figura 2.8: α_M de un acero de bajo carbono (Bhadeshia, 2008).

2.3. Temple y partición, Q&P (quenching and partitioning)

En la búsqueda de obtener mejores combinaciones entre resistencia y ductilidad, uno de los caminos fue el estudio de aceros tratados térmicamente libres de carburos, donde aparecen los aceros bainíticos libres de carburos (ABLC). Son aceros austemperados (tratados isotérmicamente en el campo bainítico), en los que mediante la adición de silicio, se inhibe la formación de carburos entre unidades de ferrita, dejando una estructura muy fina entre ferrita bainítica y austenita. Los tratamientos de austemperado, realizados a bajas temperaturas, en busca de microestructuras más finas, llevan mucho tiempo y pueden durar varias horas. A partir de ahí, es donde entra en juego el tratamiento de temple y partición (Q&P),

que intenta refinar aún más la estructura y permite reducir considerablemente el tiempo de tratamiento.

El tratamiento Q&P se realiza de la siguiente manera. Primero se austeniza a una temperatura adecuada para la aleación, y seguido a esto se lleva a cabo un temple a una temperatura intermedia entre M_S y M_F , con el objetivo de dejar una cierta cantidad de austenita sin transformar, Figura 2.9. Luego, se realiza otro tratamiento isotérmico llamado “particionado”, en el cual el carbono excedente de α_M difunde o se particiona hacia la austenita circundante, enriqueciéndola en carbono y haciendo que se vuelva estable en el enfriamiento posterior hasta T_{amb} . La temperatura de particionado puede ser igual a QT (temperatura de temple) (Q&P de una etapa) o superior (Q&P de dos etapas). El tratamiento finaliza con el enfriamiento en agua hasta T_{amb} . La α_M , debido a la pérdida de carbono sufrida durante el particionado, pierde resistencia mecánica pero aumenta su ductilidad, obteniendo una microestructura extremadamente fina con una mezcla de dos fases dúctiles, lo que le brinda a la aleación una gran resistencia y a su vez una muy buena ductilidad.

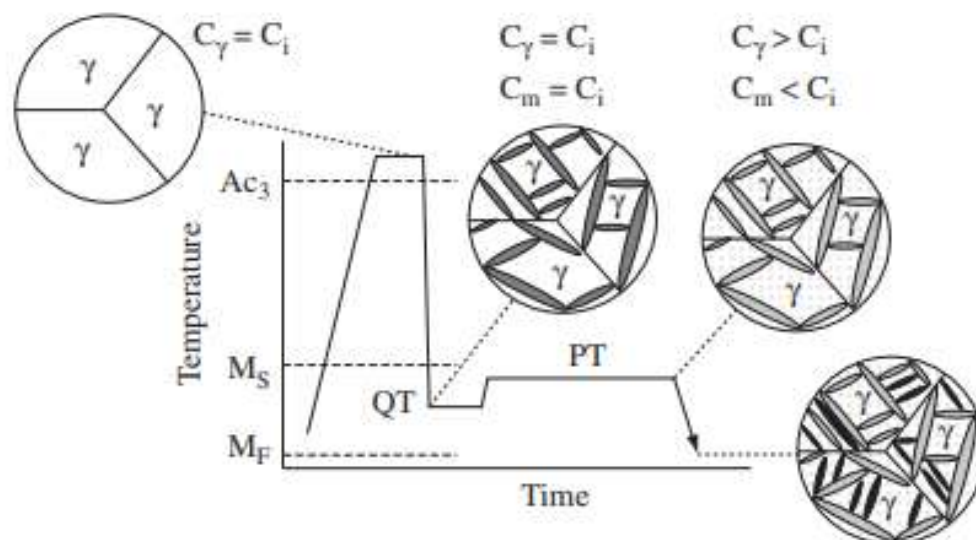


Figura 2.9: Esquema del ciclo térmico para el tratamiento Q&P. C_i , C_γ y C_m representan la concentración de carbono en la aleación inicial, austenita y α_M , respectivamente. QT y PT son las temperaturas de temple y partición, respectivamente.

En general, para el diseño del tratamiento térmico Q&P, se intenta obtener la mayor cantidad de γ_R posible. La ecuación de Koistinen-Marburger, Ecuación 2.1, permite calcular la fracción de γ_R en función de QT, donde f_m es la fracción de austenita que transforma en α_M a un determinado QT. Este cálculo supone el particionado completo, es decir, todo el carbono de α_M migra hacia la austenita (Fernando C. Rizzo Assunção, 2005).

$$f_m = 1 - e^{-1,1 \times 10^{-2} * (M_S - QT)}$$

Ecuación 2.1: Ecuación para el cálculo de la fracción de austenita transformada en α_M .

Debido a esta suposición, la curva obtenida analíticamente presenta mayor γ_R que los valores experimentales. En la Figura 2.10, se muestra la curva analítica y la curva obtenida en laboratorio para un acero SAE 9260.

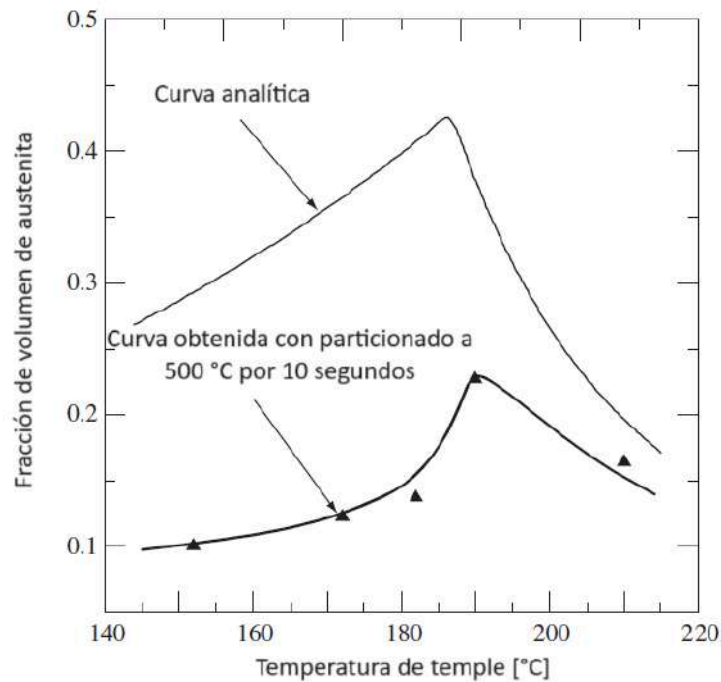


Figura 2.10: Comparación entre curva de Koistinen Marburger y la curva experimental (Gerdemann F.L.H., 2004).

De Moor et al. (2010) publicaron un estudio sobre el efecto del carbono y el manganeso sobre la respuesta al tratamiento Q&P de aceros CSiMn. El estudio fue realizado comparando los aceros con diferentes combinaciones de los tres principales aleantes (0,2-0,3 %C, 3-5 %Mn y 1,6 %Si), y realizando el tratamiento térmico a partir de austenizado completo y de recocido intercrítico. El aumento de C y Mn aumentó la cantidad de γ_R para ambas variantes de calentamiento, además de correr el máximo de la curva hacia temperaturas menores, Figura 2.11.

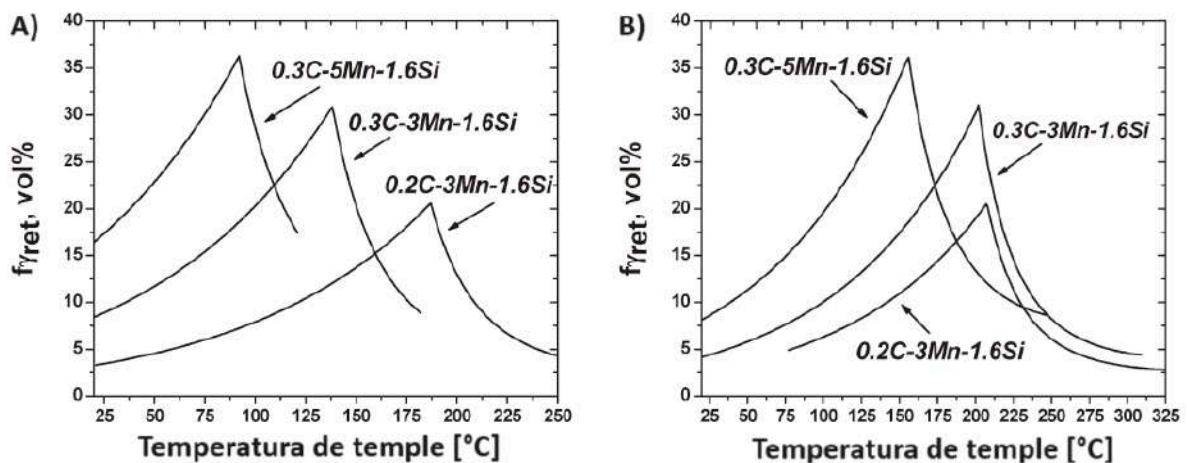


Figura 2.11: Austenita retenida en función de la temperatura de temple, suponiendo particionado completo de carbono, (a) recocido intercrítico, (b) austenizado completo (De Moor et al., 2010).

2.3.1. Importancia de la eliminación de carburos

Usualmente, en el tratamiento isotérmico del acero (por ejemplo en la transformación bainítica), el exceso de carbono en la austenita termina promoviendo la precipitación de carburos. Esto atenta contra la saturación en carbono de la austenita (el carbono es consumido por los carburos) y, por lo tanto, disminuye la cantidad de austenita retenida. Por lo tanto, cuando el objetivo es incrementar la cantidad de γ_R al final de ciclo, debe limitarse la cantidad de carburos que precipitan en el tratamiento térmico.

Es conocido que la aparición de cementita puede ser suprimida o eliminada con la adición de silicio. También el aluminio y el fósforo tienen efectos similares. Por este motivo, los aceros utilizados en tratamientos Q&P son aleados con al menos 1,5 %Si.

La cementita prácticamente no disuelve Si, por lo tanto, en su crecimiento debe reyectarlo, y para lograrlo es necesario una elevada temperatura que permita su difusión. Sin embargo, en el tratamiento térmico Q&P, las temperaturas utilizadas para el particionado, no exceden los 500 °C, donde la movilidad de los átomos es limitada, especialmente aquellos de carácter sustitucional como el Si. Esto provoca que quede atrapado en el frente de crecimiento de la cementita en condiciones de paraequilibrio, reduciendo dramáticamente el cambio de energía (ΔG) asociado a la precipitación, con la correspondiente reducción de la cinética de reacción. La Figura 2.12 (A) muestra la disminución de $|\Delta G|$ cuando el acero posee silicio, en comparación a un acero sin silicio, siendo $|\Delta G|$ el cambio de energía asociado a la formación de cementita en un minuto. Además, la Fig. 2.12 (B) muestra curvas de tiempo-temperatura-precipitación de la cementita para un acero Fe-1.2C-Si-1.5Mn con diferentes contenidos de silicio. Se observa que con Si=1,5 % la precipitación de cementita se retarda horas e incluso días, para temperaturas corrientes de tratamiento (Caballero, 2012).

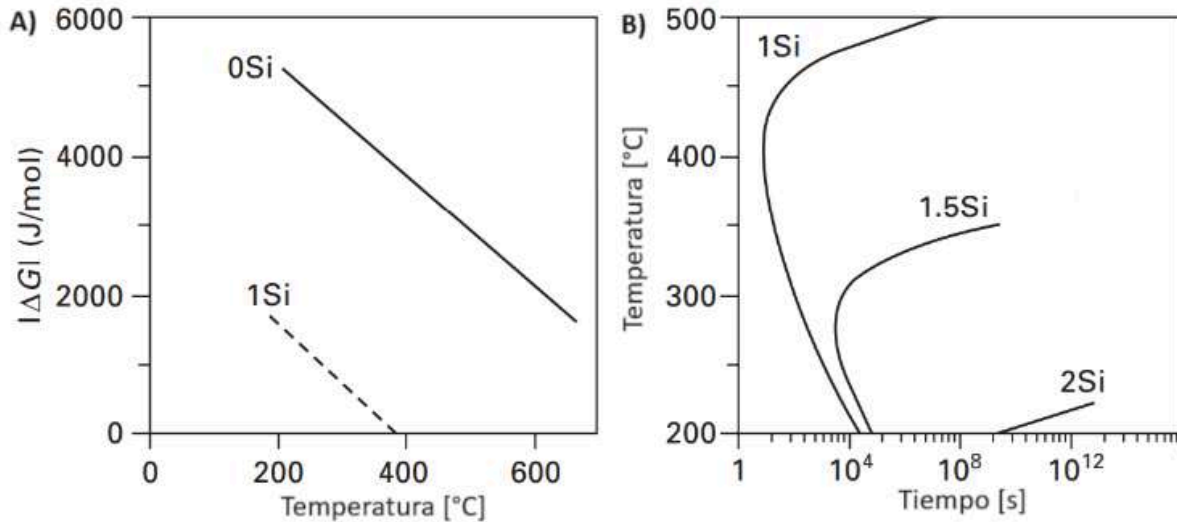


Figura 2.12: (A) Cambio de energía libre asociado a la precipitación de cementita desde la austenita en condiciones de paraequilibrio. (B) Diagrama Tiempo-Temperatura-precipitación de cementita en una aleación Fe-1.2C-Si-1.5Mn (% peso), (Caballero, 2012).

2.4. Estructura de solidificación de aceros

2.4.1. Introducción

El acero es una aleación base Fe en la que el principal elemento de aleación es el carbono, C, en contenidos variables que permiten controlar las propiedades mecánicas. También hay otros elementos, los denominados impurezas cuando son no deseados y limitados en su cantidad, y los aleantes, cuando son agregados para controlar alguna propiedad particular.

Suponiendo que en el acero u otras aleaciones metálicas, se produce la solidificación en el equilibrio más absoluto (velocidad de solidificación muy lenta), la distribución de todos los elementos químicos presentes sería uniforme en todo el volumen del material.

Sin embargo, en la práctica industrial, la velocidad de procesamiento hace que la solidificación transcurra a tal velocidad (fuera del equilibrio), que no es posible la homogeneización de los elementos de aleación, y se obtiene una distribución no uniforme de los mismos, denominada segregación. Esto afecta posteriormente el resultado del tratamiento térmico.

La mayor parte del acero que se produce a nivel mundial (>90 %) se manufactura mediante colada continua+forja+tratamiento térmico. Se parte de la colada continua donde el acero líquido permanece en constante mezcla, por agitación, por corrientes convectivas, mediante agitadores electromagnéticos, etc, y luego se realiza la forja o laminación en caliente, a alta temperatura que favorece la difusión y con grandes porcentajes de deformación, que provoca la rotura de los patrones de estructura y

de microsegregación producidos en la solidificación, y también la recristalización del acero. De esta forma se obtiene una distribución del contenido de elementos de aleación bastante uniforme en el volumen del producto semielaborado, ya sea el planchón o el tocho, a partir de los cuales se obtienen productos planos como chapas o largos como rieles o perfiles, respectivamente.

Sin embargo, existen piezas que se fabrican mediante la técnica de fusión y colada en moldes generalmente cerrados. Esta tecnología, por un lado, posee la ventaja de permitir obtener geometrías de pieza compleja pero, por otro lado, la estructura de solidificación y la segregación permanecen inalteradas. Esto redundando, posteriormente, en que la respuesta del material frente al tratamiento térmico, cambia punto a punto en el volumen de la pieza.

El trabajo de investigación que se lleva adelante en el Área Metalurgia del Departamento Mecánica, tiene como objetivo final el desarrollo y aplicación de aceros colados de muy alta resistencia mecánica y tribológica. En este proyecto final de carrera se estudió, entre otras cosas, el efecto que posee el uso de la técnica de fusión y colada, en la microestructura y algunas de sus propiedades mecánicas, de un acero colado de alto silicio, con tratamiento térmico de temple y partición o Q&P. Por lo tanto, en este contexto es de interés conocer los aspectos más relevantes que tienen que ver con la solidificación de aleaciones.

2.4.2. Solidificación de aleaciones

La solidificación de una aleación es la transición desde el estado líquido al estado sólido, su estudio es de gran importancia para el procesamiento de metales y también en el contexto de este proyecto final. En este sentido el diagrama de equilibrio de una aleación aporta información muy valiosa sobre la estructura de equilibrio (enfriamiento muy lento), pero también para la solidificación fuera del equilibrio (por ejemplo solidificación en condiciones industriales). La forma en que solidifica una aleación es muy compleja y depende de:

- Velocidad de enfriamiento
- Velocidad de crecimiento del sólido
- Velocidad de redistribución del soluto

Cuando se produce la solidificación de una aleación, las fases líquido y sólido se encuentran en equilibrio a una determinada temperatura, pero la composición química en soluto del sólido, es distinta a la del soluto en el líquido a partir del cual se está formando. Esta diferencia de concentración está dada por el coeficiente de partición ($k=X_s/X_L$) del elemento químico (el soluto) considerado. Luego, si la concentración en soluto del sólido es menor que la del líquido, $k<1$, quiere decir que el sólido que se forma toma menos soluto del que hay en el líquido y, por lo tanto, el

soluto en exceso es reyectado del frente de solidificación, acumulándose en el líquido de las inmediaciones. Luego, la forma en que este exceso de soluto es redistribuido en el seno del líquido, determina la morfología de la estructura de solidificación.

La velocidad de redistribución del soluto depende del valor k (la cantidad de soluto en exceso) y del coeficiente de difusión, D (con qué facilidad se mezcla con el resto de la masa líquida o sólida). En el caso real de solidificación de una pieza en un molde, la velocidad de redistribución del soluto es menor que la velocidad de crecimiento del sólido, por lo tanto, la aleación solidifica fuera del equilibrio. Además, en el rango de temperaturas en que ocurre la solidificación, la difusión de soluto en sólido es baja.

Uno de los modelos planteados para explicar la solidificación fuera del equilibrio, a partir de la teoría desarrollada, particularmente desde los años '50 del siglo XX, plantea un modelo que supone la solidificación de un frente plano que avanza a una velocidad v , sin difusión en el sólido y mezcla difusional en el líquido, dejando de lado la mezcla por convección y/o agitación (Porter, 2009).

Considerando una aleación de composición X_0 , al comenzar la solidificación habrá acumulación de soluto en el líquido próximo al frente de solidificación, Figura 2.13 a), y la cantidad de soluto que se acumula en esta región depende de v . Por otro lado, el perfil o gradiente de concentración de soluto en el líquido por delante del frente de solidificación produce la difusión del mismo a larga distancia. Eventualmente se alcanza un estado en el que la cantidad de soluto reyectado por el frente de solidificación y la cantidad de soluto que difunde desde el frente de solidificación hacia el seno del líquido se igualan y, en esas condiciones, se presenta un estado estacionario en el avance de la solidificación, Fig. 2.13 b).

El perfil de concentración en la interfase sólido/líquido posee un ancho característico D/v , Fig. 2.13 b). Cuando la interface sólido/líquido se encuentra a una distancia menor a D/v del final de la barra, se alcanza un estado transitorio final, en el que la acumulación de soluto es comprimida en un volumen muy pequeño y la composición de la interface aumenta rápidamente, Fig. 2.13 c).

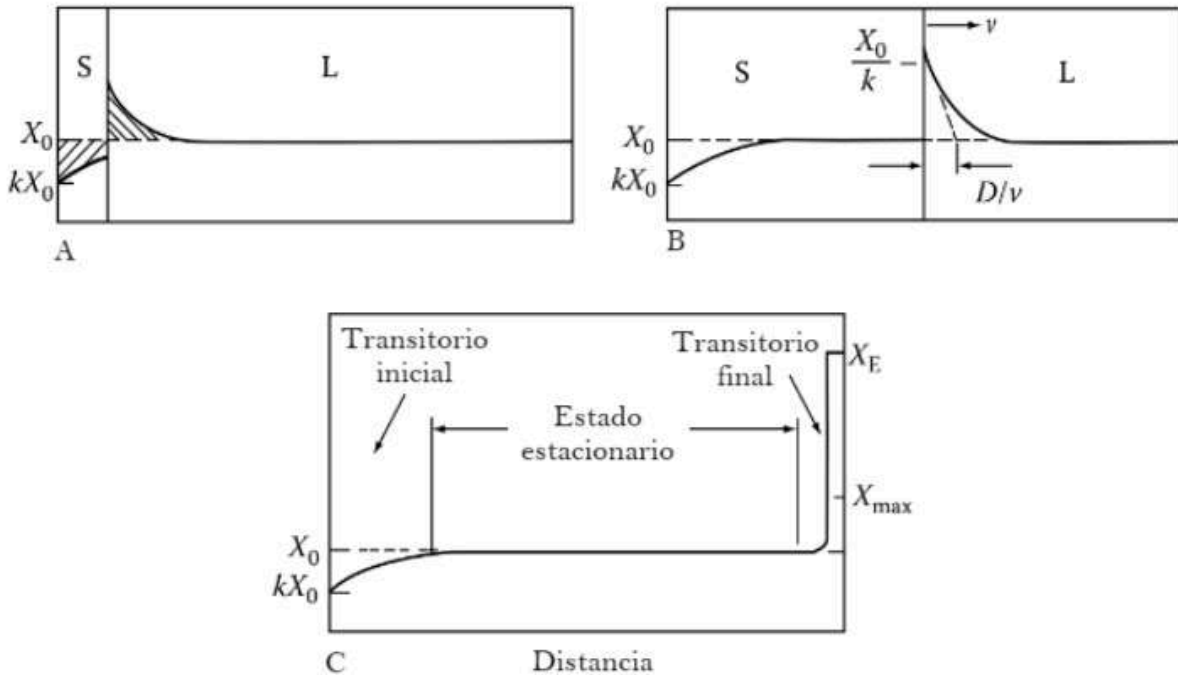


Figura 2.13: Solidificación fuera del equilibrio, sin difusión en sólido y mezcla difusional en líquido, a) estado transitorio inicial, b) estado estacionario, c) estado transitorio final.

En el estado estacionario, la variación de X_L versus la distancia por delante del frente de solidificación, Figura 2.14, promueve también la variación de la temperatura de equilibrio sól/líqu, T_e . Sin embargo, más allá de la temperatura de la interfaz, que es determinada por el requerimiento local de equilibrio, la verdadera temperatura del líquido puede corresponderse a una línea como T_L . Como se observa, existen condiciones en que $T_L < T_e$ y, por lo tanto, el líquido se encuentra subenfriado, posibilitando la inestabilidad del frente de solidificación y, por lo tanto, el crecimiento dendrítico. Como el subenfriamiento se debe a efectos de la composición o constitucional, es conocido como subenfriamiento constitucional (Porter, 2009).

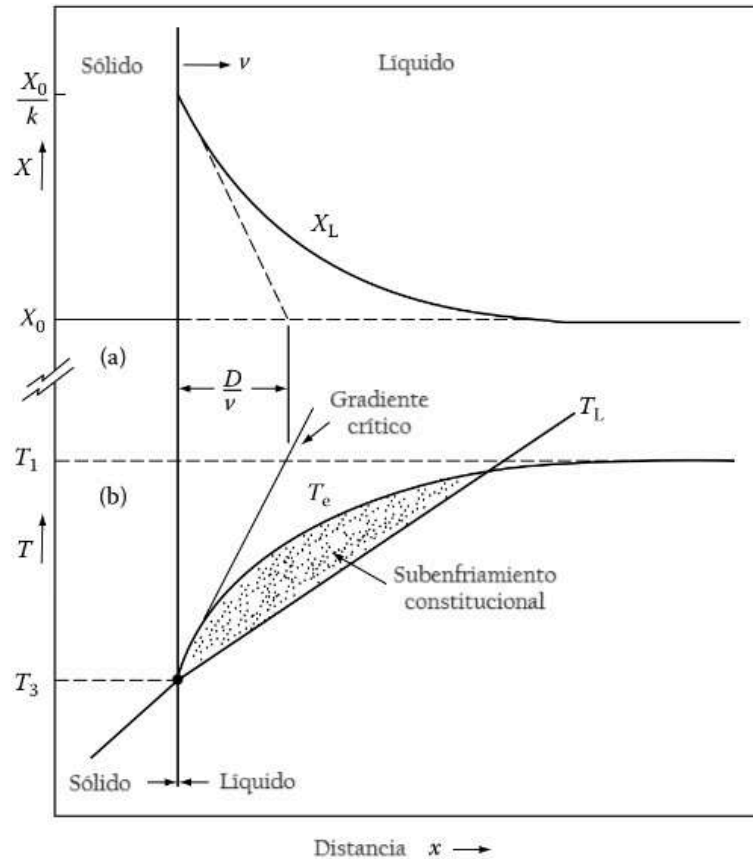


Figura 2.14: Competencia entre T_L y T_e que posibilita el subenfriamiento constitucional.

Una consideración necesaria para la formación de protuberancias estables en una interfase plana es que debe existir una región con subenfriamiento constitucional en el líquido. Suponiendo la variación de T_L de la Fig. 2.14, la temperatura en la punta de una protuberancia que se forme será mayor que la temperatura de la interfase de los alrededores. Sin embargo, si la temperatura de la punta permanece por debajo de la temperatura de líquidous local (T_e) la solidificación todavía es posible y la protuberancia seguirá creciendo. Por otro lado, si el gradiente de temperaturas de la interfase es mayor que el gradiente, Fig. 2.14, la temperatura de la punta será mayor que la temperatura de líquidous local y la protuberancia se disuelve, promoviendo un frente de solidificación plano.

Otra forma de inestabilidad del frente de solidificación ocurre si el gradiente de temperaturas delante de una interface inicialmente plana es disminuido gradualmente por debajo del valor crítico, la primera etapa de la ruptura de la interface es la formación de una estructura celular, Figura 2.15. La formación de la primera protuberancia causa que el soluto sea reyectado lateralmente y se acumule en la base de la misma, b). Esto causa que la temperatura de solidificación de equilibrio disminuya, ocasionando re-fusiones localizadas c), que a su vez activan la formación de otras protuberancias d). Finalmente, las protuberancias se transforman en brazos largos o células que crecen paralelas a la dirección del flujo de calor e). El soluto reyectado desde el líquido que solidifica se concentra en las paredes de las

células que solidifican con las menores temperaturas. Sin embargo, las puntas de las células crecen dentro del líquido más caliente y, por lo tanto, contienen la menor cantidad de soluto. Incluso si $X_0 \ll X_{m\acute{a}x}$, Fig. 2.13, el líquido entre las células puede alcanzar la composición eutéctica en cuyo caso las paredes celulares contendrán una mezcla de fases y una morfología particular.

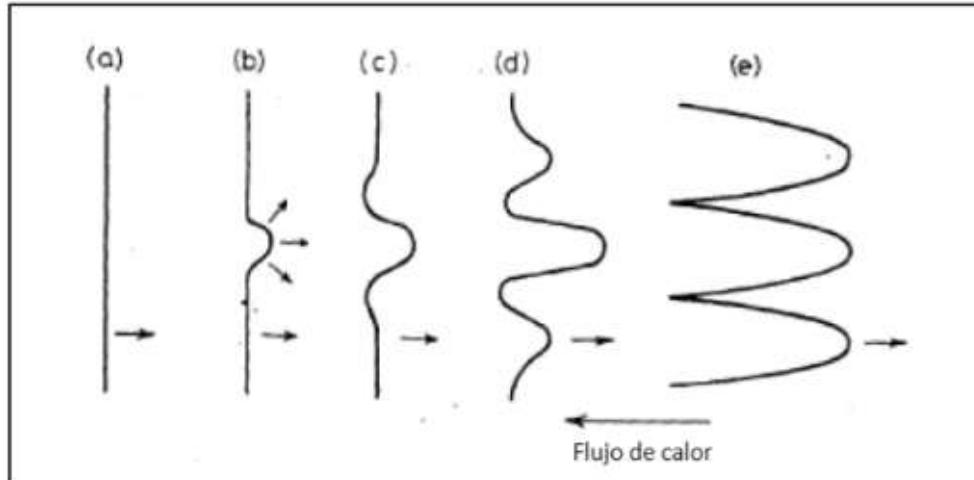


Figura 2.15: Etapas de transformación de un frente plano de solidificación a uno celular.

Las microestructuras celulares son sólo estables para un cierto rango de gradientes de temperatura. A gradientes de temperatura lo suficientemente bajos, las células o brazos primarios del sólido desarrollan brazos secundarios y a menores gradientes se desarrollan brazos terciarios hasta formar una estructura de solidificación conocida como dendrita, Figura 2.16.

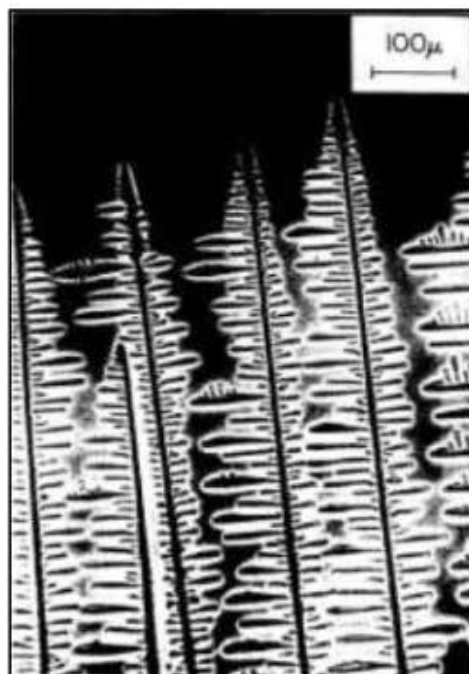


Figura 2.16: Morfología dendrítica.

En la práctica, gran parte de las aleaciones solidifica en forma dendrítica, debido a que la microsegregación de los aleantes produce zonas con subenfriamiento.

2.5. Tribología

2.5.1. Introducción

La tribología, según la define la norma ASTM G40, Standard Terminology Relating to Wear and Erosion, es la ciencia que estudia los fenómenos relativos a la interacción de superficies, incluyendo la fricción, el desgaste y la lubricación. El alcance de la tribología, no se limita a las superficies interactuantes, sino que se extiende al entorno físico, químico, térmico, etc., conocido como tribosistema.

El desgaste es uno de los tres problemas industriales más frecuentes que conducen al reemplazo de elementos de máquina, siendo los otros la fatiga y la corrosión (Eyre, 1978). Si bien el desgaste, en general, no es una falla catastrófica, es un proceso de deterioro que reduce gradualmente la eficiencia y, finalmente, conduce a la salida de servicio de la maquinaria.

El importante crecimiento de la tribología en las últimas décadas se debe, por un lado, al desarrollo de otras ciencias paralelas, como la de los materiales, que ha permitido un mayor control de las fallas de tipo catastrófico y, por otro lado, a la necesidad de hacer un uso eficiente de los recursos naturales que, ciertamente, no son inagotables. Esto hace que, en la actualidad, la principal causa para la salida de servicio de los equipos o componentes de máquina sea el desgaste, Figura 2.17. Además, la incesante competencia entre empresas por mayores beneficios, demanda una mejor eficiencia de los recursos puestos al servicio de la producción y, por lo tanto, cualquier esfuerzo para reducir la fricción y el desgaste, puede resultar muy beneficioso en términos económicos (Fitch, J., 2006).

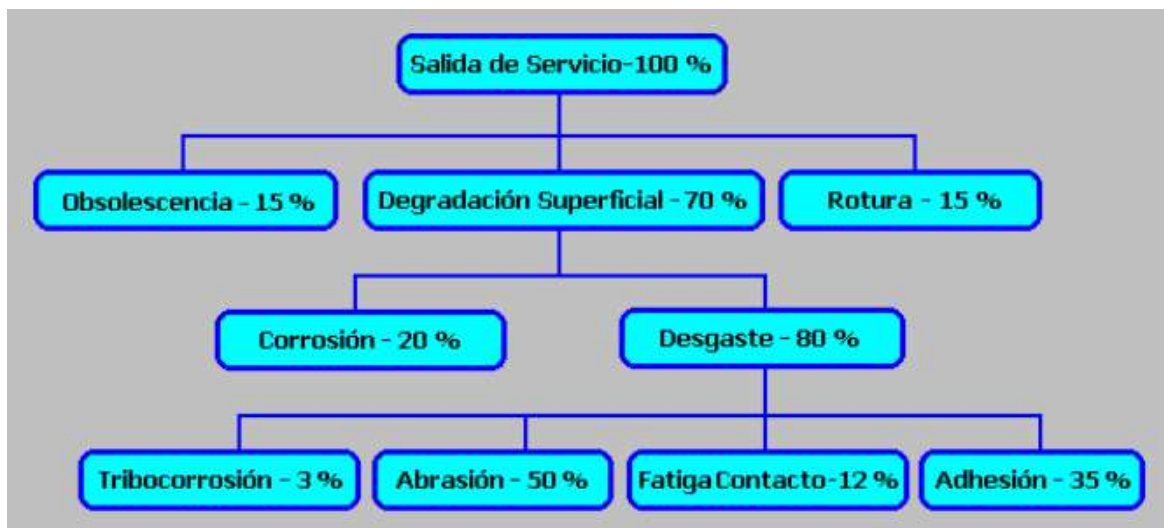


Figura 2.17: Participación del desgaste en la salida de servicio de elementos de máquina.

2.5.2. Mecanismos básicos de desgaste

Según la norma alemana DIN 50320, el desgaste se produce bajo diferentes mecanismos básicos, que tienen en cuenta el proceso de daño a escala microscópica, tales como: adhesión, fatiga de contacto, abrasión y tribocorrosión.

2.5.2.1. Adhesión

La norma ASTM G40 define a la adhesión como “el desgaste debido a la unión localizada entre superficies sólidas en contacto, que conduce a la transferencia de material entre estas, o la pérdida de material en cualquiera de ellas”.

El desgaste por adhesión se produce cuando existe contacto entre dos superficies, aun sin movimiento relativo, aunque generalmente se observa en elementos mecánicos que deslizan entre sí. La adhesión es un mecanismo de desgaste en el cual no se advierte la presencia de un elemento que lo promueva. Se debe a la unión espontánea de las micro-asperezas que entran en contacto íntimo, Figura 2.18 A), ya que esto disminuye la energía libre del sistema.

Comúnmente, la adhesión es el primer mecanismo de desgaste presente en la práctica, como por ejemplo en la puesta en funcionamiento de componentes nuevos. El desgaste por adhesión está asociado al contacto por deslizamiento y es común en máquinas herramienta, matrices de trefilado, levas y seguidores, engranajes, cojinetes de deslizamiento, herramientas de corte, extrusoras de plástico, etc. La elevada presión de contacto entre las asperezas superficiales resulta en deformación elástica, plástica, adhesión y la formación de uniones que luego son arrancadas por la fuerza asociada al movimiento, Fig. 2.18 B).

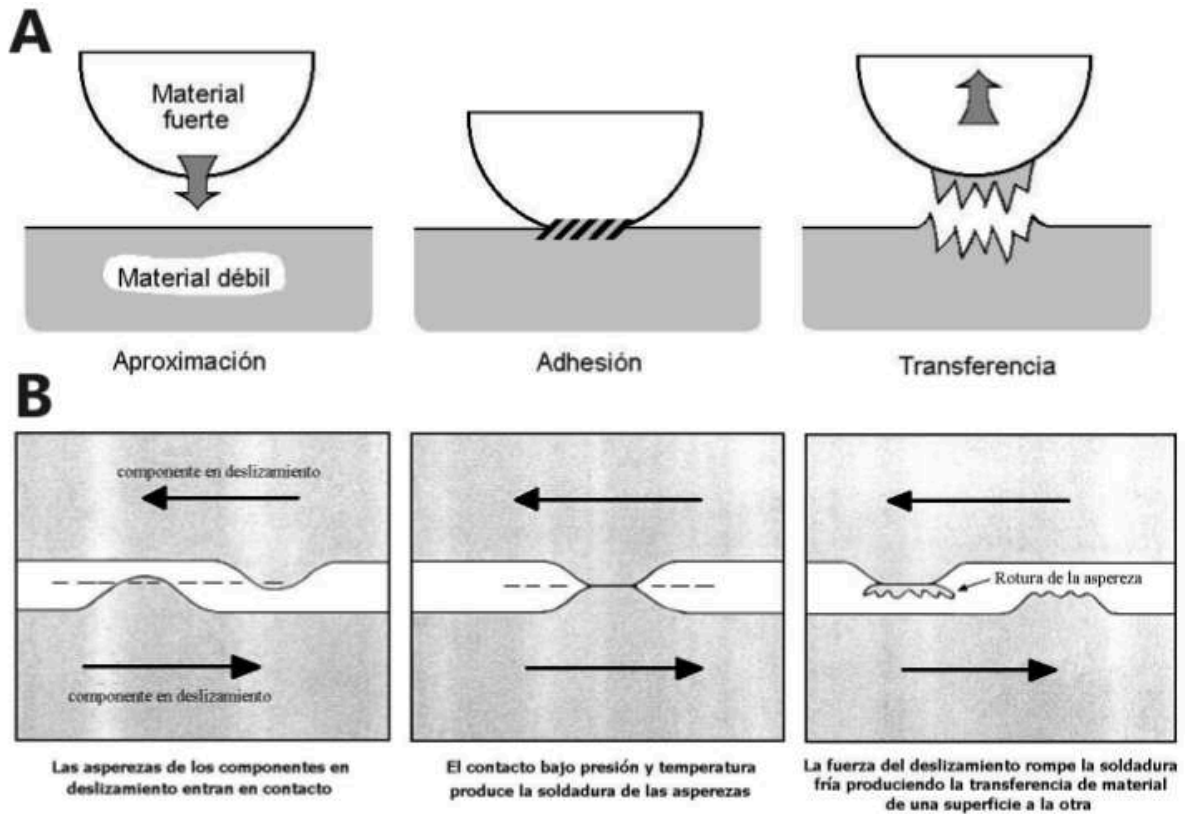


Figura 2.18: Esquema de la adhesión y rotura de la unión de asperezas superficiales, (A) proceso sin deslizamiento, (B) con movimiento relativo por deslizamiento.

2.5.2.2. Fatiga de contacto

El desgaste por Fatiga de Contacto por Rodadura (FCR), es el resultado de la aplicación repetida de tensiones localizadas de origen mecánico, por la rodadura de un cuerpo sobre otro. Puede ocurrir en cualquiera de los cuerpos involucrados y es causa frecuente de falla en elementos mecánicos, tales como: rodamientos (pistas o bolas), dientes de engranaje, sistemas rueda-riel o leva-seguidor, rodillos de laminación, etc.

En general la falla se presenta en forma repentina y resulta difícil localizarla durante las etapas de nucleación o crecimiento. Se manifiesta una vez que ha avanzado, produciendo el desprendimiento de material y dejando cavidades en la superficie de rodadura, conocidas como pit, cráter o spall, dependiendo de su tamaño. La FCR presenta los siguientes síntomas: aumento del ruido y la vibración, calentamiento progresivo, incremento de partículas de desgaste o debris en el aceite, defectos periódicos en productos laminados, etc.

2.5.2.3. Abrasión

De acuerdo a la norma ASTM G40, el desgaste por abrasión se debe a la acción de partículas o protuberancias duras que son forzadas contra una superficie sólida y se mueven a través de ella dejando un surco y removiendo material.

Este mecanismo de desgaste adquiere relevancia en el contexto de este proyecto final, ya que el mismo se presenta en numerosas aplicaciones potenciales de los aceros Q&P.

El efecto de la abrasión es particularmente evidente en áreas industriales como la agricultura (rejas de arado, abresurcos, cinceles), la minería (trituración, molienda y transporte de minerales), en la construcción (movimiento de tierra, arena, granza) y, esencialmente, en cualquier lugar donde sean manipulados polvo, tierra, roca y minerales, Figura 2.19. También se produce abrasión en piezas que deslizan con o sin lubricación, tales como engranajes, colizas, sistemas hidráulicos, bombas, inyectoras de plástico, etc., cuando se encuentran contaminadas.

Cuando dos superficies entran en contacto puede producirse desgaste en ambas partes. Sin embargo, generalmente se focaliza la atención en la superficie desgastada que representa la mayor pérdida económica, y se considera a la otra superficie como la abrasiva.

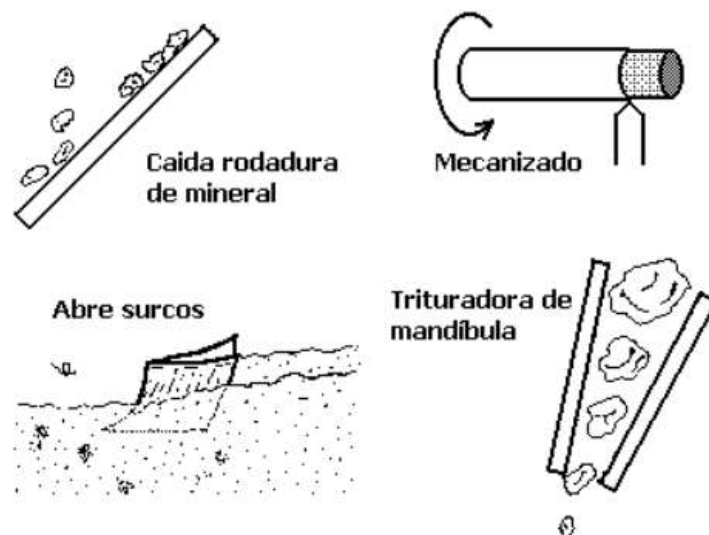


Figura 2.19: Situaciones donde se presenta el desgaste por abrasión.

Son numerosas las variables que influyen en la tasa o velocidad a la que se produce la abrasión, dependiendo entre otras de la microestructura, propiedades mecánicas, propiedades del abrasivo, del medio ambiente, carga, velocidad de deslizamiento, etc. Por lo tanto, con el fin facilitar, tanto la comunicación entre personas y el intercambio de conocimiento, el desgaste por abrasión se clasifica generalmente según diferentes tipos o modos.

La forma de clasificación está basada en características generales como, situación, forma de manifestarse y mecanismo de remoción.

Clasificación por situación: Abrasión por dos y tres cuerpos

Los elementos principales que componen el tribosistema, se clasifican como: primer cuerpo, segundo cuerpo, elementos interfaciales o tercer cuerpo, medio circundante o medio ambiente, movimiento relativo, fuerzas de contacto. En el presente contexto, los tres primeros elementos son los de interés. El primer Cuerpo es aquel cuyo desgaste interesa prioritariamente, generalmente por su significancia económica. El segundo cuerpo es el elemento que actúa de contracara, cuyo desgaste no interesa en primera instancia, que se encuentra en movimiento relativo respecto al primer cuerpo y en contacto directo o indirecto con éste de modo de poder transmitir fuerzas. Generalmente es el principal causante del desgaste en el primer cuerpo. Finalmente, el tercer cuerpo es un elemento interfacial que puede ser externo o haber sido generado por el desgaste mismo, o cualquier otra condición especial que se encuentre en la interfaz de los dos anteriores.

En la interpretación dominante, la característica principal de la abrasión de dos cuerpos es que las partículas o asperezas están rígidamente adheridas al segundo cuerpo por lo que son capaces de cortar profundamente al primero. Por el contrario, en la abrasión de tres cuerpos, las partículas son libres de rodar, utilizando sólo una parte del tiempo para cortar el metal. Esto hace que en la abrasión de dos cuerpos la tasa de desgaste sea de uno a tres órdenes de magnitud mayor que en la de tres cuerpos, bajo condiciones de carga comparables.

Clasificación por la Forma de Manifestarse: Modo de Abrasión por Gouging, Alta Presión y Baja Presión.

La distinción entre abrasión por baja presión y alta presión, considera si el abrasivo se fractura, y esto es importante porque se generarían nuevos bordes cortantes en el abrasivo y una mayor tasa de desgaste, aunque por otro lado, la fractura también reduce el tamaño y la tasa de desgaste. Se denomina abrasión por gouging al desgaste producido por abrasivos grandes, en general con tamaño superior a 50 mm en su dimensión principal.

Esta clasificación posee ciertas falencias. Por ejemplo, debería establecerse un límite para separar gouging de alta presión. Un intento por establecer esta diferencia está basado en que las tensiones en gouging son suficientemente elevadas como para generar deformación plástica generalizada, pudiendo afectar el material hasta varios milímetros por debajo del surco. Un ejemplo de abrasión por gouging se presenta en la trituradora de mandíbulas.

Clasificación por Micro-mecanismo de Remoción.

Esta clasificación se basa en el mecanismo microscópico por el cual se producen las partículas de desgaste (Zum Gahr, 1988). Se distinguen cuatro formas de interacción entre las partículas abrasivas y el material desgastado. Estas son micro-surcado, micro-fatiga, micro-corte y micro-fisuración, Figura 2.20.

En el micro-surcado ideal, Fig. 2.20 a), el volumen de material correspondiente al surco es desplazado por deformación plástica hacia los bordes sin producir pérdida de material. La remoción de material tiene lugar por el solapamiento de surcos sucesivos, produciéndose micro-fatiga de las protuberancias formadas sobre los bordes del surco, Fig. 2.20 b). En el micro-corte ideal, Fig. 2.20 c), se observa una pérdida de volumen, por la formación de virutas (chips), que poseen igual volumen que el surco de desgaste. La micro-fisuración, Fig. 2.20 d), ocurre cuando la tensión concentrada que impone una partícula abrasiva, es aplicada sobre la superficie de un material frágil. En este caso, al deslizar se desprenden partículas de desgaste (debido a la formación y propagación de fisuras, como ocurre al rayar un vidrio o un cerámico), cuyo volumen puede ser superior al del surco.

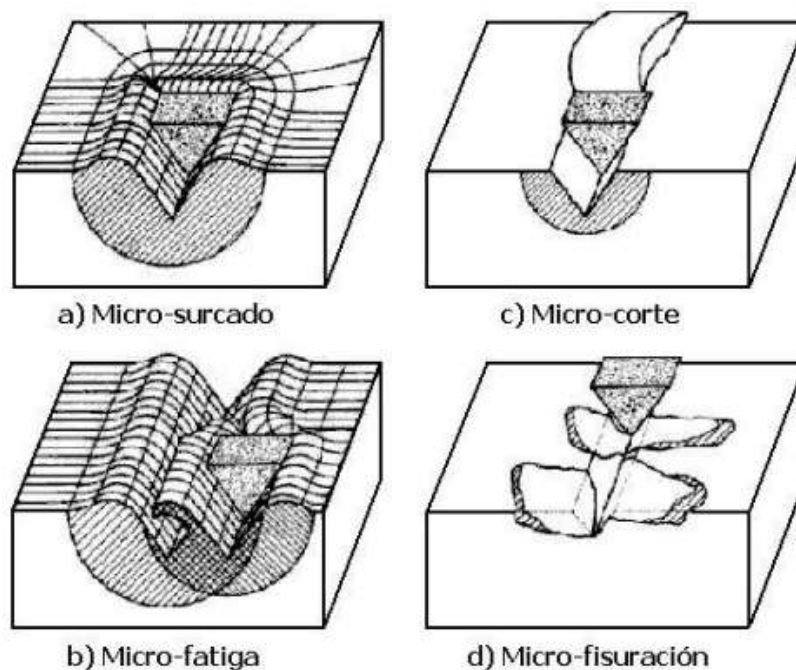


Figura 2.20: Micro-mecanismos de desgaste, a) micro-surcado, b) micro-fatiga, c) micro-corte, d) micro-fisuración.

Relación Dureza/Capacidad de deformación.

Cuando una superficie sufre abrasión, se generan huellas de desgaste en forma de surcos, cuyo volumen representa en primera instancia la pérdida de masa. El cálculo del volumen de un surco, a través de la Ecuación 2.2, es una forma sencilla de evaluar el desgaste producido por abrasión, Figura 2.21. La Ec. 2.2 es conocida como ecuación de Archard (1953) y es uno de los primeros modelos analíticos presentados para calcular el desgaste por abrasión de dos cuerpos, justificando la suposición, generalmente válida, que el aumento de dureza también aumenta la resistencia a la abrasión. Siendo “H” la dureza del material abradido y “k” una constante experimental que depende del material.

$$V = k * \frac{F_n * S}{H}$$

Ecuación 2.2: Ecuación de Archard.

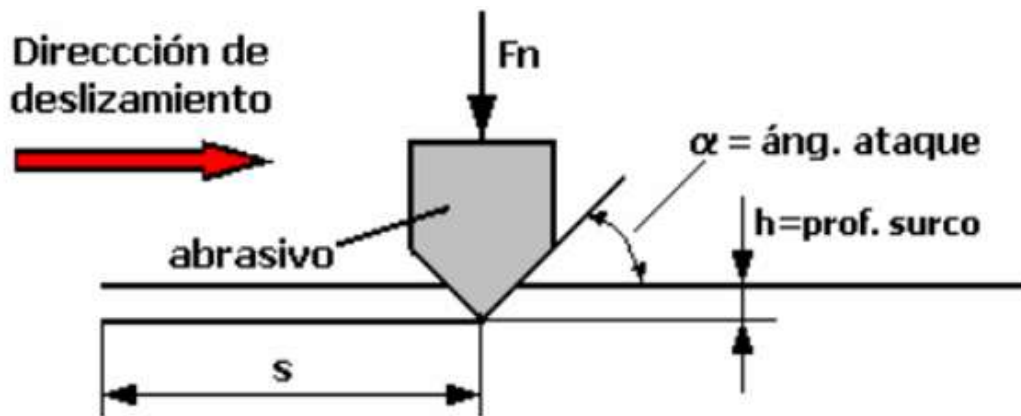


Figura 2.21: Esquema de una partícula produciendo abrasión, y las variables involucradas en el modelo de Archard.

No obstante, si bien se ha demostrado que esta tendencia es correcta para metales puros (Khrushov y Babichev, 1958), en aceros no se manifiesta de forma tan marcada. Muchos materiales pueden incrementar notablemente su dureza, aunque la resistencia a la abrasión puede incluso disminuir, como se observa en la Figura 2.22. Estas situaciones quedan ocultas en la constante experimental k de la ecuación de Archard, Ec. 2.2.

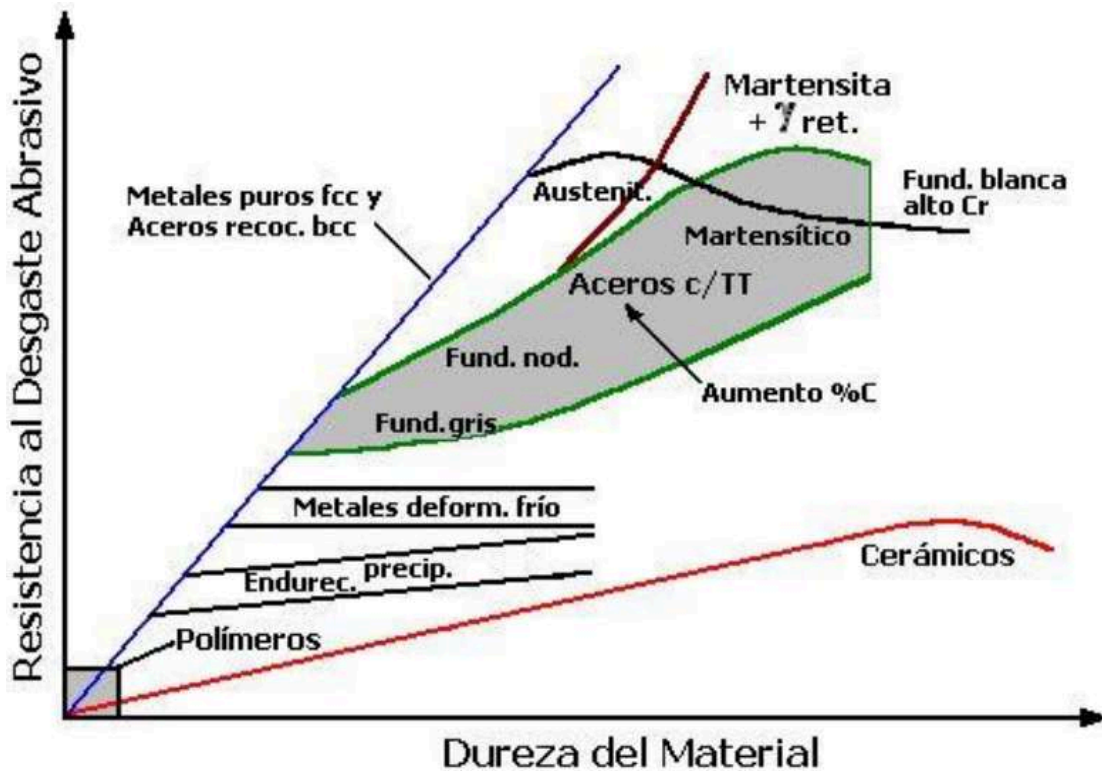


Figura 2.22: Resistencia al desgaste abrasivo versus la dureza, para metales puros, aleaciones, polímeros y cerámicos.

Grado de desgaste

Entonces, se conoce que la abrasión produce la remoción de material en forma de partículas, pero también genera un volumen de material con deformación plástica por debajo del surco, y también a través de la aparición de protuberancias en el borde del surco, Figura 2.23. Por lo tanto, en general la abrasión se produce por una combinación de micro-corte, micro-surcado y micro-fatiga. El estudio de los surcos de desgaste permite evaluar la relación entre el corte y el surcado, a través del cálculo del grado de desgaste o f_{ab} , Fig. 2.23 y Ecuación 2.3, donde A_s es la sección del surco, A_1 y A_2 es la sección de las protuberancias en los bordes del surco (Zum Gahr, 1987; Zum Gahr, 1988).

$$f_{ab} = \frac{A_s - (A_1 + A_2)}{A_s}$$

Ecuación 2.3.

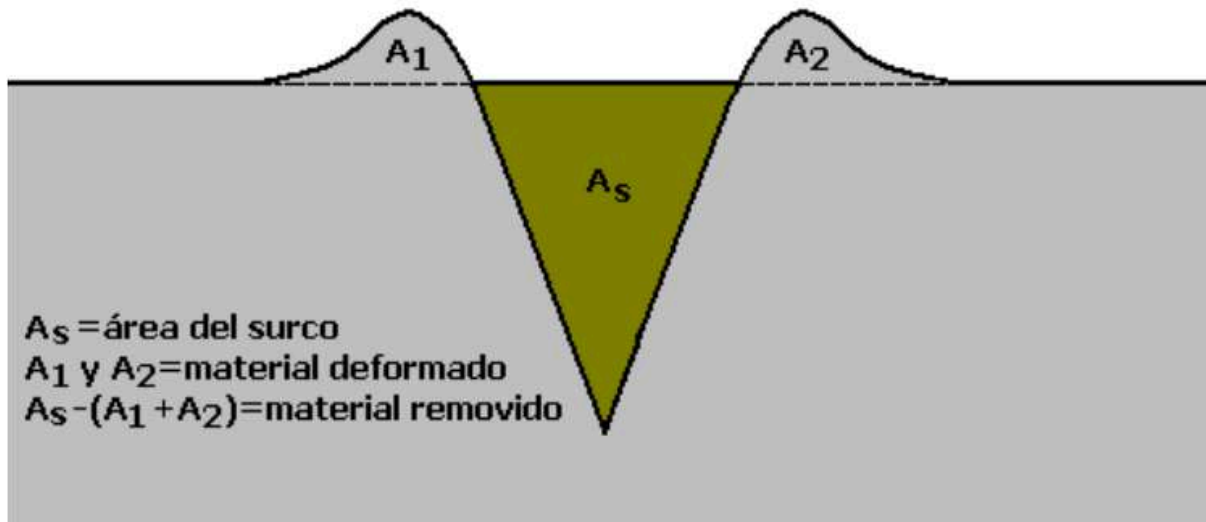


Figura 2.23: Esquema de la sección transversal de un surco.

En general, las interacciones dominantes en materiales dúctiles son micro-surcado y en menor medida micro-corte, mientras que en los materiales frágiles se produce micro-corte pero domina la micro-fisuración. En el micro-corte ideal $f_{ab}=1$, mientras que en el micro-surcado ideal $f_{ab}=0$. En condiciones que promueven la micro-fisuración se produce el escamado o spalling (como al rayar un vidrio), generando valores negativos de A_1 y A_2 y por lo tanto $f_{ab}>1$.

El factor f_{ab} pondera el balance entre la dureza del material abrasado, propiedad a través de la cual se limita la sección del surco (A_s), y la plasticidad o capacidad de deformación del material que genera las protuberancias A_1 y A_2 , que es una característica relacionada con la capacidad de absorción de energía. Comparando materiales de igual dureza, aquel que posea mayor ductilidad tendrá mayor resistencia a la abrasión, manifestándose en ese caso con un menor valor de f_{ab} .

Es evidente entonces, que la dureza del material por sí sola, no es suficiente para describir la resistencia a la abrasión. Parámetros tales como tamaño de grano, cantidad de γ_R o presencia de fases de refuerzo también pueden afectar a la tasa de desgaste.

En el contexto de este proyecto final estas características son relevantes en la resistencia a la abrasión, ya que en los aceros es posible obtener un determinado valor de dureza con diferentes microestructuras, es decir, con la presencia de fases de diferente capacidad de deformación. La fina mezcla de fases del acero Q&P, entre las que se cuenta la martensita particionada y la austenita retenida, ambas de muy buena ductilidad, le confieren un buen potencial como material apto para resistir el desgaste por abrasión.

2.5.2.4. Tribocorrosión

Se presenta cuando el deslizamiento entre superficies se produce en un medio reactivo, líquido o gaseoso. El desgaste progresa mediante la formación y remoción continua de los productos de corrosión. Si el medio ambiente está compuesto por aire, las partículas producto del desgaste estarán formadas principalmente por óxidos.

Los productos de corrosión son capaces de generar un film o película que, a menudo y en función de diversos factores, tienen la capacidad de proteger y disminuir la tasa de desgaste. Usualmente estas películas son duras y protegen el material, hasta un espesor en el que se vuelven frágiles y propensas a ser removidas, aumentando el desgaste.

Las capas oxidadas, una vez desprendidas, dejan expuesto al material base y el proceso se repite. Luego, debido a su elevada dureza, estas partículas promueven desgaste por abrasión.

2.5.3. Mecanismos secundarios de desgaste

Existen otras formas de desgaste, aunque las mismas son generalmente consideradas como casos especiales o una combinación de los mecanismos básicos de desgaste mencionados anteriormente.

2.5.3.1. Erosión

Esta forma de desgaste se produce cuando partículas sólidas en suspensión en un fluido (líquido o gaseoso), impactan contra una superficie, produciendo un daño que depende en gran medida de su energía cinética, ángulo de impacto, morfología. Figura 2.24.

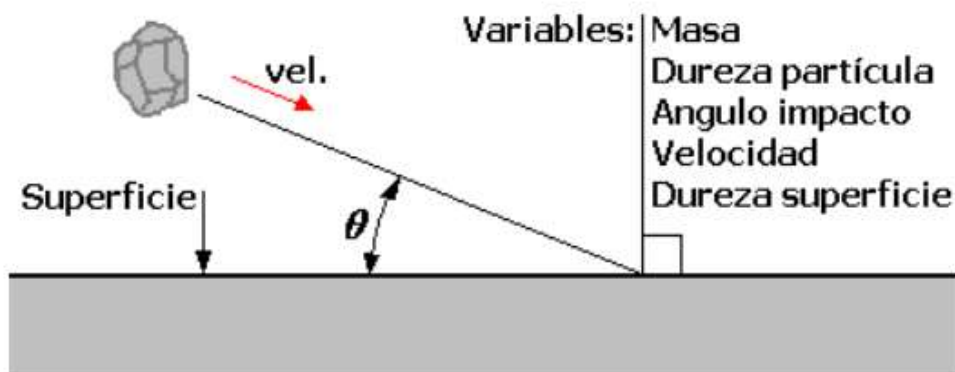


Figura 2.24: Principales variables que afectan el desgaste por erosión.

El desgaste por erosión puede producirse según diferentes modos, los que dependen del ángulo de impacto, velocidad y masa de las partículas. Para ángulos bajos, el daño tiende a producirse por un mecanismo de rayado de la superficie, similar al observado en abrasión. Bajo estas circunstancias, la resistencia a la

erosión aumenta cuando aumenta la dureza del material, en forma similar a lo observado en el desgaste por abrasión.

Sin embargo, cuando crece el ángulo de incidencia de la partícula, el daño de la superficie se produce por fatiga de altos ciclos o por acumulación de deformación plástica o fatiga de bajos ciclos, dependiendo de la energía de la partícula (masa y velocidad). Si el material es frágil el daño se produce por fractura. En estas circunstancias se prefiere un material con buena capacidad de deformación.

2.5.3.2. Cavitación

Este mecanismo es similar a la erosión pero con la particularidad, que el daño es causado por la implosión de burbujas (en general vapor del líquido), en lugar de partículas sólidas. En un fluido en movimiento, las burbujas nuclean a partir de moléculas de aire disueltas, por efecto de una disminución de presión (cambio de sección o de dirección en una tubería, zona de succión en bombas, etc.). Cuando el fluido vuelve a la condición original de presión, las burbujas colapsan de forma violenta, generando una onda de presión capaz de producir deformación elástica y también plástica. El proceso se repite hasta que la capacidad de deformación plástica se agota, nucleando fisuras que finalmente conducen al desprendimiento de partículas por fatiga. En la Figura 2.25, se observa una hélice con daño por cavitación.



Figura 2.25: Aspecto superficial de una hélice con daño por cavitación.

2.5.3.3. Fretting

Esta forma de desgaste se produce entre superficies de piezas montadas con apriete, abulonadas o remachadas, entre las que no debería haber movimiento relativo. Sin embargo, por diversos motivos puede presentarse algún grado de

movimiento relativo de muy pequeña amplitud, entre 10-100 μm , usualmente inducido por problemas de vibración, o flexión en elementos rotantes. El fretting se produce por una combinación de mecanismos, adhesión, abrasión y oxidación. El desgaste comienza por adhesión, con la formación de uniones que se rompen por la amplitud de movimiento. La transferencia de material de una superficie a la otra, produce la formación de protuberancias duras que actúan como abrasivo, generando partículas muy finas de desgaste. La pequeña amplitud de movimiento relativo entre superficies, impide que las partículas de desgaste escapen del área de contacto, incrementando la tasa de desgaste. Además, las partículas son oxidadas por su contacto con el aire del medio ambiente, lo que se traduce en la aparición de un polvo marrón-rojizo característico del óxido de hierro, en torno a la zona de apriete. Las superficies se observan pulidas, debido a la acción de lapidado de las finas partículas oxidadas y de alta dureza, Figura 2.26.

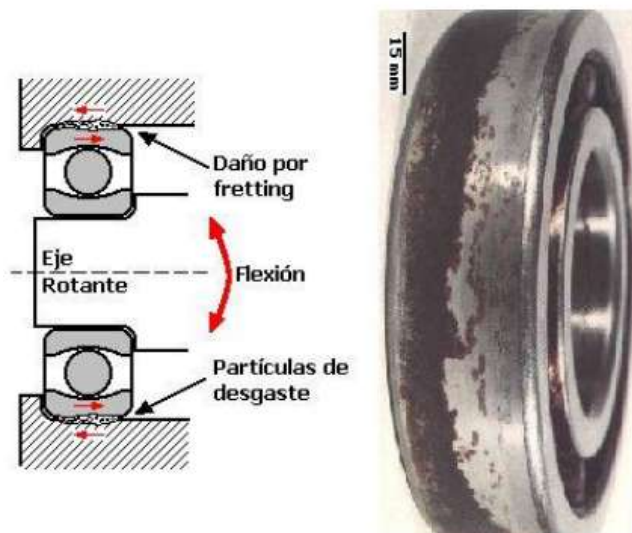


Figura 2.26: Desgaste por fretting en un rodamiento originado en la flexión del eje, y aspecto de la pista exterior, mostrando la oxidación en la zona afectada.

2.5.4. Tribología de aceros ABLC y Q&P de alto silicio

Los estudios tribológicos realizados sobre aceros de alto silicio tratados mediante temple y partición, se han llevado adelante con aceros laminados, a diferencia de los aceros colados utilizados en este trabajo.

En 2013 S. Das Bakshi el al., publicaron un análisis comparativo de la respuesta al desgaste abrasivo de tres cuerpos en un acero de alto silicio, con diferentes microestructuras: perlita fina, bainita libre de carburos, y α_M . Pese a las grandes variaciones de dureza entre estas microestructuras, no se observaron diferencias importantes en la resistencia a la abrasión. La muestra con α_M mostró menor tasa de desgaste, pero con desprendimiento de material en forma de viruta. La perlita resistió mejor la abrasión que la muestra templada, deformando la matriz.

Finalmente, la estructura bainítica fue la única que transformó la γ_R en α_M durante el ensayo, endureciendo la superficie, logrando así la mejor respuesta al desgaste abrasivo de tres cuerpos, entre las variantes estudiadas.

En 2016 Sinuhe Hernandez et al., compararon la resistencia a la abrasión de tres cuerpos a alta temperatura (entre 300 °C y 500 °C), de ABLC y estructuras martensíticas de un acero con 0,25 %C y 1,42 %Si más otros aleantes. Se utilizaron dos variantes templadas con diferentes revenidos y dos variantes austemperadas a diferentes temperaturas (300 y 320 °C). A temperatura ambiente todas las variantes presentaron un comportamiento similar, pero a alta temperatura mostraron variaciones. A 500 °C la muestra con mayor tasa de desgaste resultó ser la austemperada a 300 °C, que mostró la menor resistencia al impacto a esa temperatura. El caso contrario ocurrió con la muestra austemperada a 320 °C, obtuvo la menor tasa de desgaste con la mayor resistencia al impacto. Los micromecanismos predominantes fueron el microsurcado y el microcorte. A 300 °C y 500 °C se observó formación de óxido de hierro.

También en 2016, Cunyu Wang et al., estudiaron un acero con 0,2 %C, 1,5 %Si, 3 %Ni y 1 %Mn, con tratamientos de temple y revenido (Q-T), se experimentó con un temple y particionado, también agregando una tercera etapa de revenido, llamado Q-P-T (Quenching-Partitioning-Tempered). Se utilizó un ensayo de abrasión por tres cuerpos con impacto, que consiste en un martillo del material ensayado, golpeando radialmente un disco rotante y entre ellos un flujo de arena. La carga de impacto fue variable. Ambas muestras presentaron micro corte, micro surcado y micro fatiga. Las muestras Q-P-T mostraron una mayor pérdida por micro corte y micro surcado que los Q-T a baja carga de impacto, pero a altas cargas de impacto, los Q-P-T mostraron mejor resistencia a la micro fatiga. El Q-P-T demostró una mayor resistencia al desgaste que los Q-T en todo el rango de cargas de impacto.

En 2018 se publicó un estudio realizado por K.M. Wu et al., con un análisis comparativo de la resistencia al desgaste de un acero de alto silicio, en un ensayo de abrasión de tres cuerpos, entre un tratamiento Q&P y una bainita inferior. Se observó en ambas variantes la transformación de γ_R en α_M (efecto TRIP), por efecto de la abrasión, lo que supone una reducción de pérdida de peso por abrasión. Además, la muestra con estructura Q&P obtuvo mayor cantidad de γ_R , comparado con la bainita inferior, lo que proveyó una mejora en el efecto TRIP.

Xincheng Yan et al., en 2022 estudiaron el desgaste de un acero con 0,2 %C, 5 %Mn y 1,6 %Si en un ensayo "Ball on Disk", utilizando una bola de 1400 HV y el disco del acero a evaluar. Se estudió el comportamiento de 3 aceros Q&P diferentes y una variante α_M obtenida mediante temple en agua. Los ensayos se realizaron a 300, 20 y -50 °C. Se austenizó a 840 °C, y se realizaron temple a 200, 220 y 240 °C durante 5 segundos, con un particionado a 450 °C durante 300 segundos en todos los casos. La estructura del Q&P resultó de α_M fresca (aquella sin revenir

formada en el último enfriamiento), γ_R , α_M particionada y bainita. En el acero martensítico se observó la mayor dureza. La α_M particionada y el efecto TRIP debido a γ_R , otorgan mayor plasticidad al Q&P. Los resultados de desgaste y transformación de γ_R fueron variables. Para 300 y 20 °C, las variantes con mayor dureza fueron las de mejor resistencia al desgaste, mientras que a -50 °C, graficando tasa de desgaste vs dureza, y posicionando cada variante de tratamiento, se obtiene mínimo en el acero QP 220.

En base a los estudios previos, resultó conveniente evaluar las propiedades de desgaste de los aceros colados de alto silicio tratados mediante temple y partición. Lograr características semejantes a las mencionadas anteriormente sobre acero colados, podría ser algo revolucionario para las diferentes industrias que sufren grandes pérdidas debidas a la degradación superficial.

3 Metodología experimental

3.1. Coladas

Todo el material utilizado para esta tesis fue colado en la empresa Microwen, en un horno de inducción marca Inductoterm de 90 kg de capacidad, Figura 3.1 A). Se colaron bloques U o Keel Block de 32 mm (1¼") de espesor en su longitud calibrada, cuya geometría se encuentra estandarizada y detallada en la norma ASTM A781, Fig. 3.2 B). Las dos patas del bloque U se dividen en niveles (L1, L2, L3), de donde se extraen las muestras y probetas para la caracterización del material. La parte superior del bloque U funciona como mazarota y, por lo tanto, se desecha.

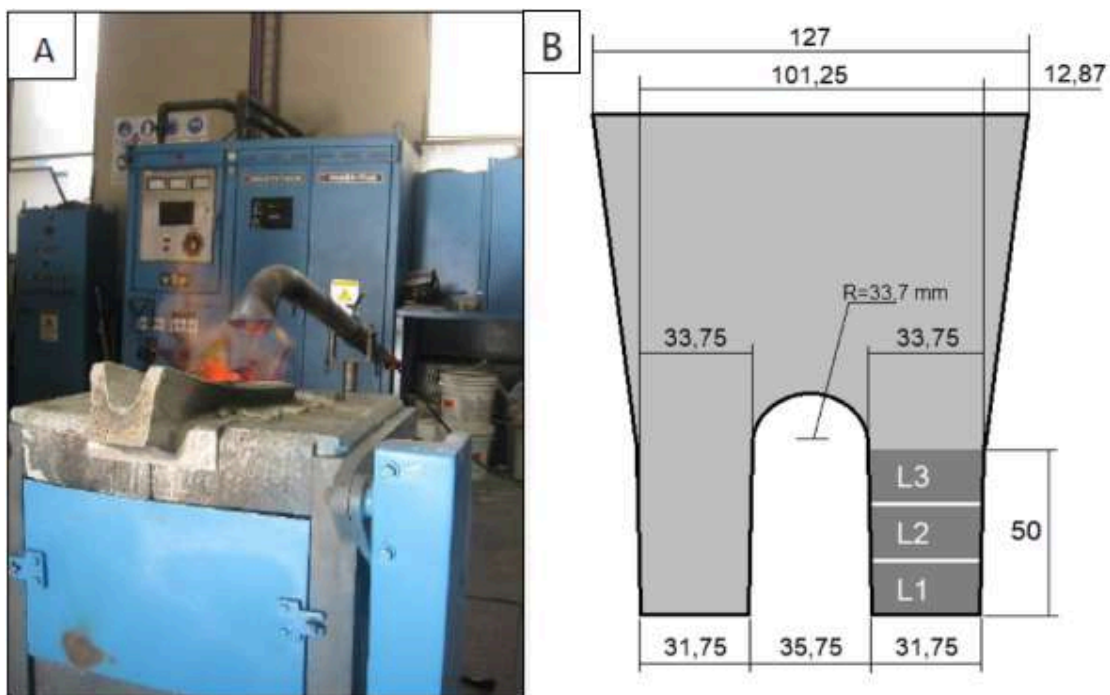


Figura 3.1: (A) Horno de fusión utilizado. (B) Croquis del keel block de 1 ¼" (31,75 mm).

3.2. Composición de aceros

En este trabajo se usaron dos aceros, cuya composición química se lista en la Tabla 3.1. Entre los aleantes se destaca la presencia de 2 %Si, indispensable para la obtención de la microestructura de interés en el tratamiento Q&P. La nomenclatura utilizada corresponde a la de las diferentes coladas realizadas previamente.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Co
Acero 2	0,40	2,06	0,59	0,52	0,49	0,53	-	-
Acero 3	0,43	2,06	0,58	0,59	0,56	0,53	0,61	0,21

Tabla 3.1: Composición química de los aceros, % en peso.

3.3. Dilatometría

Se realizaron ensayos de dilatometría en cada acero para determinar las temperaturas de inicio de cambio de fase en cada tratamiento térmico, en particular el inicio de la transformación martensítica. Los ensayos fueron realizados en un dilatómetro TA ® 805 DIL A/D, perteneciente al Advanced Steel Processing and Products Research Center (ASPPRC) de Colorado School of Mines (USA).

Las probetas cilíndricas poseen un diámetro de 4 mm y una longitud de 10 mm. El calentamiento y austenizado se hizo en vacío y el enfriamiento con helio. Durante el enfriamiento se mide la temperatura con una termocupla tipo S soldada a la probeta, y también su longitud a través de dos cilindros que a la vez sirven de soporte.

3.4. Tratamientos térmicos

Los aceros fueron sometidos a un tratamiento térmico de temple y partición (Q&P). El austenizado se realizó a 920 °C durante 3600 s. Luego se realizó el temple a diferentes temperaturas, QT=135 °C, 155 °C y 175 °C, para ambos aceros, manteniendo a esta temperatura por 15 s. Las temperaturas seleccionadas buscan una cantidad de martensita diferente para cada tratamiento. Posteriormente se realizó la partición, a una temperatura QP=400 °C con un tiempo de permanencia de 100 s, en todos los casos. El ciclo térmico del tratamiento Q&P se esquematiza en la figura 3.2.

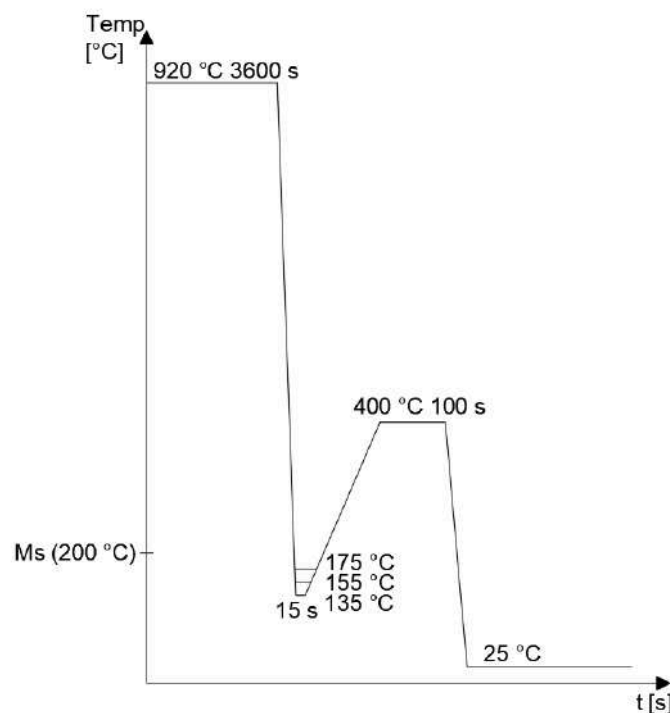


Figura 3.2: Esquema de los ciclos de tratamiento Q&P utilizados.

Los tratamientos se realizaron en la planta piloto de la División Metalurgia de INTEMA en un horno eléctrico tipo mufla para la etapa de austenizado, dos hornos de sales fundidas para las etapas de temple y partición, y una cuba calefactora con aceite para el temple a baja temperatura. Las probetas de tracción y las de abrasión se trataron en momentos diferentes.

De acuerdo a las distintas coladas y los diferentes parámetros de tratamiento térmico utilizados, las diferentes variantes de material reciben la identificación correspondiente como se lista en la Tabla 3.2.

Identificación	Colada	Temp Aust [°C]	Tiempo Aust [s]	QT [°C]	Tiempo Temple [s]	QP [°C]	Tiempo Partición [s]
C2 T135	2	920	3600	135	15	400	100
C2 T155				155			
C2 T175				175			
C3 T135	3			135			
C3 T155				155			
C3 T175				175			

Tabla 3.2: Identificación del material, de acuerdo a las variantes de tratamiento térmico.

3.5. Análisis metalográfico

El análisis se realizó en las muestras testigo, mediante microscopía óptica con un microscopio marca Leica y por microscopía electrónica de barrido, con un FIB-SEM marca Zeiss, modelo FE-SEM FIB Crossbeam 350.

La superficie de los testigos fue preparada en una rectificadora de bandera con piedra grano 60 y luego desbastada en forma manual con lijas de tamaño de grano decreciente, comenzando con una de grano 80 y finalizando con grano 1200. Finalmente, se realizó un pulido espejo en un paño con alúmina de 0,5 μm . Para revelar la microestructura se utilizó el reactivo Nital, con una concentración del 2 %.

En las imágenes obtenidas mediante microscopía óptica, se identificaron dos zonas, una zona clara y otra oscura. Para poder reconocerlas con mayor facilidad al momento de observarlas en el SEM, se hicieron micro-indentaciones Vickers con un durómetro marca Isotest 1000, Figura 3.3.

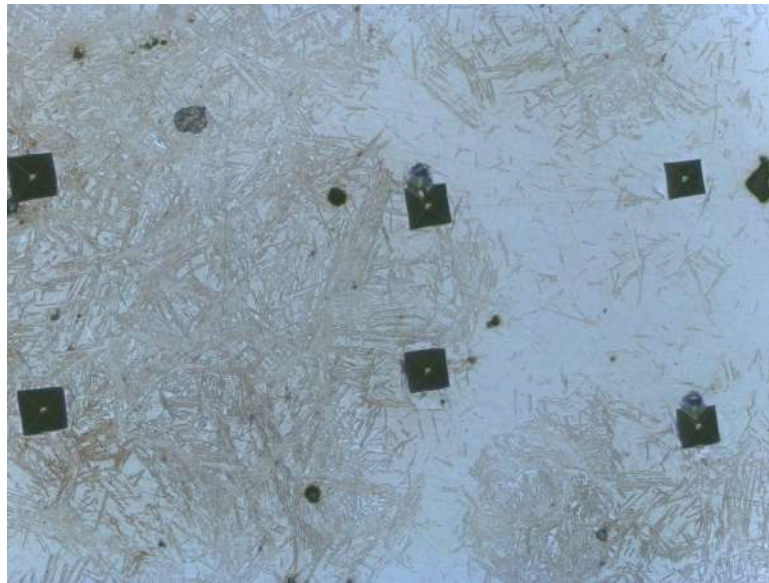


Figura 3.3: Patrón de microindentaciones Vickers para reconocer distintas áreas en el SEM.

Finalmente, se utilizó la técnica de fluorescencia de rayos X por energía dispersiva (EDS), con un módulo marca Oxford Instruments disponible en el SEM, para conocer la composición química de ambas zonas.

3.6. Análisis de rayos X

Se utilizaron muestras testigo para la cuantificación de fases mediante difracción de rayos X, con un equipo Panalytical X'Pert Pro operado a 40 kV y 40 mA, utilizando radiación de Cu K α . Los barridos se realizaron abarcando el intervalo de $2\theta = [47-85]^\circ$ con pasos de $0,05^\circ$ y un tiempo de conteo de cuatro segundos por paso, siendo la duración del ensayo 3040 segundos. Se usaron las mismas muestras que en el análisis metalográfico.

La fracción de austenita de cada muestra se determinó mediante el refinamiento por Rietveld de los patrones obtenidos, que incluyen los picos {111, 200, 220} de la austenita y {200, 112, 022} de la ferrita, utilizando los programas X'Pert HighScore, X'Pert Data Viewer y Powder Cell (PCW) 2.4.

3.7. Ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron en una máquina de ensayos universal Mohr & Federhaff, de 40 toneladas de capacidad. Se obtuvieron las propiedades de resistencia y ductilidad del material, mediante ensayos de tracción, que fueron realizados de acuerdo a la norma ASTM E8 M.

Se utilizaron probetas cilíndricas. La norma ASTM E8 M sugiere fabricar las probetas según el plano de la Figura 3.4 a). En este caso se respetaron todas las dimensiones cilíndricas, sin embargo, las dimensiones longitudinales variaron un poco. Las probetas fueron mecanizadas con sobreespesor y en la condición as-cast. Luego fueron tratadas térmicamente y, finalmente, se llevaron a sus dimensiones finales en una rectificadora cilíndrica de exteriores. Se fabricaron cuatro probetas de cada variante de material. Finalmente, en la Fig. 3.4 b) se observan las probetas terminadas.

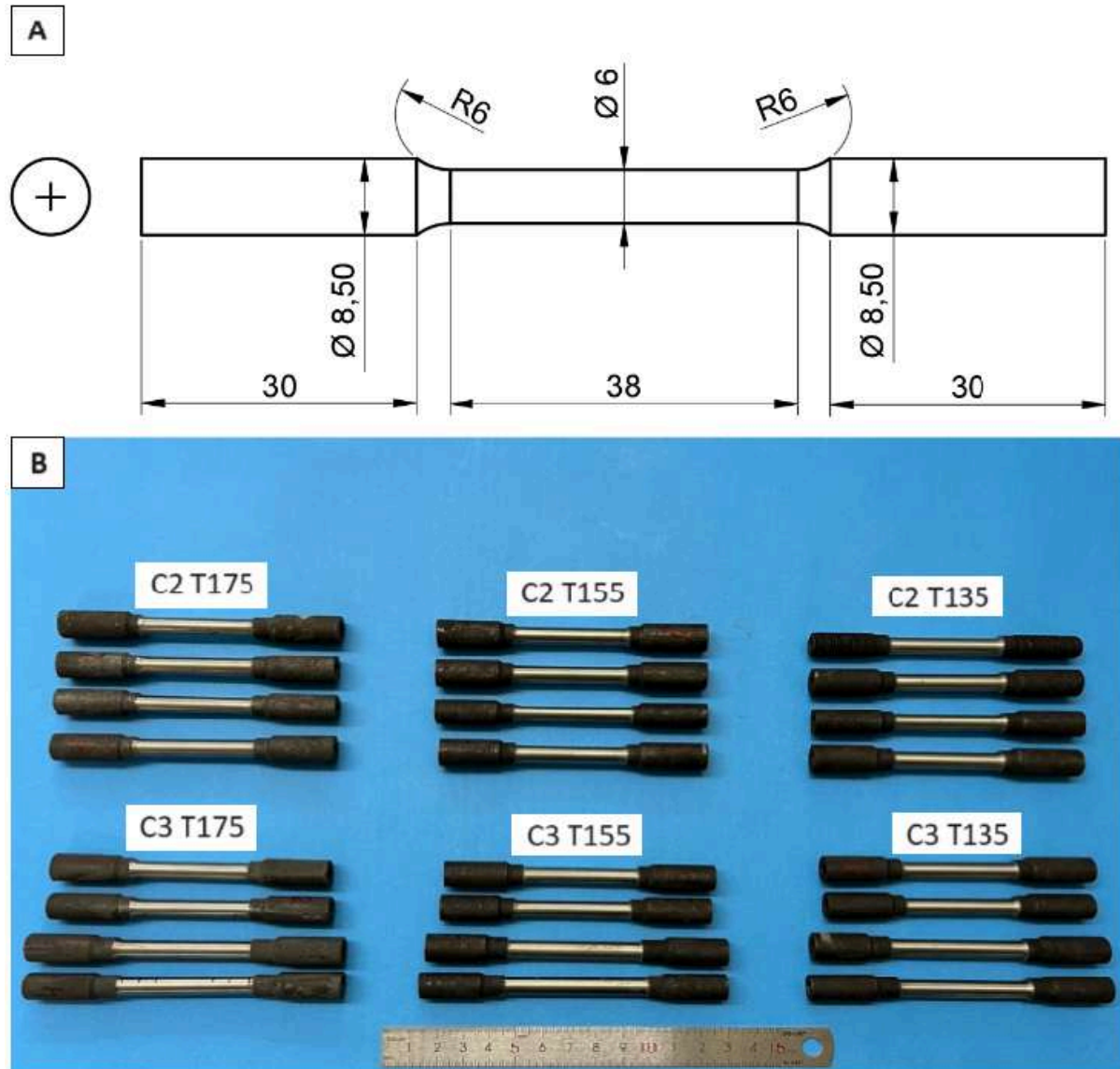


Figura 3.4: (A) Croquis de las probetas para ensayo de tracción.
 (B) Imagen de las probetas de tracción en su forma final.

Para el análisis de las superficies de fractura se utilizó una lupa binocular que permite evaluar superficies con magnificaciones entre 0,65X y 5X en la lente objetivo. Se realizó un corte transversal próximo a la superficie de fractura de una de

las probetas. Una de las caras internas obtenidas se analizó mediante microscopía óptica.

3.8. Ensayos de dureza

Se realizaron en un durómetro universal marca Ibertest, modelo DU-250, de acuerdo a la norma ASTM E18. Los valores reportados corresponden al promedio de 5 a 6 mediciones. Los ensayos fueron realizados empleando el método Rockwell en la escala C, HRC, que utiliza un penetrador cónico (120°) de diamante, con punta esférica de $200\ \mu\text{m}$ de diámetro y 150 kg de carga.

3.9. Ensayos de abrasión

Se utilizaron dos máquinas para ensayos diferentes, con el objetivo de evaluar la resistencia al desgaste por abrasión en dos tribosistemas que, por lo tanto, imponen una sollicitación distinta al material. Se utilizó el ensayo conocido como de rueda de goma y arena seca, considerado como de baja presión y con abrasivo de partículas redondeadas y, por otro lado, el ensayo pin on disk, considerado como de alta presión, que además utiliza papel abrasivo con partículas de geometría y ángulo de contacto que promueven el corte de material.

Los ensayos de abrasión se realizaron solo en el Acero 3, debido a la cantidad limitada de material disponible del Acero 2.

3.9.1. Ensayo con rueda de goma y arena seca (ASTM G65)

Este ensayo está descrito por la norma ASTM G65, Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus (Método de ensayo estándar para medir la abrasión, usando arena seca y rueda de goma), y su objetivo es medir la resistencia al desgaste abrasivo de los materiales, a través de la variación de peso de la probeta. Las probetas para el ensayo de rueda de goma y arena son rectangulares, cuyas medidas están normalizadas. En la Figura 3.6 se muestra la máquina utilizada para este trabajo. En este ensayo se utiliza arena quartzítica de granulometría 50/70, con aristas redondeadas. El caudal de arena se establece entre los 300 a 400 g/min.

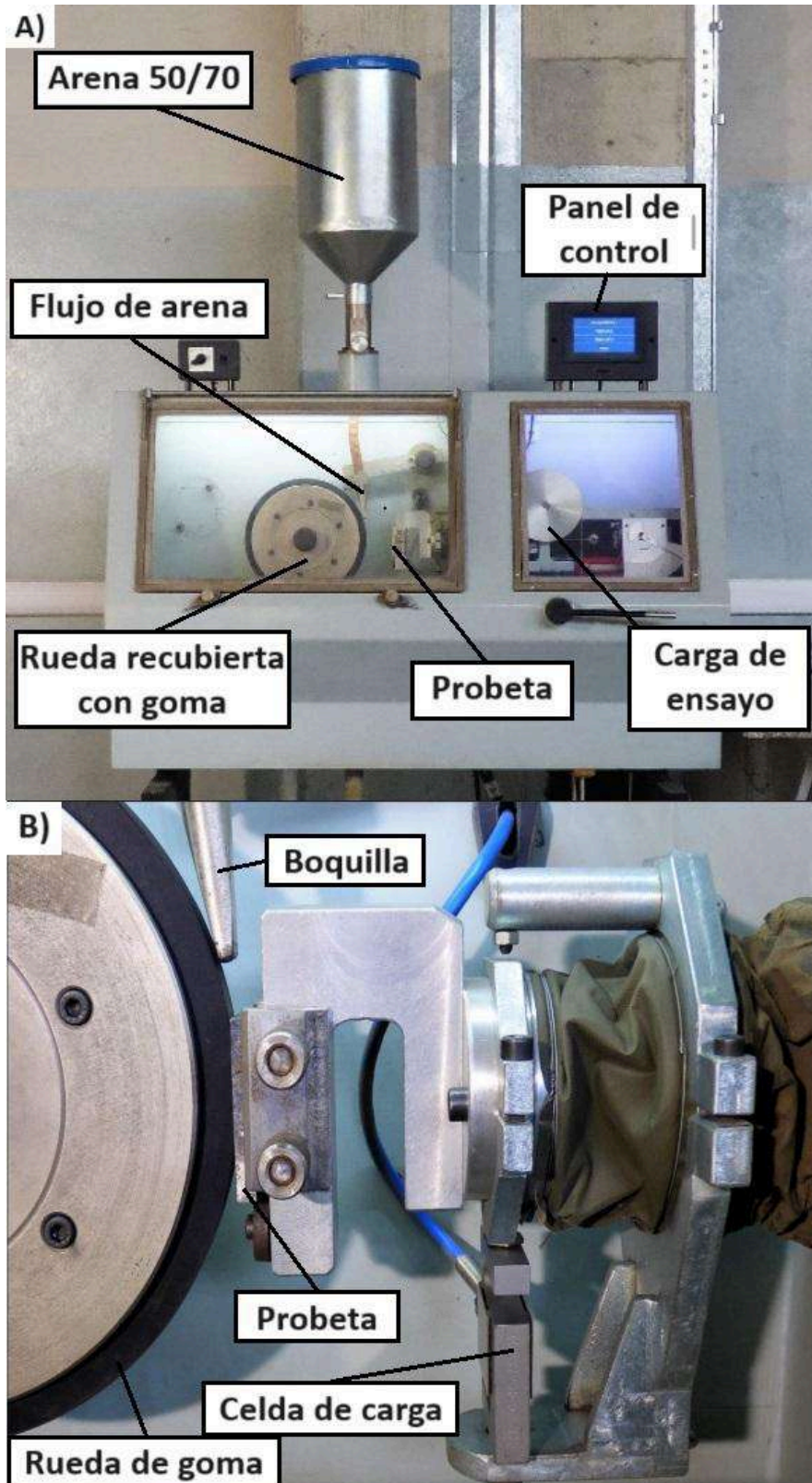


Figura 3.6: Máquina de ensayos de rueda de goma y arena y sus componentes principales.

La superficie de ensayo va de 20 a 25 mm de ancho, el largo de 60 a 75 mm y el espesor entre 3 y 12 mm, de acuerdo al esquema de la Figura 3.7.

El desgaste se analizó midiendo la variación de peso de la probeta. Se utilizó una balanza analítica con una apreciación de 0,0001 g.

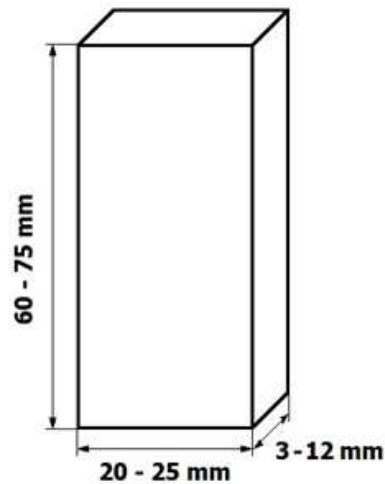


Figura 3.7: Esquema probeta normalizada para ensayo ASTM G65.

3.9.2. Ensayo Pin on Disk (ASTM G99)

El ensayo *pin on disk* está descrito por la norma ASTM G99, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus (Método estándar para ensayo de desgaste con máquina Pin-on-disk) y se utiliza para determinar el desgaste por deslizamiento de materiales. La Figura 3.5 muestra la máquina utilizada, disponible en el laboratorio del Grupo Tribología de la Facultad de Ingeniería. Tiene un disco de 200 mm de diámetro y permite aplicar una carga máxima de 200 N.

El ensayo pin on disk permite que el material estudiado sea el pin o el disco. En este caso, resultó conveniente que el material a ensayar sea el pin, por lo que se mecanizaron cilindros de 8 mm de diámetro y unos 50 mm de largo. Para promover la abrasión, el disco fue recubierto con papel abrasivo de carburo de silicio de grano 180. El disco giró a una velocidad angular de 114 rpm y la carga de ensayo fue de 4 kg.

Se realizaron seis ensayos por cada material, utilizando seis diámetros del disco (80, 100, 120, 140, 160 y 180 mm), respectivamente. La duración de cada ensayo fue acorde a una distancia deslizada de 100 m.

El desgaste se analizó midiendo la variación de peso de la probeta, con una balanza analítica con una apreciación de 0,0001 g.

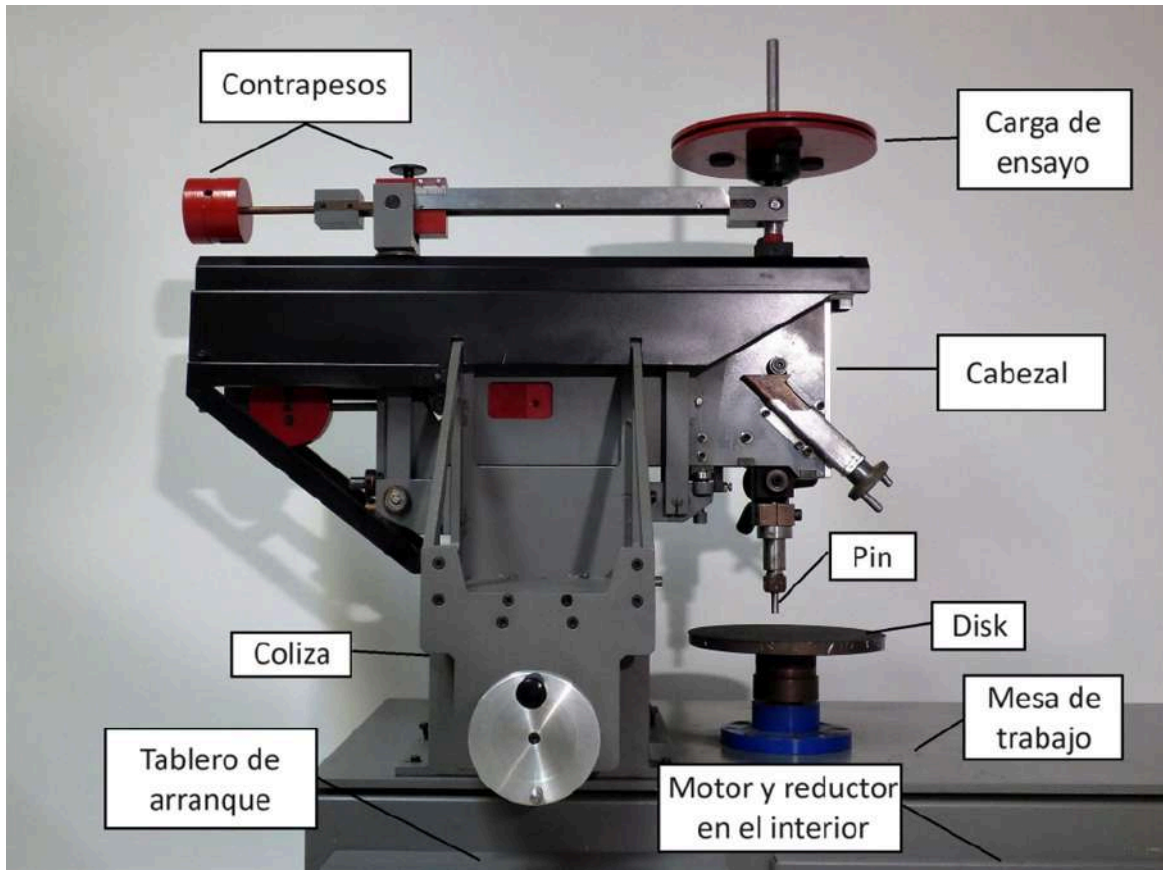


Figura 3.5: Máquina de ensayos pin on disk, mostrando los elementos principales.

3.9.3. Análisis de las huellas de desgaste

Las superficies se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido, para determinar qué micromecanismos actúan en cada tribosistema.

También se midió la cantidad de austenita retenida en las huellas de desgaste de probetas ASTM G65, para evaluar la cantidad de austenita transformada por efecto de la sollicitación mecánica.

4 Resultados y discusión

4.1 Análisis dilatométrico

4.1.1. Obtención de “ M_s ”

El análisis dilatométrico se realizó para los seis tratamientos térmicos estudiados, y permite relevar curvas como la de la Figura 4.1, para la variación relativa de longitud versus la temperatura, en un rango de temperaturas cercano al M_s esperado, cuyas singularidades permiten identificar M_s . En esta curva se observa que, inicialmente, la variación de relativa de longitud es prácticamente lineal (disminuye desde $T \approx 240$ °C), hasta que la linealidad de la curva se pierde (la probeta disminuye su longitud a menor velocidad), lo que sucede cuando comienza la transformación martensítica, ya que la misma está acompañada de un aumento de volumen del orden del 4 %. De esta manera se encuentra la temperatura $M_s \approx 203,6$ °C para el acero C2, Fig. 4.1.

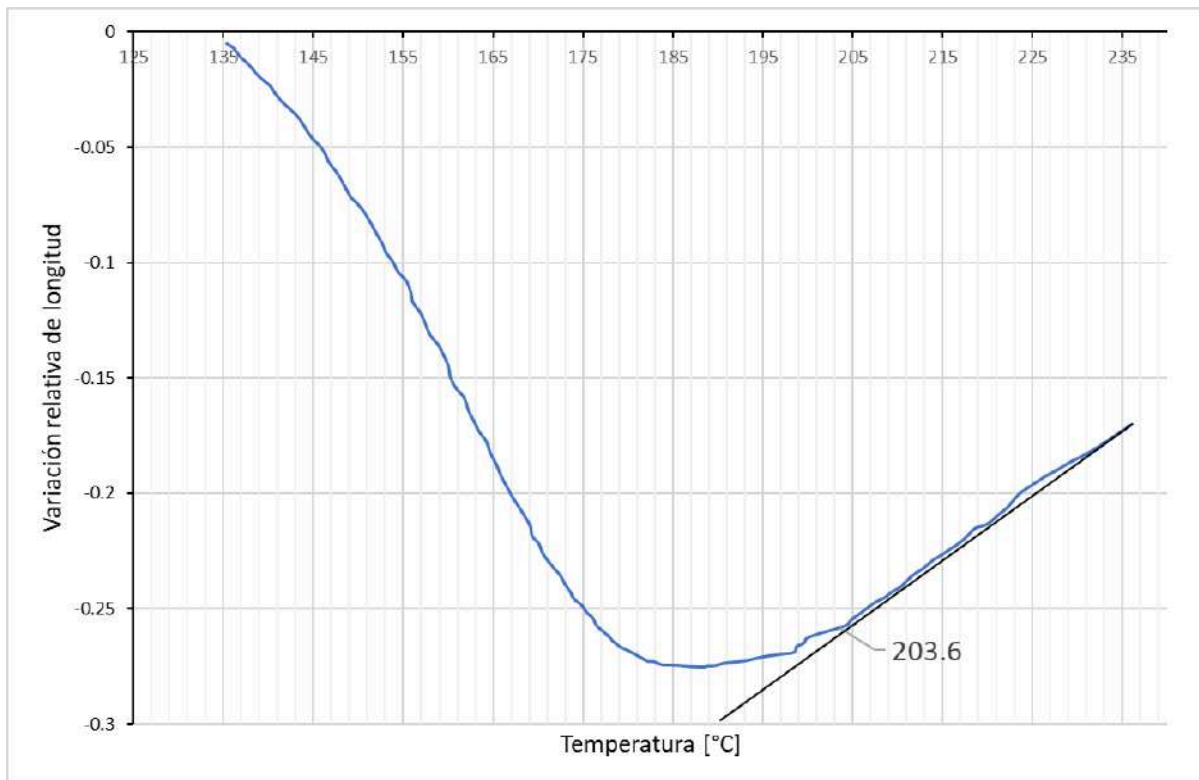


Figura 4.1: Inicio de transformación martensítica para el acero C2.

El análisis descrito es análogo para las otras 5 variantes de tratamiento térmico estudiadas. Los valores M_s correspondientes al acero C2 y C3 se listan en la Tabla 4.1.

Acero	Ms [°C]
C2	204
C3	240

Tabla 4.1: Listado de temperaturas de inicio de la transformación martensítica, M_s .

4.1.2. Temple

De lo anterior, surge que en el enfriamiento hasta la QT, se produce el inicio de la transformación martensítica a temperaturas inferiores a ~ 240 °C. La Figura 4.2 muestra la variación de longitud relativa versus el tiempo de mantenimiento en el temple, a $T \sim 135$ °C, donde se observa que la longitud de la muestra aumenta, por efecto del avance de la transformación, hasta estabilizarse en un valor $\sim 0,047$ a partir de un tiempo de ~ 3 s, significando el fin de la transformación a esta temperatura. Vale aclarar que la transformación martensítica no ocurre isotérmicamente, sino que durante este tiempo la temperatura de la probeta se homogeniza, razón por la cual se observa una variación de la longitud de las probetas.

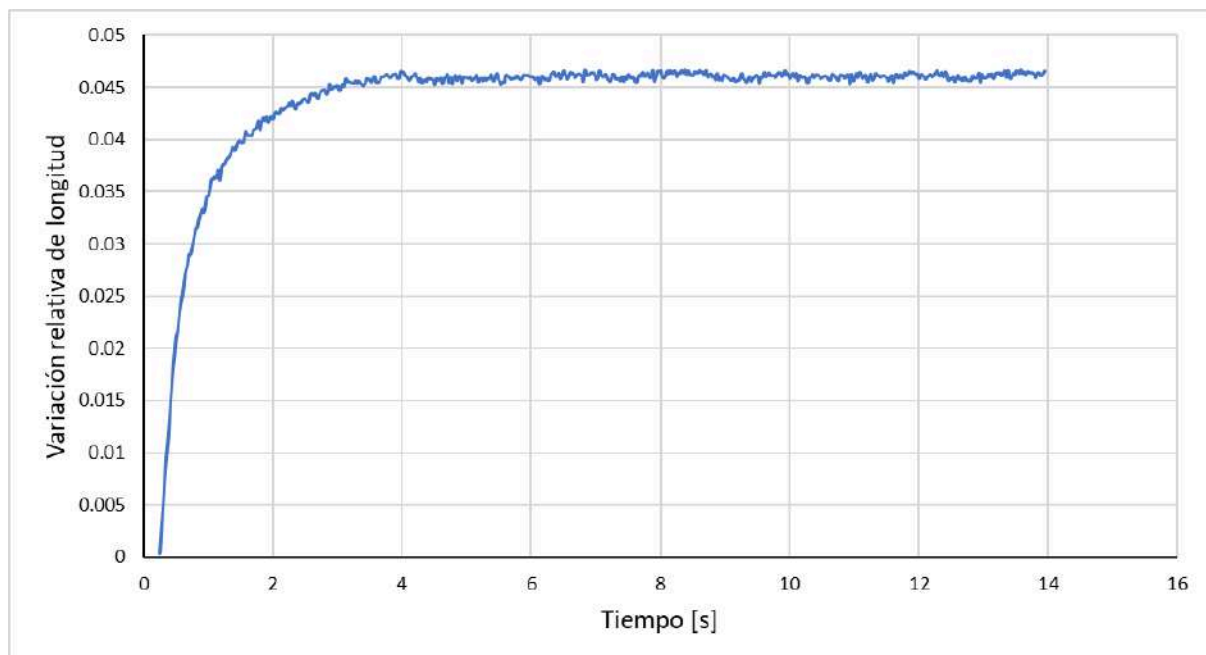


Figura 4.2: Dilatometría durante el temple de 15 s, a $T=135$ °C en el acero C2 T135.

4.1.3. Particionado

La dilatometría en el particionado a $T \sim 400$ °C, durante $t \sim 100$ s, se muestra en la Figura 4.3. En esta etapa se espera que el C de la martensita (α_M) migre hacia la austenita circundante. En el intervalo $t \sim 0$ a 5 s, la muestra aumenta su longitud por

efecto del aumento de la temperatura, hasta que la misma se homogeniza en toda la muestra. Luego, a partir de $t \approx 5$ s, la longitud disminuye levemente hasta el fin del período monitoreado, lo que puede estar relacionado con la pérdida de tetragonalidad (similar al revenido, pero sin formación de carburos) de la α_M y la formación de bainita durante el isotérmico a 400 °C. La variación de longitud durante el particionado fue advertida en todos los casos.

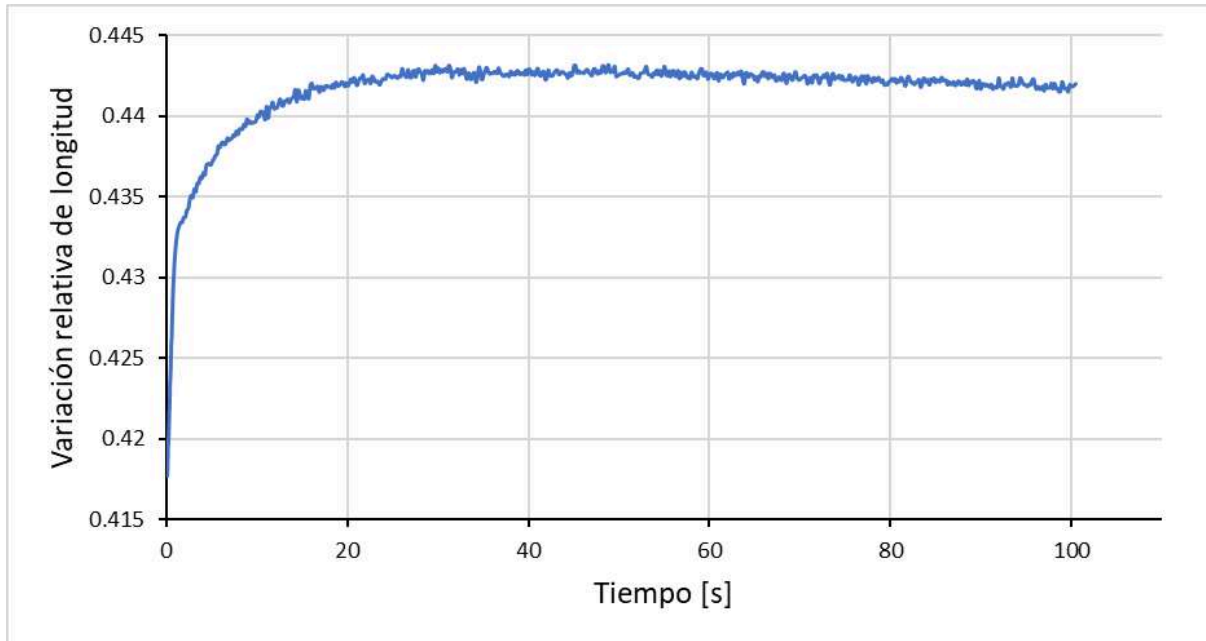


Figura 4.3: Dilatometría en el particionado a $T=400$ °C y $t=100$ s, en el acero C2 T135.

4.1.4. Enfriamiento final

El estudio dilatométrico finalizó con las mediciones durante el enfriamiento final, Figura 4.4, desde la temperatura de particionado (PT). La curva resultó una recta, de lo que se infiere que en este enfriamiento no se produce ninguna transformación.

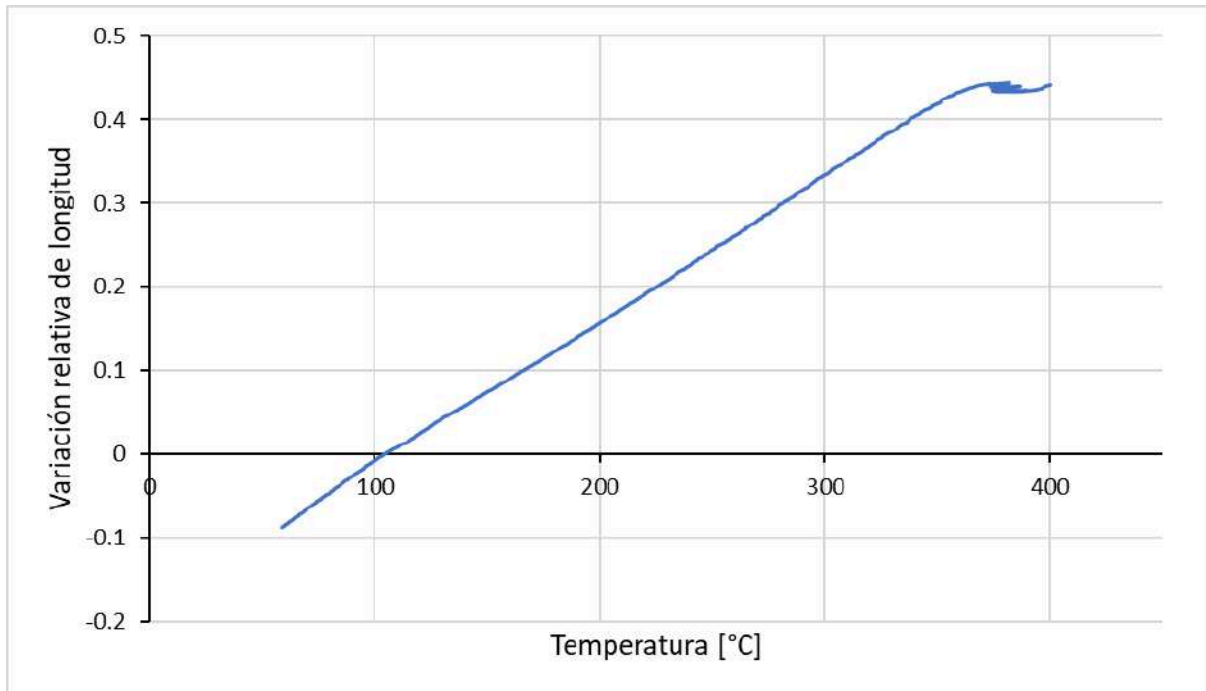


Figura 4.4: Dilatometría en el enfriamiento final, desde la PT.

La ausencia de transformaciones en el enfriamiento final, fue un comportamiento observado en todos los casos estudiados.

4.2. Análisis microestructural

4.2.1. Acero C2 T135

4.2.1.1. Microscopía óptica

La Figura 4.5 muestra la microestructura del acero C2 T135, con dos zonas bien diferenciadas, una oscura y otra clara. Se observa que la zona oscura posee un patrón dendrítico y, por lo tanto, corresponde al primer sólido o zona FTF (por first to freeze), mientras que la zona clara es la última zona en solidificar o LTF (por last to freeze).

En la zona LTF se observa una mayor proporción de austenita retenida (γ_R). En la zona FTF se ve lo que posiblemente es bainita formada en el momento del particionado, una transformación posible en esta etapa del tratamiento. Esta bainita crece a partir de la austenita no transformada durante el temple incompleto. La deformación en la interfase martensita/austenita (Martensita primaria, es decir, la formada en la etapa de temple) podría funcionar como punto de nucleación de la bainita.

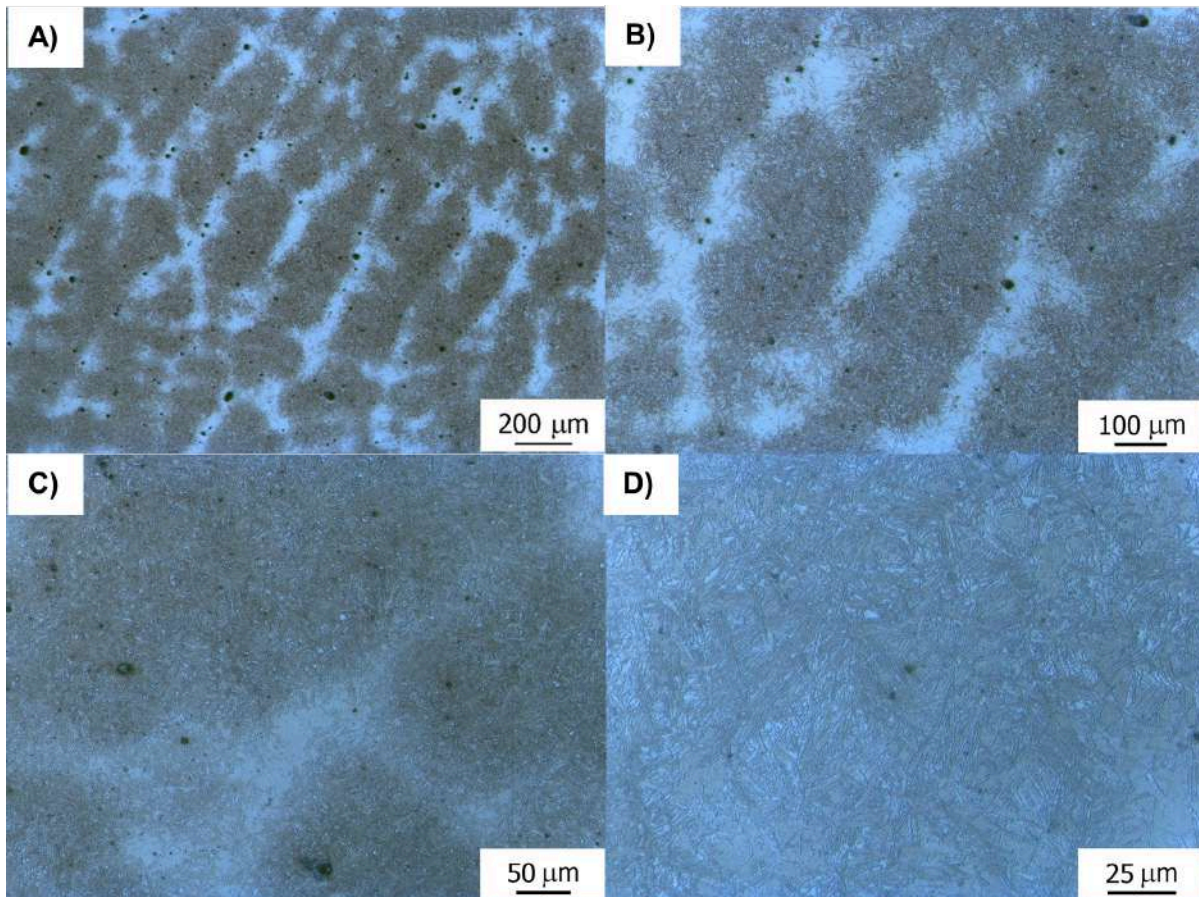


Figura 4.5: Microestructura del acero C2 T135.

4.2.1.2. Imágenes SEM

Las zonas FTF y LTF fueron analizadas mediante SEM. En la Figura 4.6 (a) y (b), se presentan las imágenes de la zona LTF, donde puede verse la presencia de la martensita particionada y γ_R . También se observan en la Fig 4.6 (b), precipitados o partículas blancas, los que fueron analizados mediante EDS, como se muestra más adelante.

En la zona FTF fue posible observar plumines de bainita, uno de ellos se ve destacado en la Fig 4.6 (c). Confirmando que la variación en la longitud en el momento del particionado (advertido en el ensayo de dilatometría), se debe a la aparición de esta fase. Además, se observan zonas en las que había austenita *blocky*, que en el último enfriamiento transformó en α_M . La austenita *blocky* corresponde a austenita sin transformar de gran tamaño, que puede diferenciarse de la austenita entre plumines de bainita o placas de martensita. Esta última afirmación no se corresponde con el análisis dilatométrico, esto puede deberse a la diferencia de condiciones en las que se realiza el ensayo de dilatometría, con las que se realiza el tratamiento en la planta piloto. O simplemente la cantidad de α_M formada en el último enfriamiento no es suficiente para verse reflejada en las curvas de dilatometría.

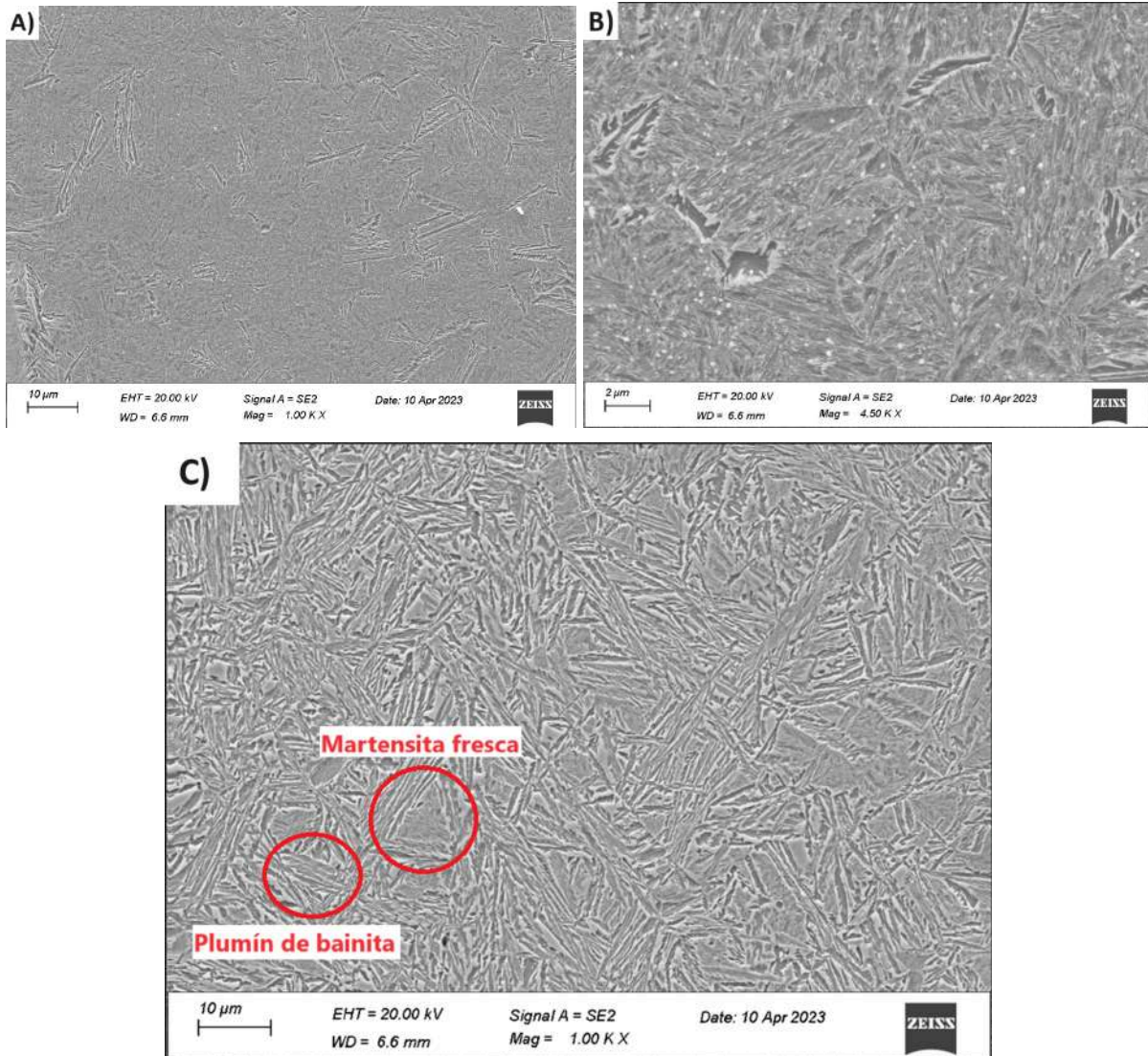


Figura 4.6: Imágenes SEM de C2 T135. a) y b) Zona LTF, c) Zona FTF.

4.2.1.3. EDS

Utilizando las técnicas SEM y EDS combinadas, se determinó la composición química de ambas zonas, Figura 4.7, observando que en la menos aleada (FTF) hay bainita, mientras que en la más aleada (LTF) hay más cantidad de α_M . Esta última afirmación es evidenciada en las imágenes SEM obtenidas de ambas zonas. Fig 4.6.

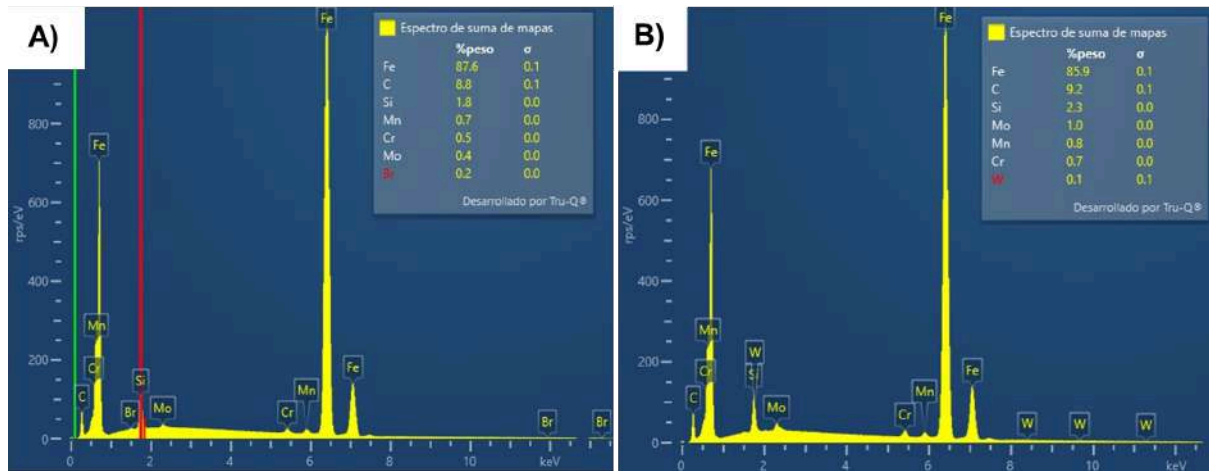


Figura 4.7: Diagrama de elementos presentes, (a) Zona FTF, (b) Zona LTF.

En la Tabla 4.2, se listan los elementos presentes en los precipitados observados en las imágenes SEM de la zona LTF. La cantidad de molibdeno podría indicar que lo que se observa son carburos de molibdeno.

Elemento	%Peso	σ
Fe	72,67	0,16
Mo	11,62	0,09
C	10,64	0,17
Si	3,25	0,03
Cr	0,83	0,03
Mn	0,70	0,03
Al	0,3	0,02

Tabla 4.2: Composición química de precipitados.

Mediante el análisis de EDS, no es posible medir correctamente la cantidad de carbono. Es por esto que los valores de carbono resultaron elevados.

4.2.2. Acero C2 T155

4.2.2.1. Microscopía óptica

La muestra C2 T155, Figura 4.8, presenta una microestructura similar a la C2 T135, donde también se distinguen las zonas FTF y LTF. A menores aumentos se nota el patrón de dendrítico de solidificación. A mayores aumentos se observan pequeñas

zonas blancas que corresponden a γ_R , un fondo color marrón claro que corresponde a α_M y, finalmente, bainita en un color marrón ligeramente más oscuro.

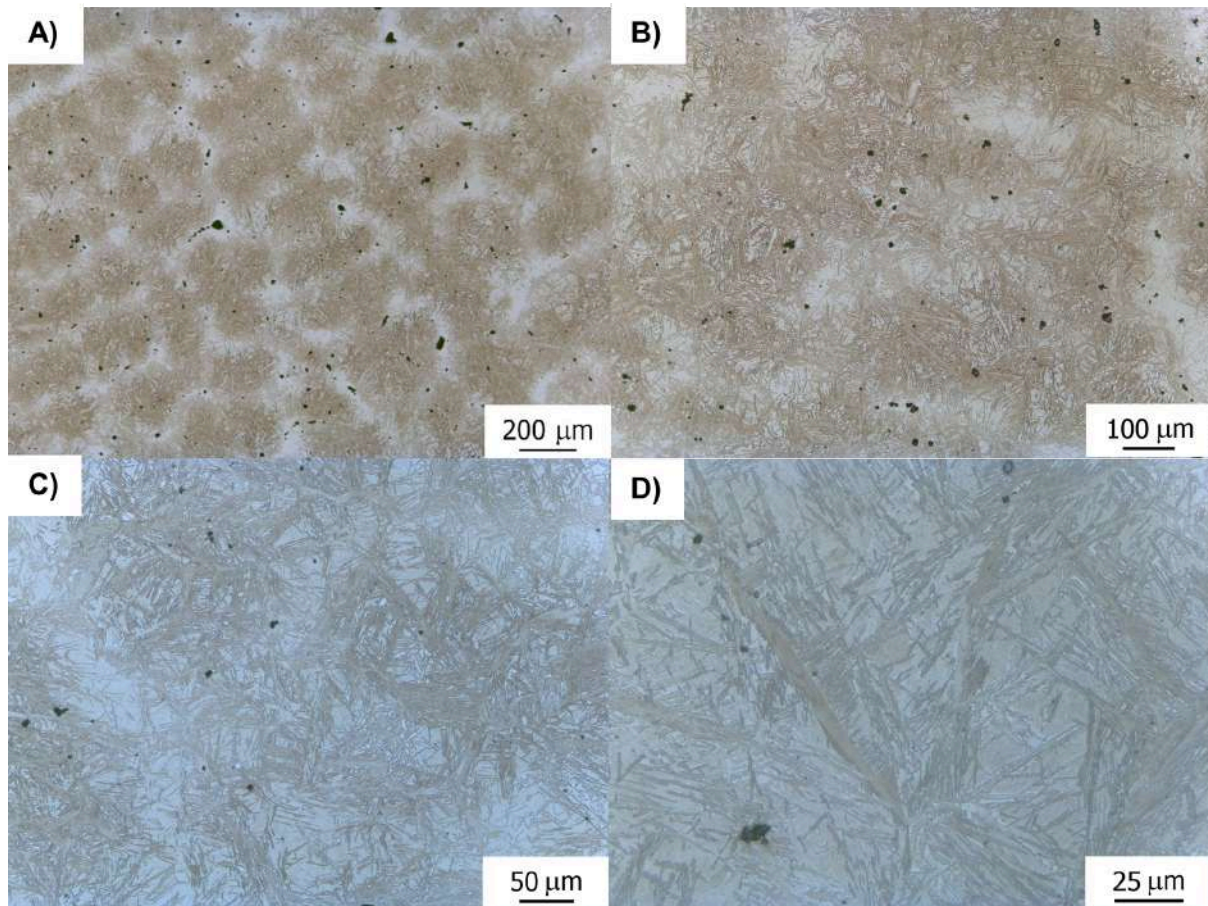


Figura 4.8: Microestructura del acero C2 T155.

4.2.2.2. Imágenes SEM

El análisis mediante imágenes se hizo de igual manera que para el acero C2 T135. Se analizaron la zona LTF y FTF. Se obtuvieron los mismos resultados.

En la zona LTF, es predominante la martensita particionada, y γ_R . En la Figura 4.9 (a) y (b), se presentan dos imágenes SEM a distintos aumentos. Hay presencia de lo que podría ser bainita, pero en una cantidad reducida, y también precipitados (partículas blancas en Fig. 4.9 (B)).

La microestructura observada mediante el SEM, de la zona FTF, muestra la presencia de mayor cantidad de bainita. Las imágenes están presentadas en la Fig. 4.9 (c) y (d).

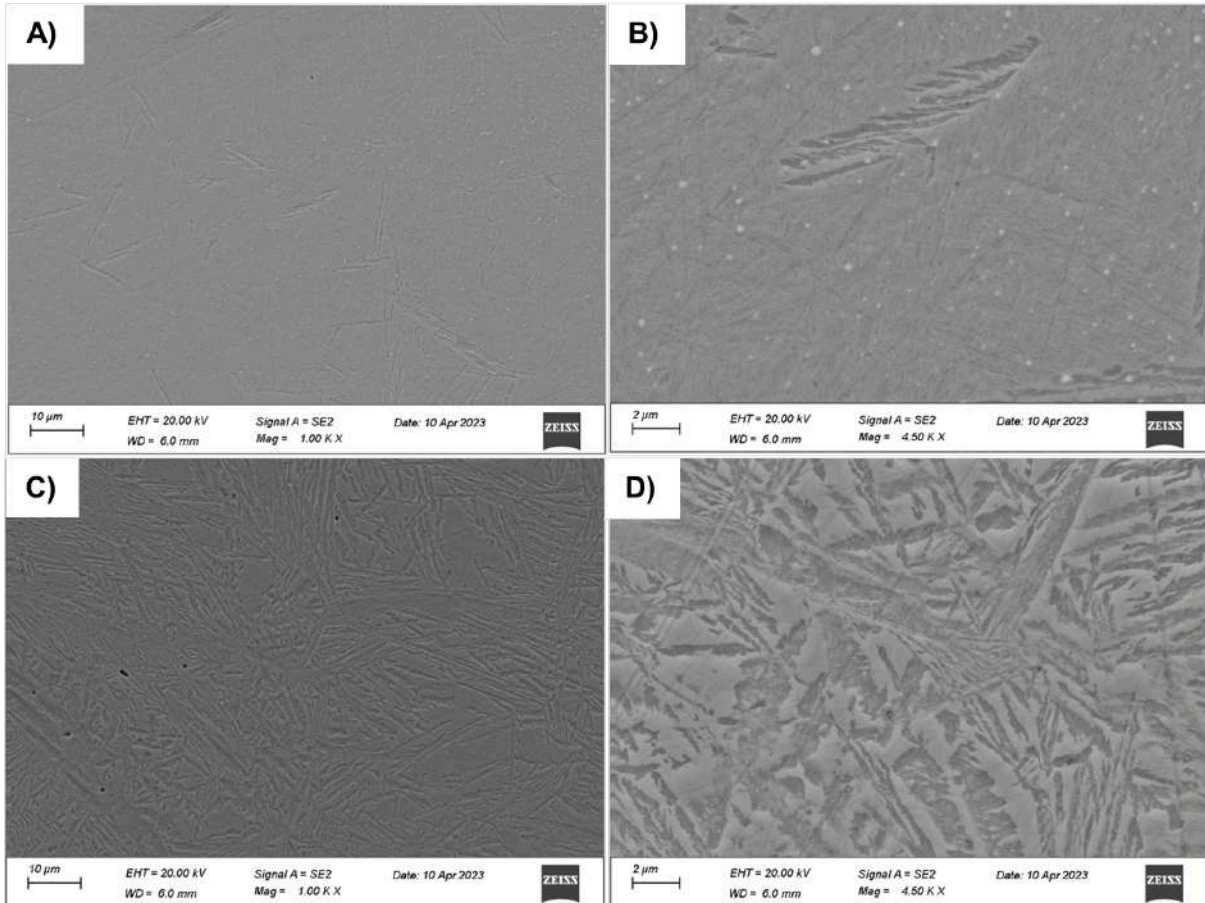


Figura 4.9: Imágenes SEM de C2 T155. (a) y (b) Zona LTF. (c) y (d) Zona FTF.

4.2.2.3. EDS

El análisis de EDS se presenta en la Figura 4.10. Pudo verse que comparado con la zona LTF, Fig. 4.10 (a), la zona FTF tiene una cantidad de aleantes menor, tabla de la Fig. 4.10 (b).

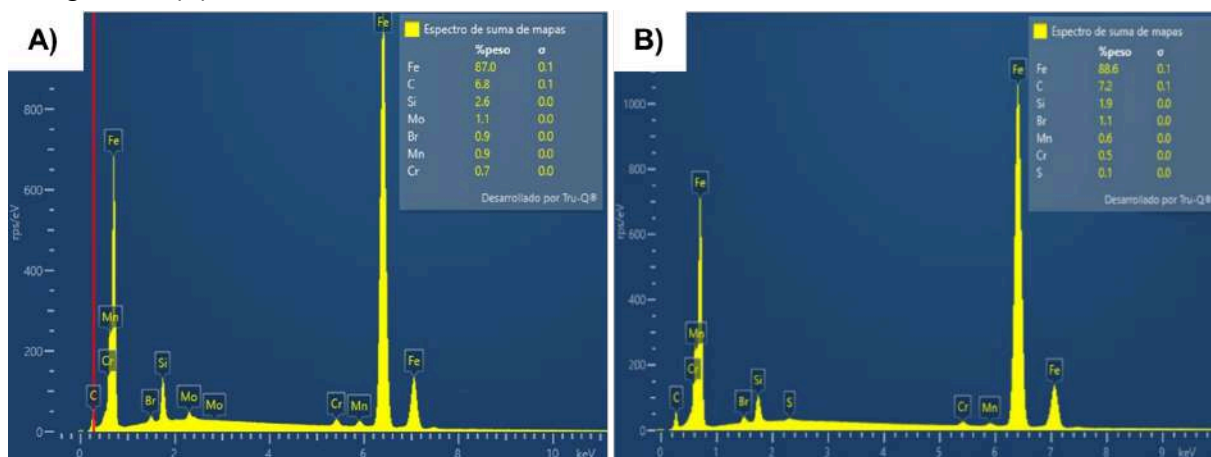


Figura 4.10: Diagrama de elementos presentes, a) Zona LTF, b) Zona FTF.

En la zona LTF se observa que la transformación martensítica es la predominante, además de la cantidad de aleantes. En la zona FTF, se observó una gran cantidad de bainita.

4.2.3. Acero C2 T175

4.2.3.1. Microscopía óptica

La misma situación que en los dos tratamientos anteriores se presenta en el acero C2 T175, y se observa en la Figura 4.11 A) - D). Sin embargo, a mayor magnificación, puede verse que sobre la zona LTF también hubo un gran avance de la transformación bainítica. Podría deberse a que al realizar el temple a una temperatura mayor, es menor la cantidad de α_M formada, dejando más γ_R . Las manchas negras en el acero podrían corresponder a microporos y/o cavidades de contracción, es decir, lugares donde se generó un hueco debido a gases atrapados, o a la falta de líquido en la solidificación respectivamente.

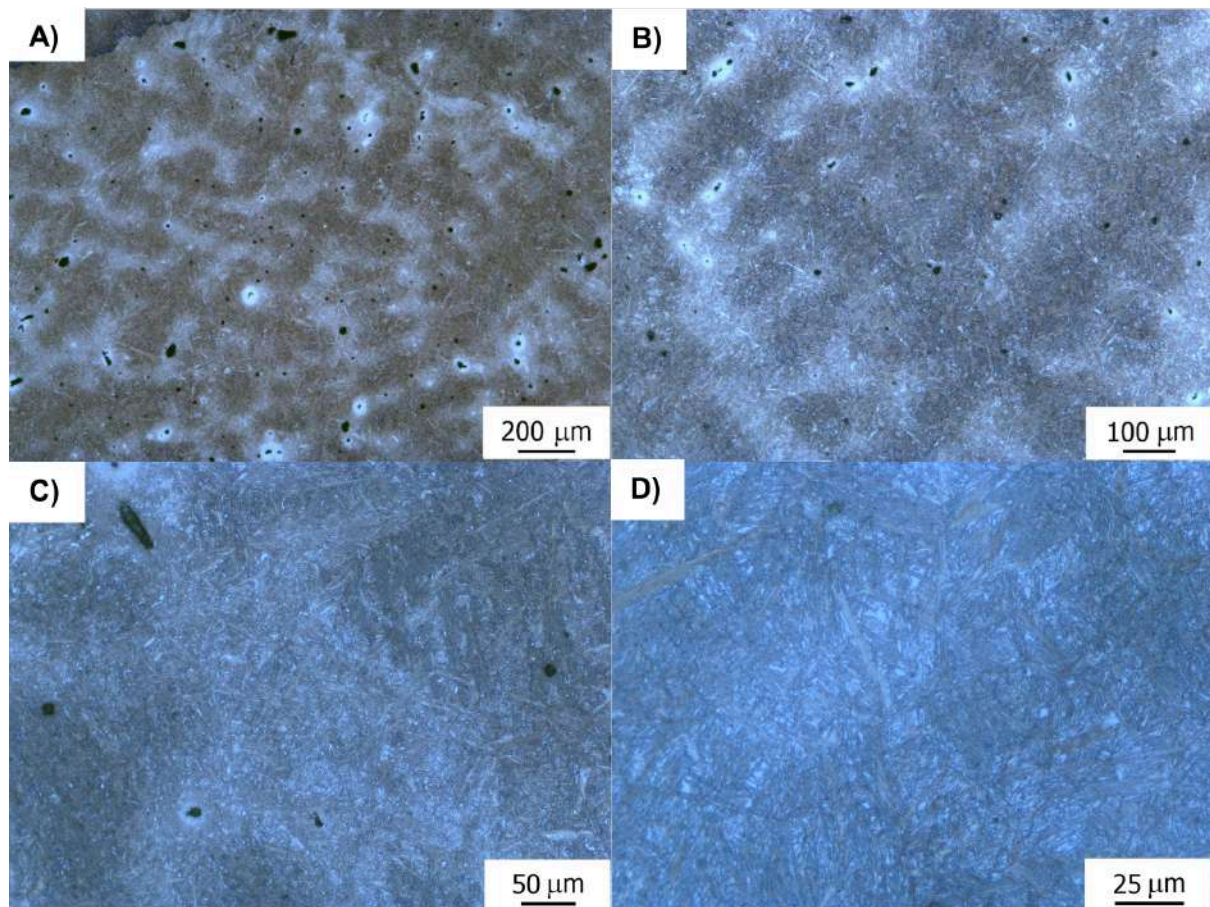


Figura 4.11: Microestructura del acero C2 T175.

4.2.3.2. Imágenes SEM

En la Figura 4.12, se presentan las imágenes SEM de las zonas clara (LTF) y oscura (FTF). Se observó que ambas zonas son muy similares entre sí, con mucha presencia de bainita. Confirmando lo que fue mencionado anteriormente, sobre el mayor avance de la transformación bainítica en la zona LTF.

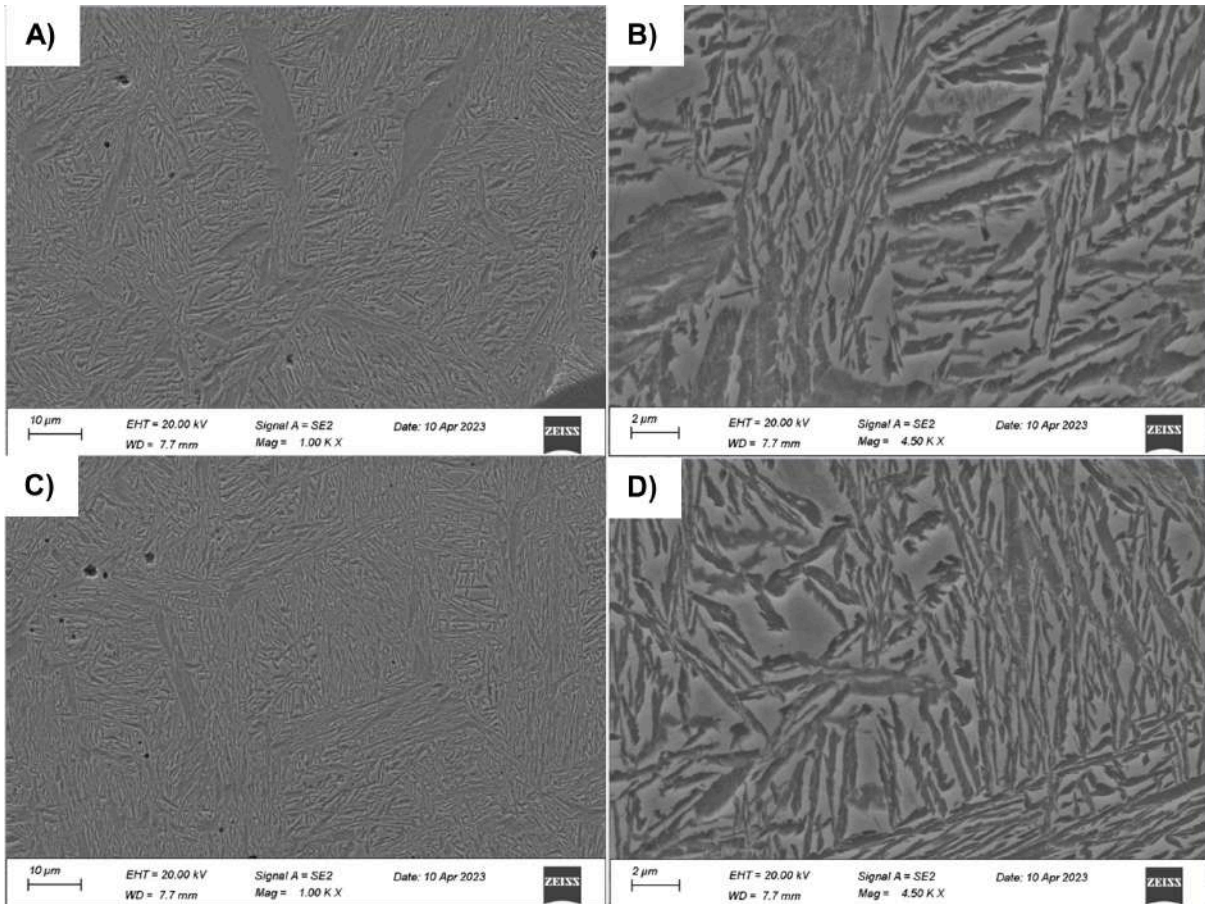


Figura 4.12: Imágenes SEM de C2 T175. (a) y (b) Zona LTF. (c) y (d) Zona FTF.

4.2.3.3. EDS

Mediante el análisis de EDS de ambas zonas, pudo verse que la composición de ambas zonas es muy parecida. Figura 4.13.

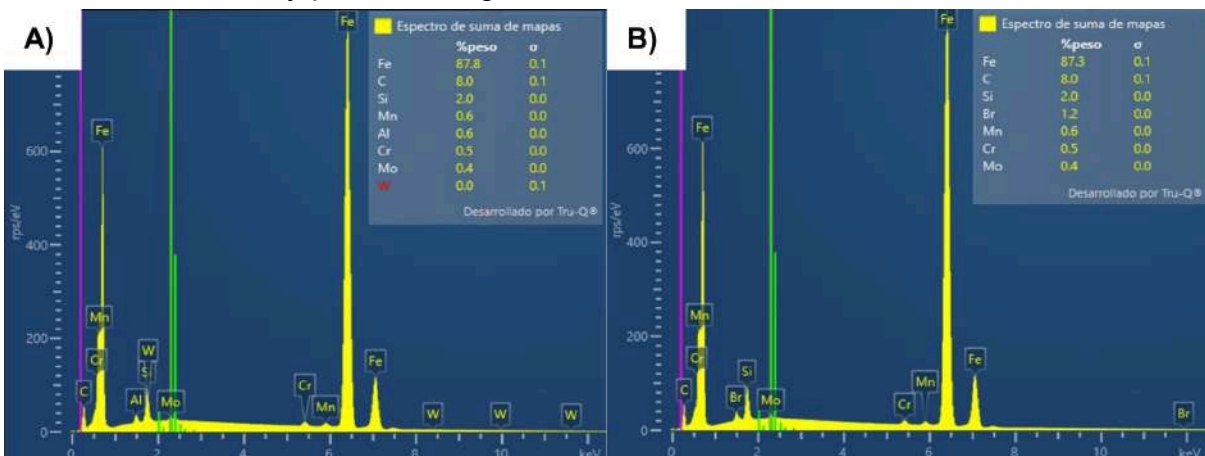


Figura 4.13: Diagrama de elementos presentes en C2 T175, (a) Zona LTF, (b) Zona FTF.

4.2.4. Acero C3 T135

4.2.4.1. Microscopía óptica

Esta variante de acero, tiene un comportamiento similar al del acero C2. Presenta dos zonas claramente marcadas. A diferencia de la otra variante de material, en esta temperatura la zona LTF existe en menor proporción. Se observó γ_R de mayor tamaño, fácilmente reconocible por la falta de coloración, puede verse color blanca. Figura 4.14.

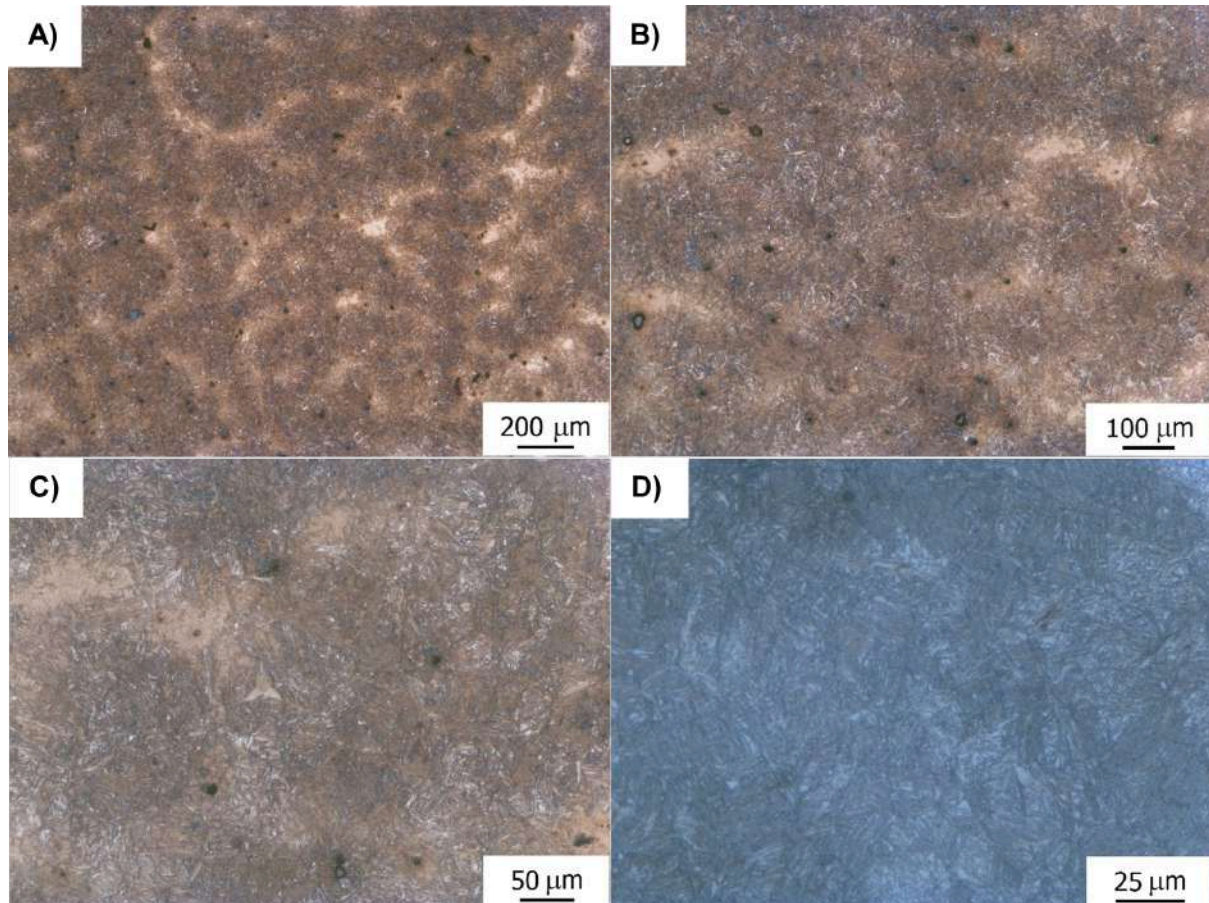


Figura 4.14: Microestructura del acero C3 T135.

4.2.4.2. Imágenes SEM

En la zona LTF, Figura 4.15 (a) y (b), se observó la presencia de bainita en una proporción muy baja y la presencia de precipitados. Pueden observarse en la Fig. 4.15 (a) las microindentaciones utilizadas para delimitar las dos zonas. En la zona FTF se vió un gran avance de la transformación bainítica.

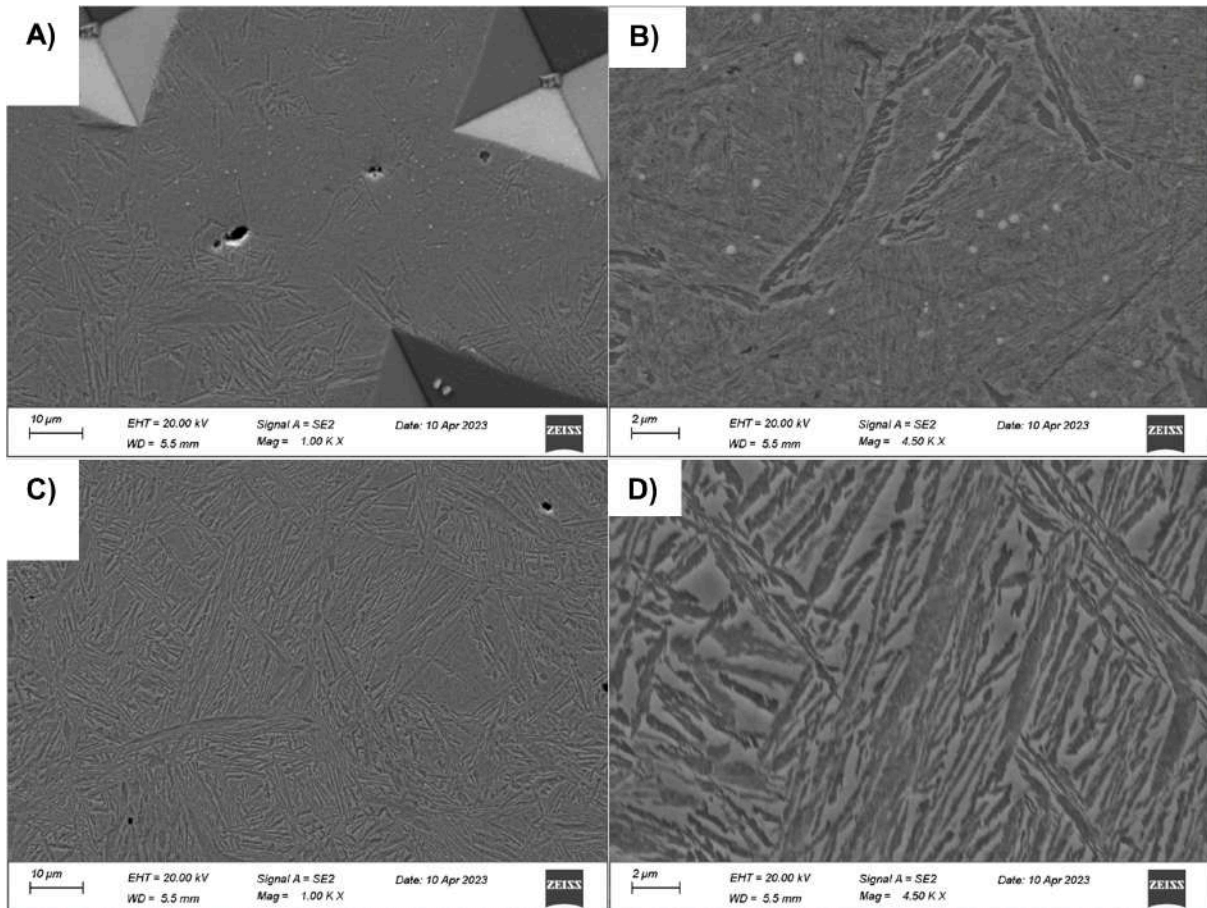


Figura 4.15: Imágenes SEM de C3 T135. (a) y (b) Zona LTF. (c) y (d) Zona FTF.

4.2.4.3. EDS

En el análisis de EDS, se observó el mismo comportamiento que en las otras variantes, donde la zona LTF presenta una mayor cantidad de elementos de aleación. Figura 4.16.

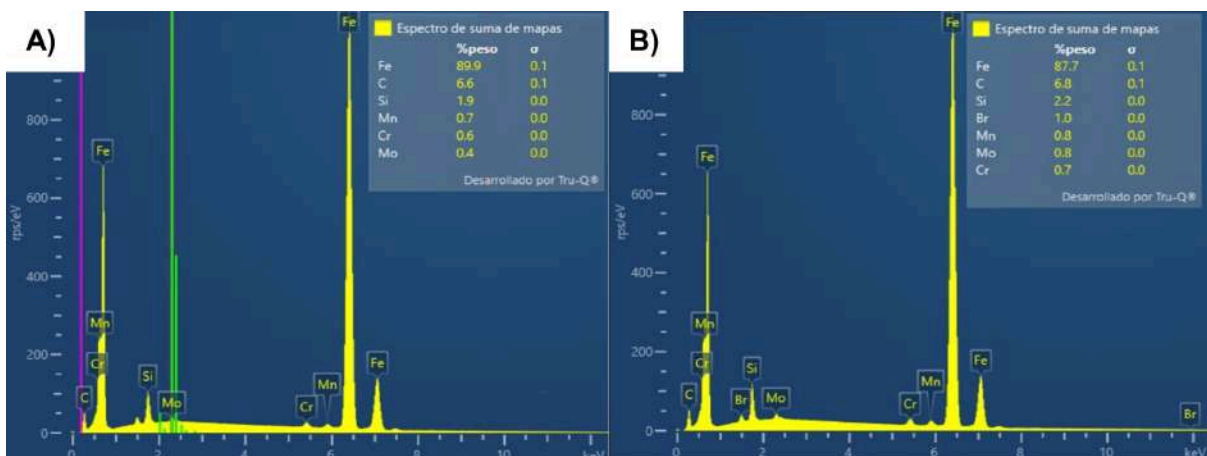


Figura 4.16: Diagrama de elementos presentes. (a) Zona FTF, (b) ZonaLTF.

4.2.5. Acero C3 T155

4.2.5.1. Microscopía óptica

Para este tratamiento sigue siendo posible denotar un patrón dendrítico, evidenciado por el avance de diferentes transformaciones. A mayores aumentos, también es posible ver la γ_R en blanco. Además, como se observó anteriormente en el acero C3 T135, la zona LTF tiene menor proporción que la zona FTF, comparado con el acero C2. Figura 4.17.

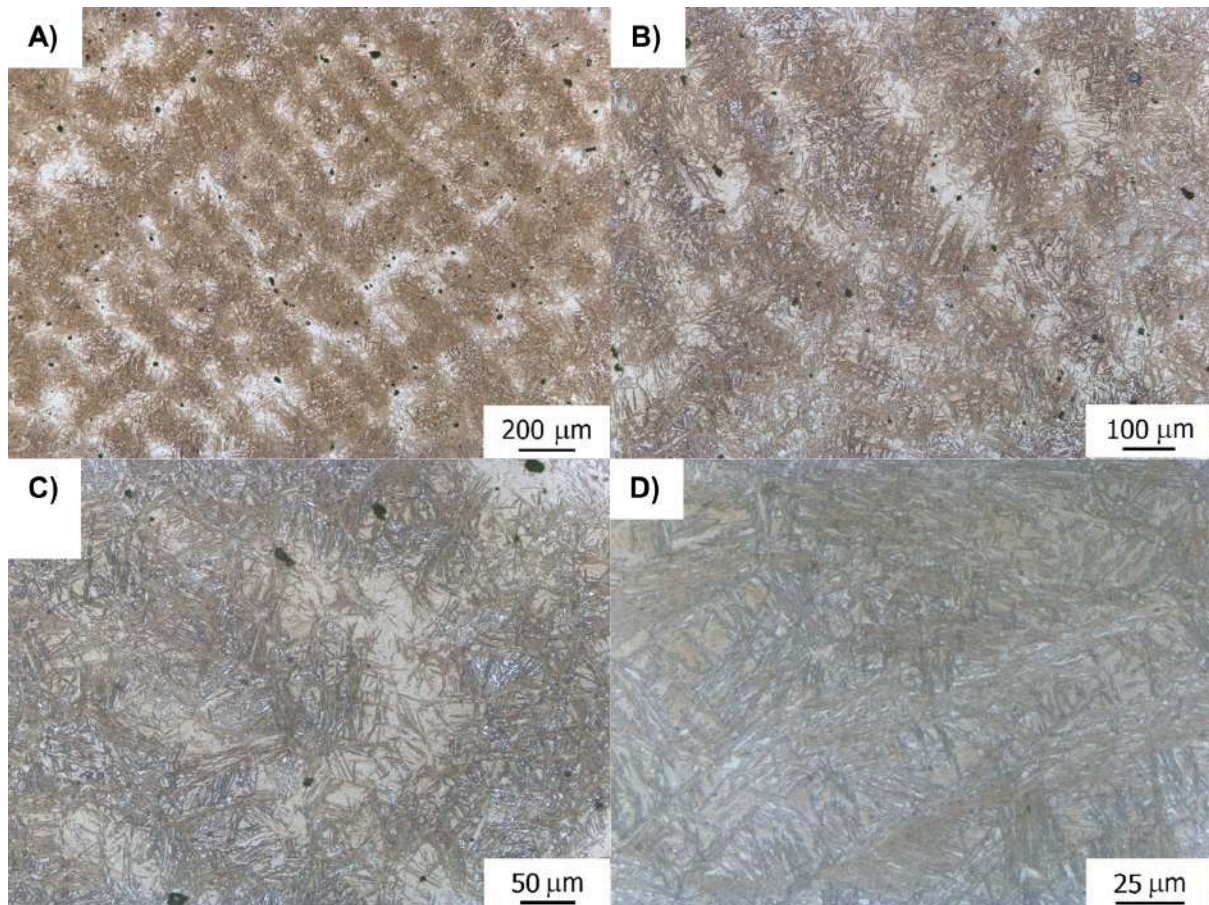


Figura 4.17: Microestructura del acero C3 T155.

4.2.5.2. Imágenes SEM

En la Figura 4.18 (a) y (b) se observó un avance reducido de la transformación bainítica sobre la zona LTF. También fue posible observar los precipitados en la zona LTF. La zona FTF, presentada en la Fig. 4.18 (c) y (d) se vió una gran cantidad de bainita.

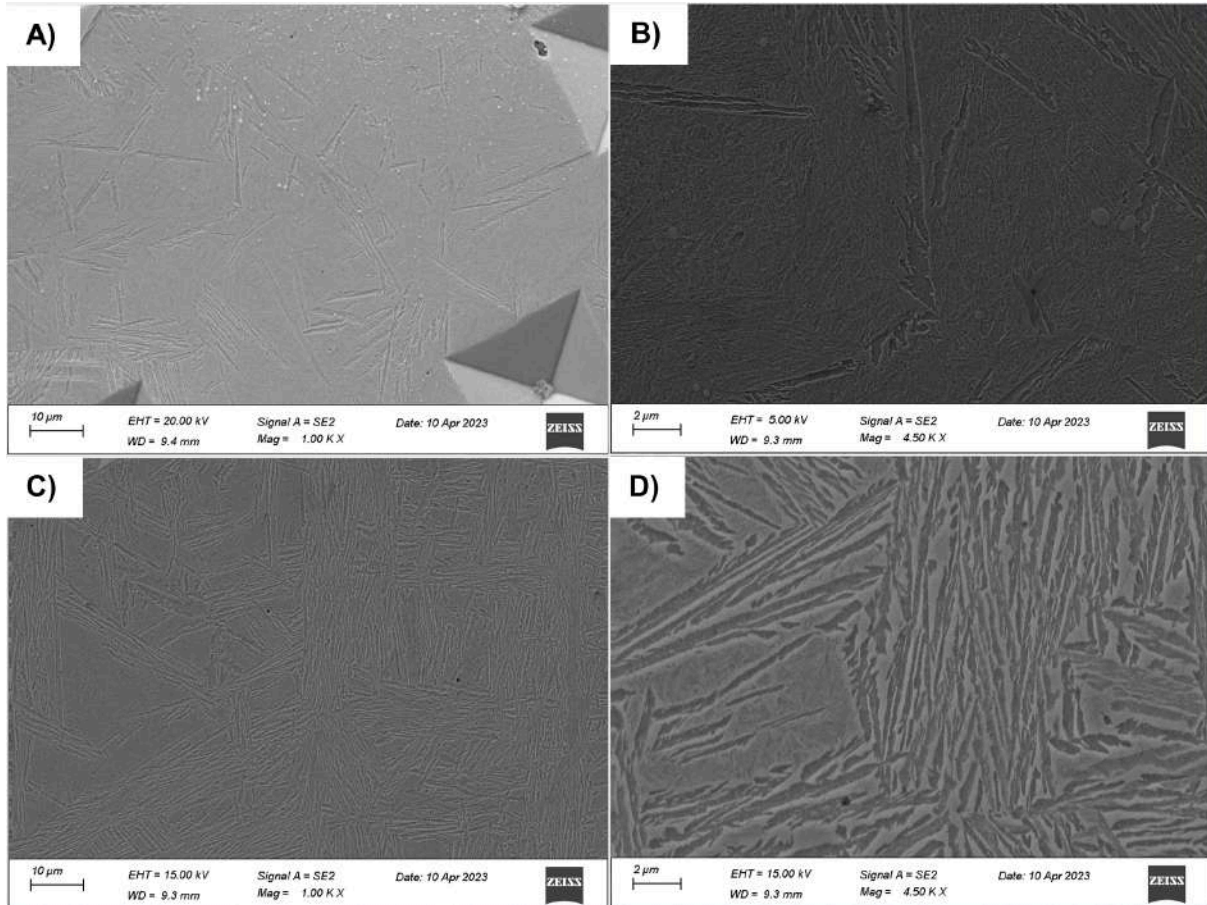


Figura 4.18: Imágenes SEM de C3 T155. (a) y (b) Zona LTF. (c) y (d) Zona FTF.

4.2.5.3. EDS

En el análisis de EDS, se observó que todos los elementos de aleación, se encuentran en mayor porcentaje en la zona LTF. Figura 4.19.

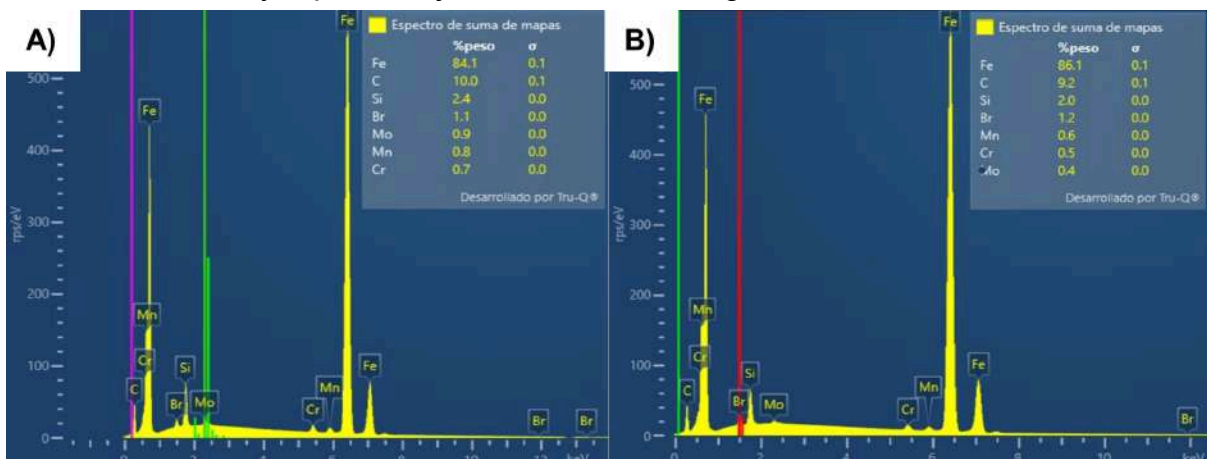


Figura 4.19: Diagrama de elementos presentes. (a) Zona LTF. (b) Zona FTF.

4.2.6. Acero C3 T175

4.2.6.1. Microscopía óptica

Para este acero vemos una microestructura que difiere de todos los casos anteriores. No están claras las zonas LTF y FTF. También pueden verse zonas donde hay manchas blancas, algunas sobre lo que presuntamente son bordes de grano, que podrían corresponder a ferrita proeutectoide que precipitó debido al tiempo prolongado que estuvo en el aire a temperatura ambiente, en el trayecto del horno a las sales fundidas. Figura 4.20.

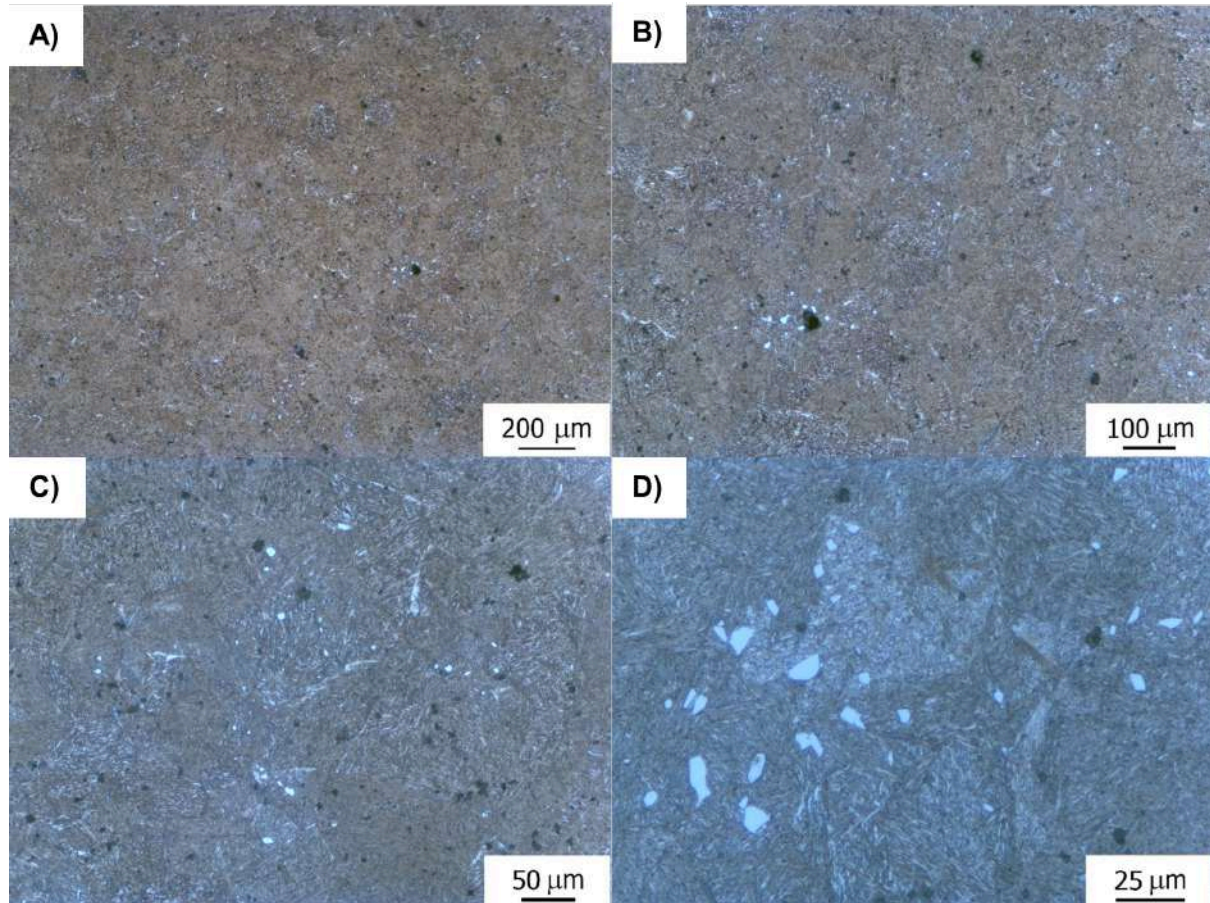


Figura 4.20: Microestructura del acero C3 T175.

4.2.6.2. Imágenes SEM

El análisis de imágenes SEM, se hizo en una zona aleatoria de la muestra, ante la imposibilidad de definir dos zonas como en los casos anteriores, Figura 4.21. En la Fig. 4.21 (b) se destaca lo que corresponde a ferrita proeutectoide.

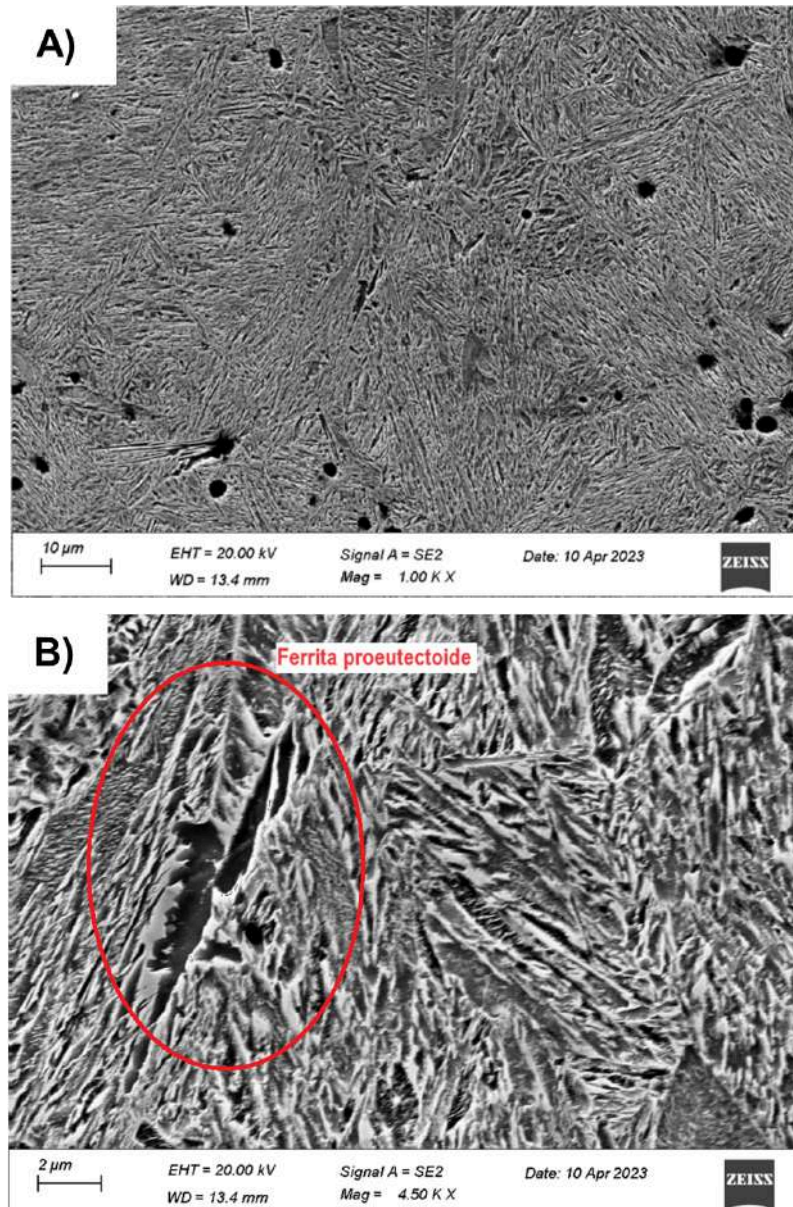


Figura 4.21: Imágenes SEM de C3 T175.

4.2.6.3. EDS

No se realizó análisis de EDS, ya que ante la homogeneidad de la microestructura, no fue posible identificar dos zonas donde comparar diferentes composiciones, como se mencionó anteriormente.

4.2.7. Discusión sobre el análisis metalográfico y dilatométrico

En la mayoría de las microestructuras se observó diferente avance de las transformaciones, tanto martensítica como bainítica, y también que las zonas donde predomina la transformación martensítica, es donde se encuentra mayor cantidad de elementos de aleación. Esto último lleva a pensar en porqué sucede esto. Considerando que para las dos zonas se supera la velocidad crítica de enfriamiento, la zona más aleada debería formar menos α_M en el temple, dejando más γ_R con

posibilidad de transformar en bainita. Los principales aleantes a tener en cuenta al analizar la variación de M_S en los aceros de este trabajo, son el carbono, cromo, níquel y molibdeno. Es conocido que a mayor contenido de estos aleantes, M_S se encuentra a menor temperatura, comparado con la zona de menor contenido de aleantes.

El valor de M_S puede calcularse a partir de fórmulas empíricas, que ponderan el efecto de los elementos de aleación, mediante el uso de factores que derivan del trabajo experimental. Utilizando la Ecuación 4.1, planteada por Andrews (1965), se observan dos cosas, la primera es que todos los factores que acompañan a los principales aleantes de los aceros utilizados, están restando. La segunda es que el factor para el carbono es “423”, esto significa que se necesita sólo 0,095 %C de variación en su contenido entre las distintas zonas, para obtener una diferencia de 40 °C en M_S . Por lo tanto, la inhomogeneidad en la composición química, podría ser la causa para las variaciones de M_S , y por lo tanto, el avance de las diferentes transformaciones. A raíz de esto, se plantearon dos posibles razones.

$$M_S [^\circ\text{C}] = 539 - 423 * C - 30,4 * Mn - 12,1 * Cr - 17,7 * Ni - 7,5 * Mo$$

Ecuación 4.1: Cálculo analítico de M_S .

El símbolo químico representa el porcentaje en peso del elemento.

La primera es asumir que los precipitados observados en las zonas LTF de cada microestructura son carburos de molibdeno, que podrían estar absorbiendo el carbono y el molibdeno, llevando a un aumento de M_S en la matriz. De esta manera, sería más factible la formación de mayor cantidad de martensita en la zona interdendrítica.

La segunda, es considerar cuál es la dirección del carbono al momento de la solidificación. Como se mencionó anteriormente, la cantidad de carbono presente en una zona, no es posible medirla mediante EDS. Es por esto que la proporción de C en las zonas LTF y FTF es una incógnita y es uno de los principales elementos a tener en cuenta a la hora de definir la temperatura de transformación martensítica. Hay estudios en los que se analiza la dirección de los elementos de aleación al momento de la solidificación, pudiendo encontrarse dentro o fuera de las dendritas, dependiendo de los elementos presentes en la aleación, y la cantidad en la que se encuentran. Por ejemplo, A. Basso et al. (2020) analizaron este fenómeno en un acero colado con 0.8 %C, 2.25 %Si, 1 %Mn y 1,1 %Cr, concluyendo que los elementos sustitucionales se encontraban en mayor proporción en las zonas interdendríticas, pero sin resultados del carbono. Podría ser que el C sea un elemento que se encuentre preferentemente dentro de las dendritas, llevando a que M_S en la zona interdendrítica sea mayor que en las zonas dendríticas, justificando la cantidad de α_M formada en las zonas con mayor contenido de aleantes.

Finalmente, se encontraron diferencias entre los resultados obtenidos mediante ensayos de dilatometría y el análisis mediante microscopía óptica de los distintos

tratamientos térmicos. La presencia de α_M en áreas donde previamente había austenita “blocky”, es evidencia que hubo transformación martensítica en el enfriamiento luego del particionado.

4.3. Cuantificación de fases mediante difracción de rayos X

En la Tabla 4.3, se listan los valores obtenidos en la cuantificación de fases mediante difracción de R-X. Se midió la cantidad de austenita (FCC), y la cantidad de ferrita (BCC) resulta de la diferencia. No se hizo una distinción entre α y α' (ambas de estructura BCC), debido a que la austenita es la fase de interés.

Acero	Austenita	Ferrita
C2 T135	20,9	79,1
C2 T155	28,4	71,6
C2 T175	30,7	69,3
C3 T135	28,5	71,5
C3 T155	27,4	72,6
C3 T175	8,9	91,1

Tabla 4.3: Cuantificación de fases, mediante difracción de R-X, ferrita, BCC y austenita, FCC.

La cantidad de γ_R en la muestra C3 T175 no se corresponde con los otros valores, debido a que el tratamiento no fue correctamente realizado, como se advierte del análisis metalográfico, donde se observó la presencia de ferrita proeutectoide.

4.4. Dureza

Los resultados de dureza se listan en la Tabla 4.4, mostrando que las distintas variantes de material poseen valores similares. No se observan diferencias entre las distintas coladas, y dentro de una misma colada solo se evidencia una muy pequeña diferencia, aumentando la dureza levemente con la QT. La muestra C3 T175, si bien posee menor cantidad de austenita retenida, como se vió en el punto 4.3, no afectó significativamente el valor de dureza.

Acero	Dureza	Dispersión
C2 T135	43	2
C2 T155	45	1
C2 T175	46	2

C3 T135	45	2
C3 T155	44	1
C3 T175	46	2

Tabla 4.4: Resultados de dureza de las mediciones individuales y su valor promedio.

4.5. Tracción

La Figura 4.22 muestra, a modo de ejemplo, la curva de tracción obtenida para una probeta del grupo C3 T175. En la región que representa el comportamiento con deformación plástica, se observa que aumenta en forma consistente, indicando que no hay estricción en la probeta. Esto se observó en todas las variantes ensayadas, no obstante, esta es la respuesta normal en un acero con 0,4 %C, colado y de alta resistencia.

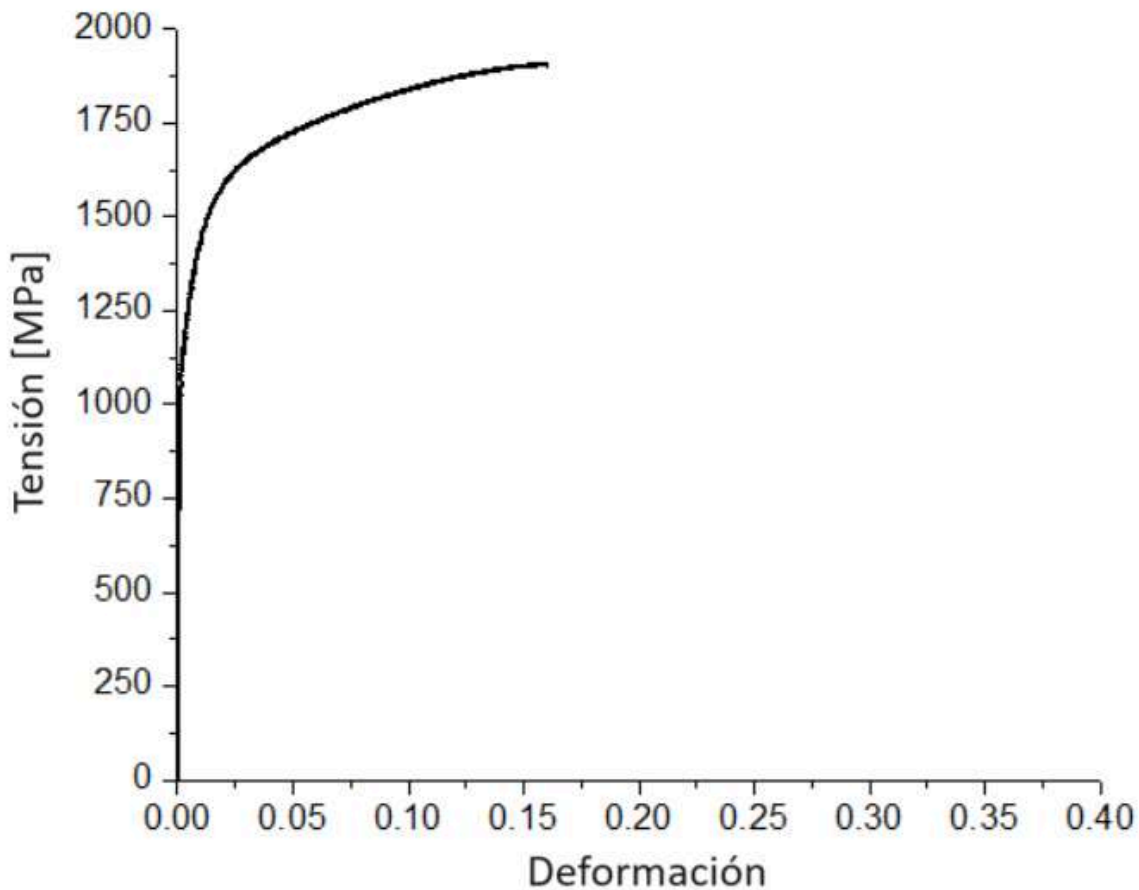


Figura 4.22: Curva del ensayo de tracción de la muestra C3 T175, probeta 4.

Los valores de $\sigma_{0,2}$, σ_{Rot} y δ se listan en la Tabla 4.5 para todas las probetas ensayadas. En los casos que $\sigma_{0,2}$ no se reporta, corresponde a probetas con defectos de colada (que se describen más adelante), donde $\sigma_{0,2}$ y σ_{Rot} coinciden, a la vez que, por el mismo motivo, la deformación a la rotura resultó muy baja. A excepción del acero C2 T135, en el resto de la variantes de tratamiento térmico

evaluadas, los resultados de probetas en las que no se pudo determinar $\sigma_{0,2}$, σ_{Rot} resultó baja, y lo mismo sucedió con la deformación a la rotura. El análisis posterior de las superficies de fractura mostró que esos resultados, son consistentes con la presencia de defectos de colada en el material, por ejemplo porosidad.

Acero	Muestra	$\sigma_{0,2}$ [MPa]	σ_{Rot} [MPa]	Def [%]
C2 T135	1	1300	1626	10.6
	2	1332	1585	8.3
	3	1240	1649	11.1
	4	1220	1580	8.6
C2 T155	1	-	680	1.5
	2	1307	1611	9.1
	3	1320	1689	11.1
	4	1334	1692	6.4
C2 T175	1	-	1479	3
	2	-	1001	3
	3	-	915	3.9
	4	-	1588	-
C3 T135	1	-	1384	2.1
	2	1240	1544	11.4
	3	1340	1647	14.9
	4	1190	1403	7.2
C3 T155	1	-	1141	3
	2	-	1485	2.4
	3	-	1272	2.4
	4	-	1535	7.2
C3 T175	1	1500	1736	5.9
	2	-	1683	0.9
	3	1450	1831	12
	4	1400	1888	14

Tabla 4.5: Resultados de los ensayos de tracción.

Descartando los valores influenciados por defectos del material, en ambos aceros, los resultados no muestran alguna tendencia en función de la temperatura de temple.

La Figura 4.23 muestra la superficie de fractura de una probeta C3 T155, en donde la zona más oscura revela la presencia de escoria y óxido de hierro. Denotando cavidades de contracción y/o frente frío. Aun cuando estos defectos disminuyen la resistencia y en particular la ductilidad del material, en varios casos se alcanzaron

valores de resistencia muy elevados, del orden de 1500 MPa y superiores, mostrando el potencial del material en una condición libre de defectos.



Figura 4.23: Superficie de fractura de una probeta C3 T155.

La Figura 4.24 (A) muestra un corte longitudinal (perpendicular a la superficie de fractura) para el análisis macroscópico mediante lupa binocular, mientras que la Fig. 4.24 (B) muestra la microscopía óptica sin ataque. En ambos casos se observan defectos de colada, como cavidades de contracción y frente frío, en un plano perpendicular al de la Figura 4.23.

Si bien los resultados dudosos de los ensayos de tracción pueden ser explicados por el análisis de las superficies de fractura, esto también permite observar que cuando no se presentan estos defectos, los valores alcanzados para $\sigma_{0,2}$, σ_{Rot} y δ son notoriamente elevados, alcanzando por ejemplo en la variante C3 T175, $\sigma_{0,2} = 1400$ MPa, $\sigma_{Rot} > 1800$ MPa y $\delta > 12$ %.

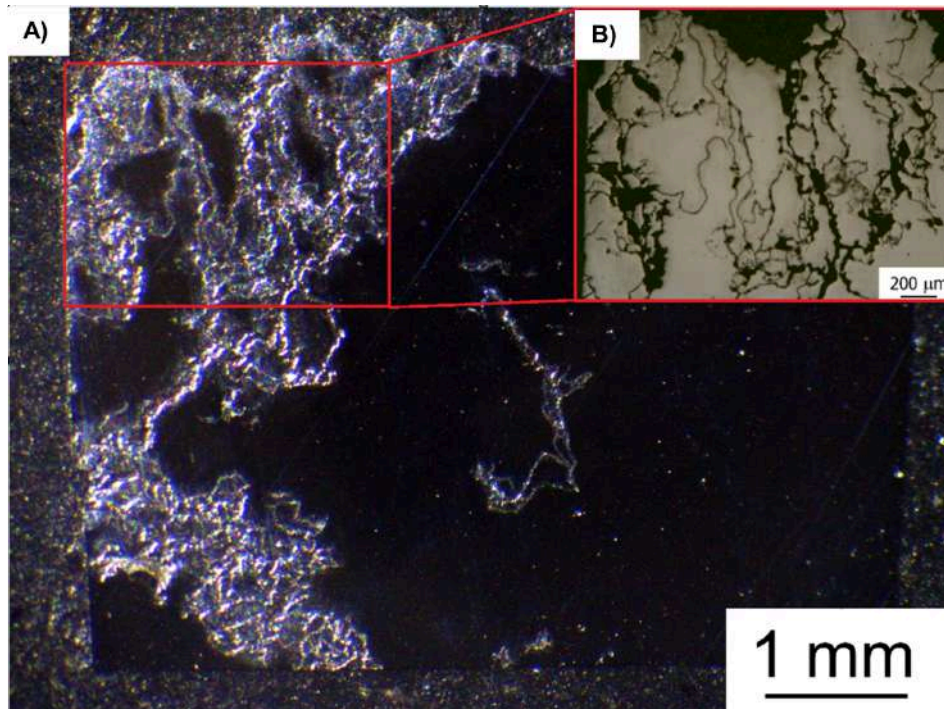


Figura 4.24: Superficie transversal de la probeta de C3 T155,
(A) macroestructura, (B) microscopia sin atacar.

4.5.1. Discusión

Finalizando el análisis de los resultados obtenidos, el acero con tratamiento Q&P demostró tener muy altas propiedades mecánicas, con una muy buena combinación resistencia/ductilidad. Esta característica abre un horizonte muy interesante de aplicaciones, para un tratamiento térmico que no requiere de nuevas inversiones en plantas de tratamiento térmico existentes.

4.6. Ensayos de Abrasión

4.6.1. Rueda de goma y arena seca (ASTM G65)

La Figura 4.25 muestra las probetas y sus huellas de desgaste, de las distintas variantes ensayadas, junto con una muestra correspondiente al material de referencia, el acero SAE 1010.



Figura 4.25: Probetas de la colada 3 después del ensayo de abrasión ASTM G65, mostrando las huellas de desgaste.

En la Figura 4.26 se observa un diagrama de barras con los resultados, obtenidos del promedio de 4 ensayos para cada variante de material. Los tres tratamientos presentan una resistencia a la abrasión muy similar, con diferencias que no pueden considerarse determinantes para establecer un ranking entre ellos.

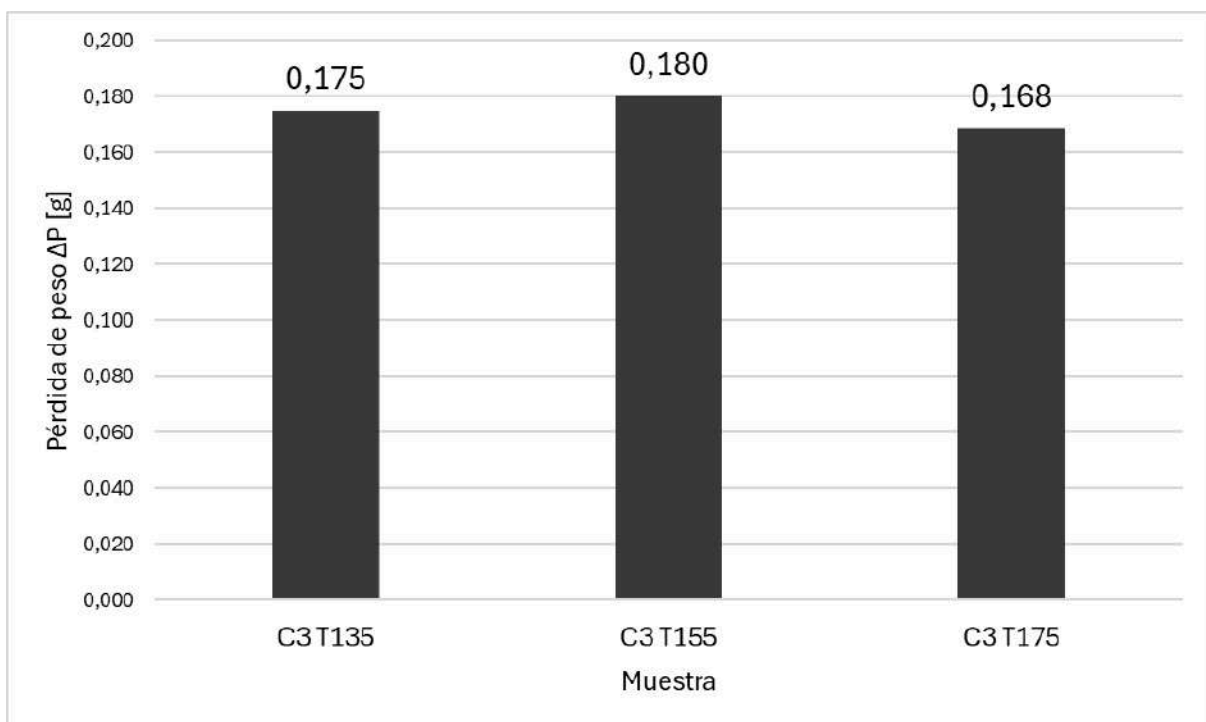


Figura 4.26: Pérdida de peso en el ensayo con rueda de goma y arena seca, ASTM G65.

Muestras C3 T135, C3 T155 y C3 T175.

Para verificar estos resultados, también se midió la dureza de las probetas utilizadas en los ensayos de abrasión, Tabla 4.6, en inmediaciones de la huella de desgaste, encontrando valores muy similares a los reportados previamente en la Tabla 4.4.

Acero	Dureza	Dispersión
C3 T135	45	2
C3 T155	45	1
C3 T175	47	1

Tabla 4.6: Dureza de las probetas para ensayo con rueda de goma y arena seca.

La presencia de gran cantidad de γ_R , Tabla 4.3, es un factor a tener en cuenta al momento de analizar la resistencia al desgaste, ya que aporta gran ductilidad, y tiene la posibilidad de transformarse en α_M por tensión y/o deformación en el ensayo de abrasión. Es importante recordar que la arena utilizada en este ensayo, es arena de río, con aristas redondeadas, la presión de contacto promedio es de 10,4 MPa. Este tipo de partículas promueven principalmente el micro surcado. Microestructuras con buena ductilidad pueden resistir la deformación plástica inducida por este micro-mecanismo.

4.6.1.1. Cuantificación de fases en la huella de desgaste por abrasión

Por lo tanto, dado que la abrasión implica no sólo la remoción de material, sino también una importante cantidad de deformación plástica, y que la austenita retenida transforma en martensita por este motivo, también se midió la cantidad de austenita en la huella de desgaste de las probetas de abrasión y en muestras testigo que fueron sometidas al tratamiento Q&P simultáneamente, Tabla 4.7.

En la muestra C3 T175 la cantidad de austenita resultó de 25,5 %, presentando un aumento de casi un 200 %, con relación al testigo de tracción previamente analizado, Tabla 4.3. La microestructura observada en este caso se asemeja a la de sus pares y, por lo tanto, se considera que el tratamiento térmico fue correctamente realizado.

Acero	Condición	FCC	BCC
C3 T135	Testigo	21,4	78,6
	Huella	14,4	85,6

C3 T155	Testigo	27	73
	Huella	11,6	88,4
C3 T175	Testigo	25,5	74,5
	Huella	12,2	87,8

Tabla 4.7: Cuantificación de austenita en muestras sin y con abrasión.

En la Figura 4.27 se presenta en forma gráfica este comportamiento, en el que la austenita transforma en α_M , por efecto de la sollicitación mecánica impuesta por las partículas abrasivas. El surcado produce, a escala microscópica, tensión en el régimen elástico, pero también una importante cantidad de deformación plástica, haciendo que la austenita metaestable transforme en α_M , por tensión (SATRAM, stress assisted transformation of austenite to martensite) o por deformación plástica (SITRAM, strain induced transformation of austenite to martensite). Los cambios observados son significativos, con cantidades iniciales de austenita entre 21 y 27 %, que pasan a cantidades en la huella de desgaste entre 11 y 15 %.

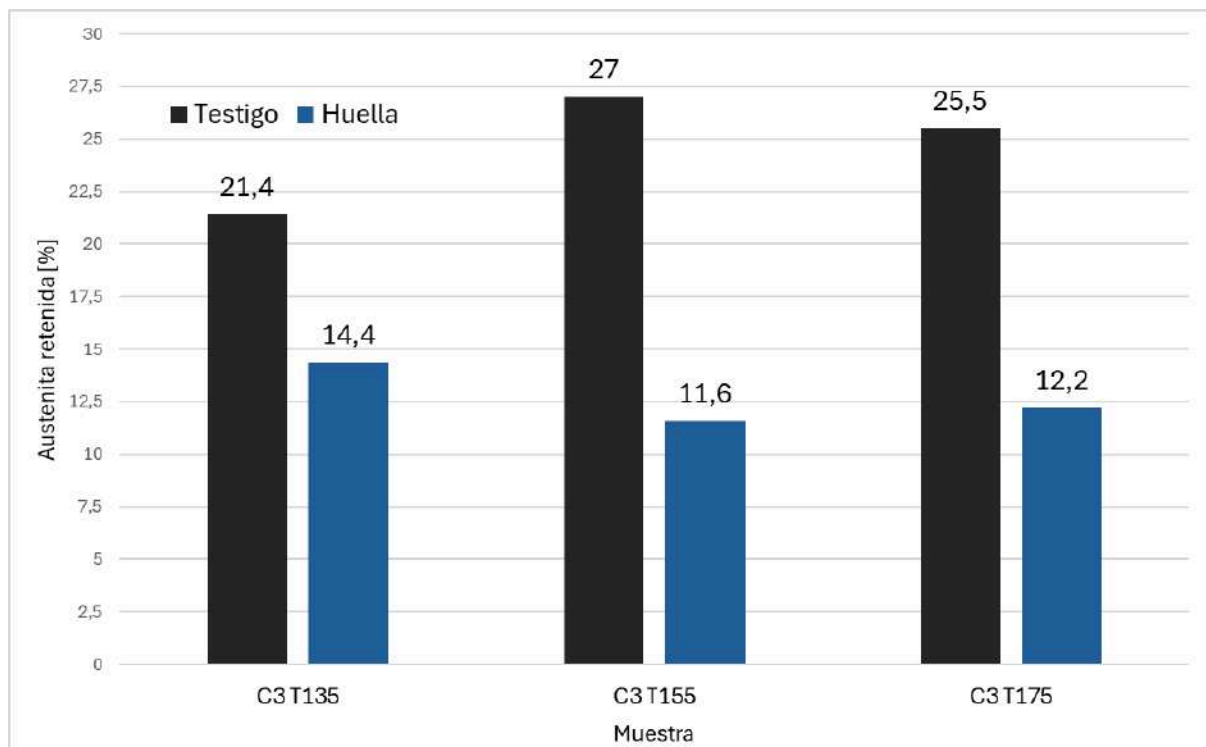


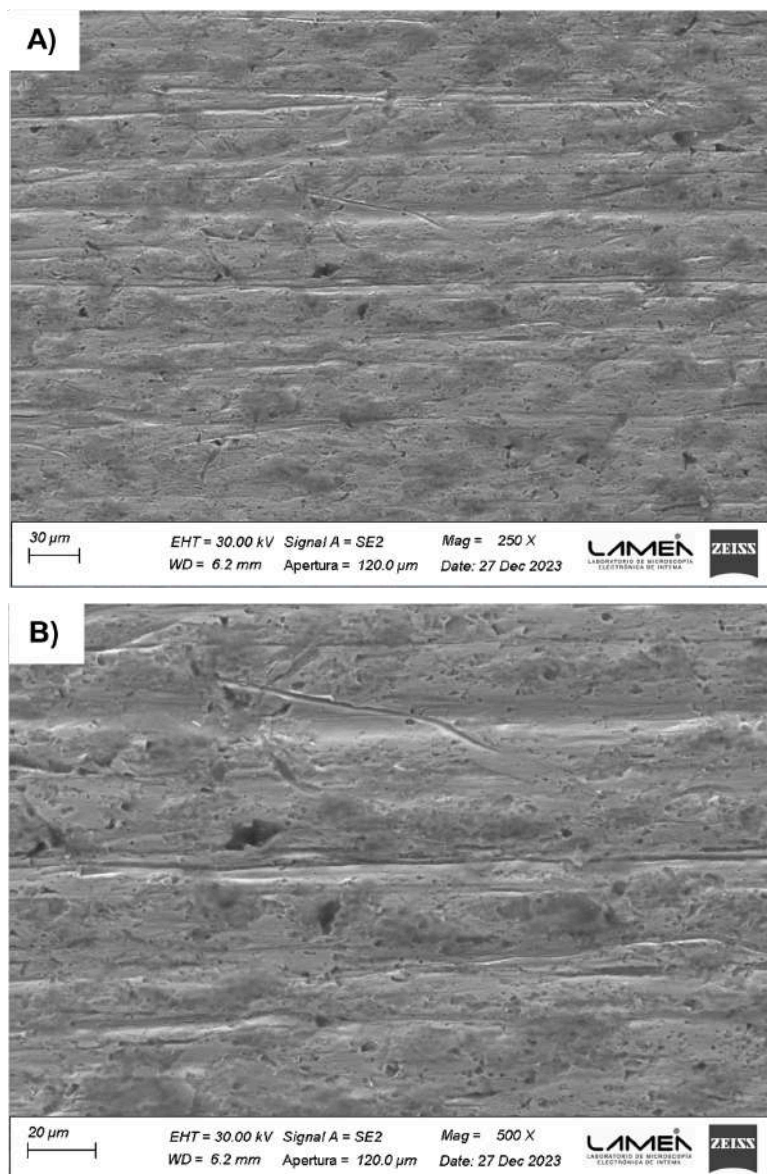
Figura 4.27: Porcentaje de austenita remanente medida en la huella de desgaste respecto de la cantidad original.

4.6.1.2. Análisis mediante SEM de la huella de desgaste. Ensayo ASTM G65

La Figura 4.28 muestra a distintos aumentos la zona central de la huella de desgaste en el ensayo ASTM G65, de la variante C2 T175. Se observa una dirección característica, que está relacionada con la dirección de deslizamiento relativo entre la rueda de goma y la probeta, entre las que se interpone el flujo de

arena. En este ensayo, se considera que la arena queda embebida o empotrada en la goma de la rueda y es arrastrada en una sola dirección. Sin embargo, las imágenes muestran que esto no es estrictamente así, sino que las partículas tienen la posibilidad de moverse hacia otras direcciones que no sean la dirección de deslizamiento. Esto se manifiesta, como se observa en la Fig. 4.28, en surcos que no son perfectamente rectos y con ancho variable. Se observó que el mecanismo de desgaste predominante es el microsurcado. También se observan pequeños pliegues, lo que es evidencia que también está actuando la microfátiga.

La movilidad lateral de las partículas puede justificarse al considerar que cuando la arena se encuentra entre la rueda y la probeta, este puede considerarse como formado por varias capas de arena y no por una única capa embebidas en la rueda de goma.



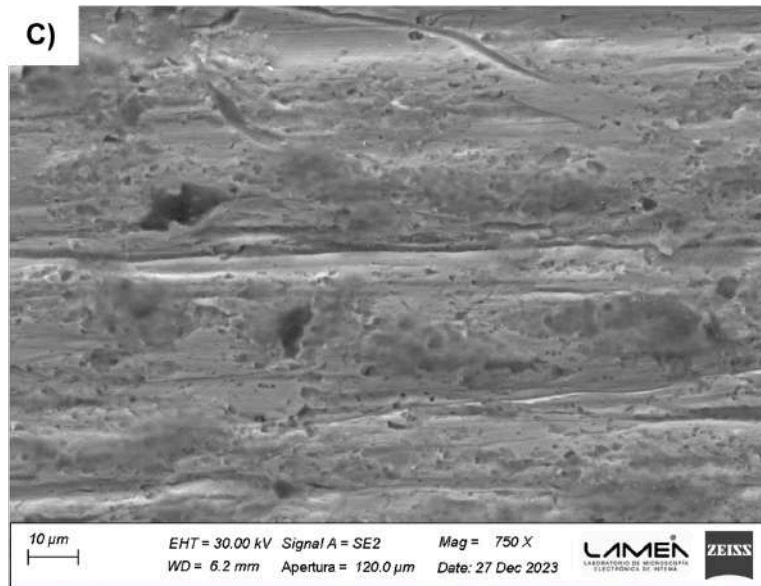
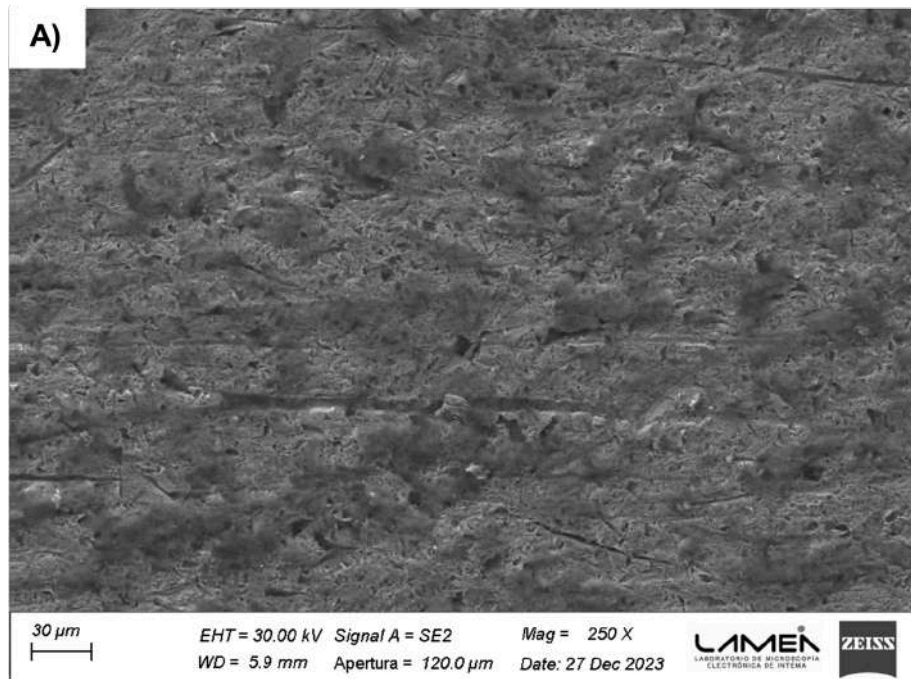


Figura 4.28: Imágenes SEM de la zona media de la huella de desgaste. Muestra C2 T175.
 (a) 250X. (b) 500X. (c) 750X.

Dada la geometría del contacto entre la rueda de goma y la probeta, puede considerarse que existe una zona de entrada, que está dada por la cuña entre estas dos partes, en la que las partículas de arena comienzan a ordenarse, hasta que forman una capa o colchón delgado de arena que distribuye la carga de ensayo en la mayor parte del área de contacto. En esta región o zona de entrada, la huella de desgaste cambia significativamente respecto de la zona central, encontrándose numerosas indentaciones y surcos de corta longitud y dirección variable, como se observa en la Figura 4.29.



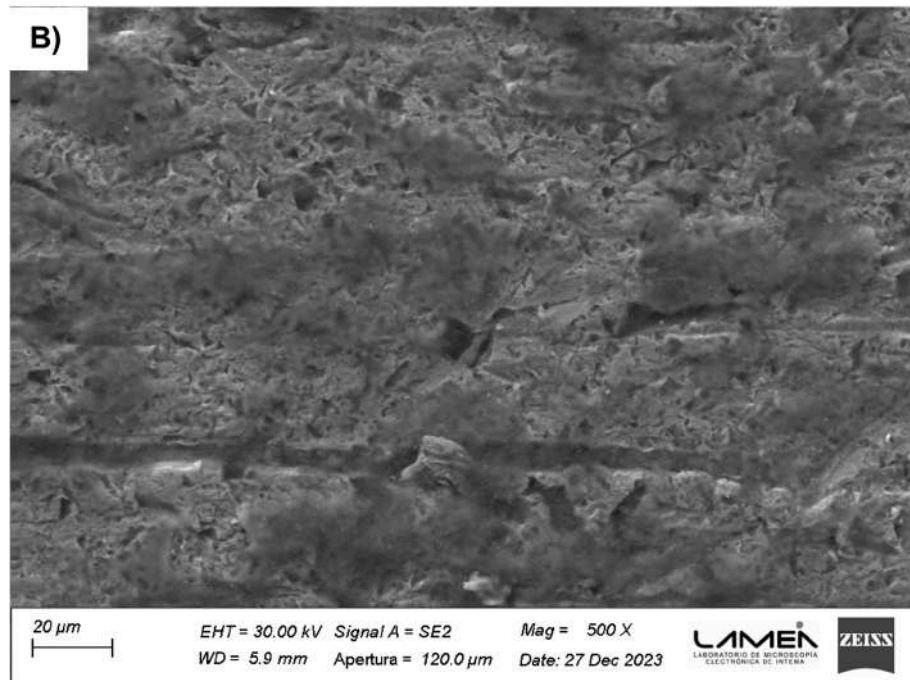


Figura 4.29: Imágenes SEM de la zona de entrada de la arena en la huella de desgaste. Muestra C2 T175. (a) 250X. (b) 500X.

Estas observaciones permiten determinar que en este tribosistema, debido a las características microestructurales del material ensayado, la carga de ensayo, la geometría de las partículas de arena y sus restricciones de movimiento, el desgaste está dominado por la combinación entre el micro-surcado y la micro-fatiga, con el micro-corte como mecanismo secundario.

4.6.2. Pin on disk (ASTM G99)

Los resultados de los ensayos pin on disk para la colada tres, se muestran en la Figura 4.30, y son reportados en términos de pérdida de peso, para los distintos diámetros de huella de desgaste utilizados (80, 100, 120, 140, 160 y 180 mm). Se observa que la pérdida de peso disminuye junto con el diámetro de la huella de desgaste, debido a que los diámetros de huella menores requieren una mayor cantidad de revoluciones para alcanzar la distancia de ensayo establecida, y esto repercute en una mayor degradación de la lija. Por ejemplo, para un diámetro de huella de 80 mm el pin pasa por el mismo lugar 398,1 veces (revoluciones del disco), mientras que para un diámetro de huella de 180 mm se requieren 176,9 revoluciones.

También se observa que la tasa de desgaste depende de la QT, a menor temperatura, menor desgaste. No se observó correlación entre la dureza y el desgaste. La mayor tasa de desgaste la presenta el C3 T175 que resultó ser la probeta de mayor dureza. El acero C3 T155 y C3 T135 tienen la misma dureza.

Es importante destacar que para este ensayo las partículas en la lija son angulosas, de carburo de silicio (CSi), que están firmemente empotradas al papel, y que la presión de contacto es de $\approx 0,8$ MPa.

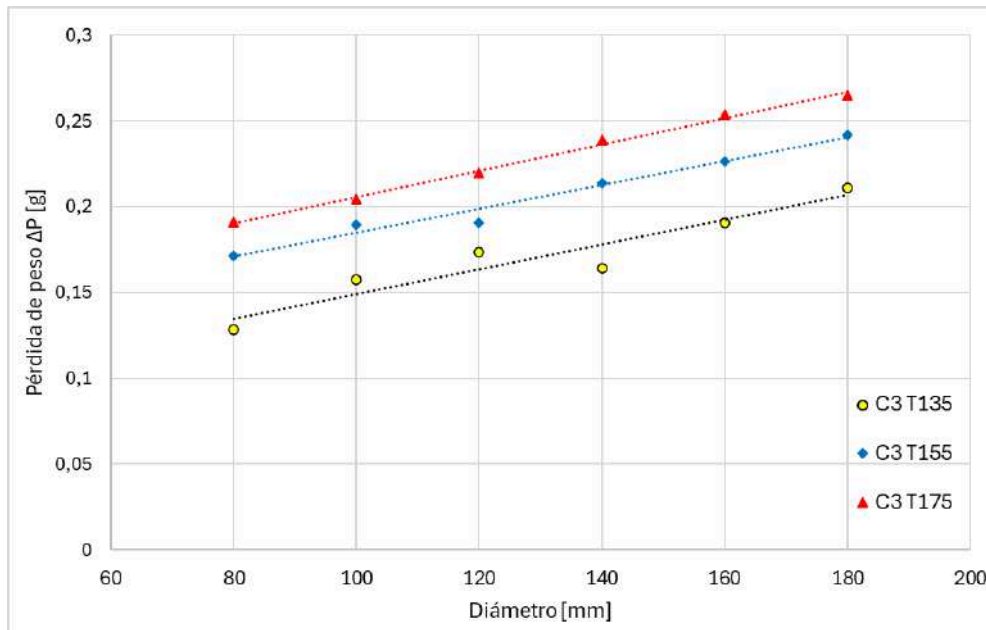


Figura 4.30: Resultados para la pérdida de peso en ensayos pin on disk. Muestras C3 T135, C3 T155 y C3 T175.

La Figura 4.31 presenta los resultados anteriores como la pérdida de peso total o acumulada. De ambas formas, Figs. 4.30 y 4.31, se observan diferencias en la resistencia al desgaste por abrasión, que pueden considerarse significativas. Por ejemplo, la variante C3 T175 posee un ΔP que es 33 % mayor que el medido en la variante C3 T135, y 11,4 % superior al de la variante C3 T155. Hay un orden creciente en la pérdida de material a medida que aumenta la QT, no obstante la dureza se mantiene casi constante y en el orden de ≈ 45 HRC.

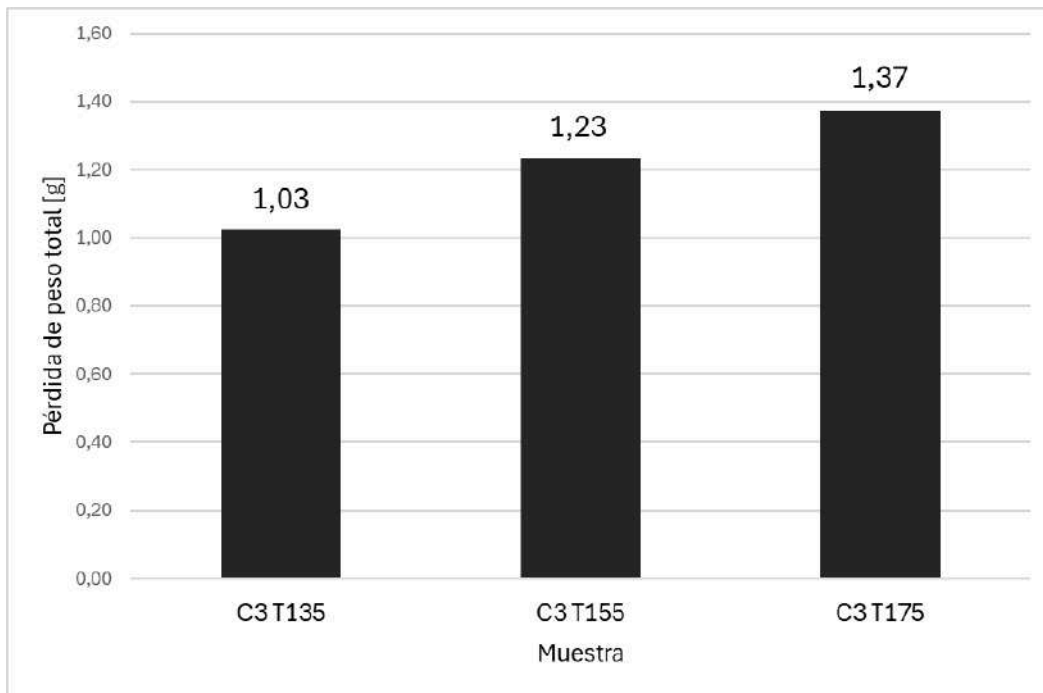


Figura 4.31: Pérdida de peso total en el ensayo Pin on Disk.

4.6.2.1. Análisis huella de desgaste ensayo ASTM G99 con SEM

En la Figura 4.32, se presenta la huella de desgaste generada en el acero C3 T155. Se observa un patrón de surcos bien definidos, orientados en la dirección del movimiento relativo entre el pin y el disco.

A diferencia de lo observado en el ensayo ASTM G65 (Fig. 4.28), en el ensayo Pin on Disk o ASTM G99, las partículas de CSi de unos 80 μm en su dimensión principal, se encuentran adheridas o pegadas al papel soporte y, por lo tanto, no poseen la capacidad de rotar o moverse lateralmente respecto de la dirección de deslizamiento. Además, en este caso, las partículas poseen ángulos vivos, con la intención de promover el corte del metal. Estas características del abrasivo, se traducen en el aspecto que presenta la huella de desgaste que se observa en la Figura 4.32 a), que muestra surcos largos, paralelos y de ancho casi constante. A mayores aumentos, Fig. 4.32 b) y c), también se observan pliegues (material con deformación plástica) y algunas fisuras transversales, indicando que también está presente el desgaste por microfátiga.

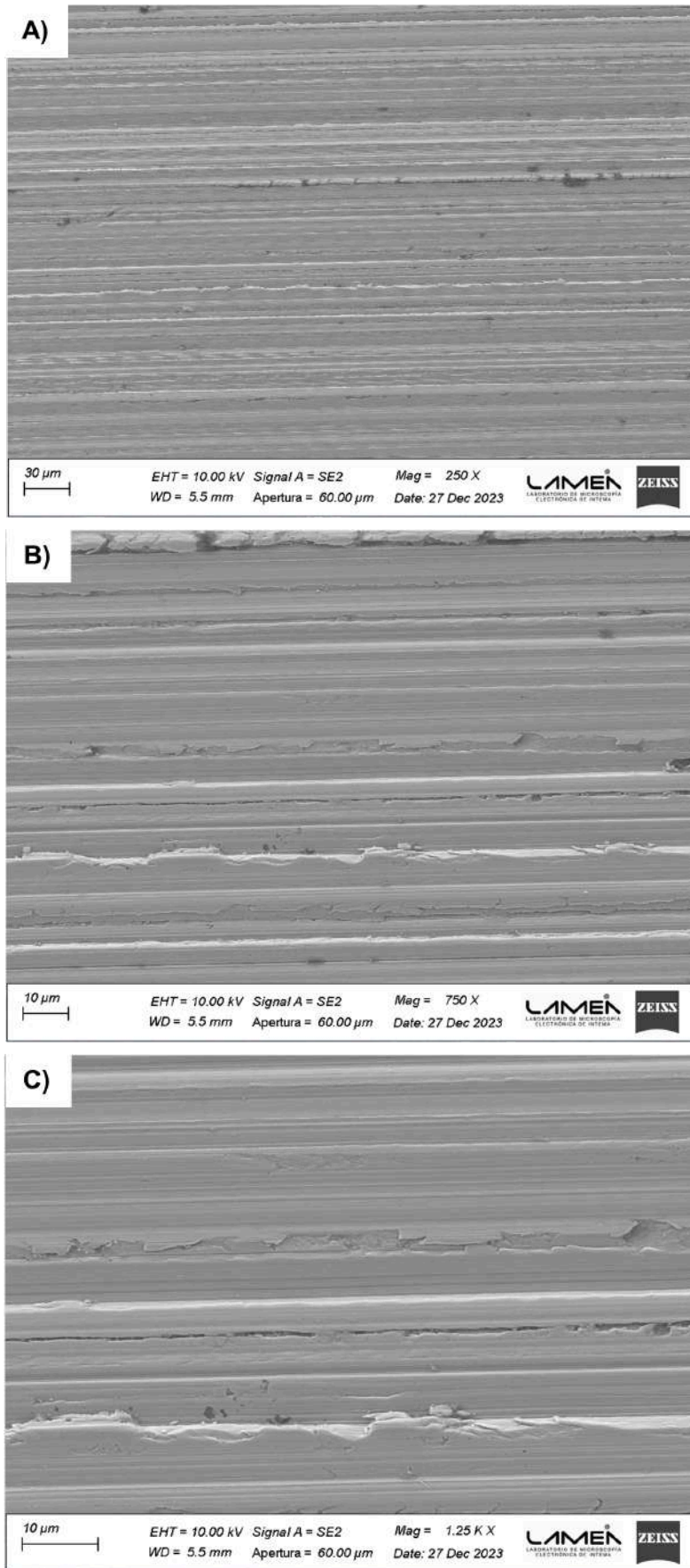


Figura 4.32: Imágenes SEM de la huella de desgaste en el ensayo ASTM G99. Muestra C3 T135, (a) 250X, (b) 750X, (c) 1250X.

5 Conclusiones

Si bien la estructura de solidificación es claramente reconocible en el análisis mediante microscopía óptica, esta característica no parece afectar las propiedades mecánicas y tribológicas del acero Q&P

La etapa de particionado a temperaturas superiores a " M_s " pueden resultar en la formación de bainita, fase no esperada en este tipo de tratamientos.

La microestructura resultó ser muy sensible a las variaciones de QT, mostrando diferencias en el avance de transformaciones tales como la bainítica o martensítica.

Pese a los defectos de colada, fue posible obtener resultados de resistencia a la rotura elevados, demostrando un gran potencial a la hora de fabricar piezas con este tipo de materiales, tratados térmicamente mediante temple y partición.

En ejemplares sin defectos de colada determinantes, es posible obtener combinaciones de resistencia y ductilidad que no son posibles alcanzar con tratamientos térmicos convencionales.

La dureza del material no es una propiedad que está linealmente relacionada con la resistencia al desgaste. La capacidad de deformación plástica, es una característica importante en un acero, a la hora de seleccionarlo para una aplicación donde la resistencia a la abrasión es la principal consideración. La elevada resistencia y ductilidad de los aceros Q&P colados de alto silicio, es una característica determinante, y puede ser el motivo de la selección.

6 Referencias

Bhadeshia H.K.D.H, “Interpretation of the Microstructure of Steels”, University of Cambridge, 2008, Inglaterra.

Basso, A.; Toda-Caraballo, I.; Eres-Castellanos, A.; San-Martín, D.; Jimenez, J.A.; Caballero, F.G.; “Effect of the Microsegregation on Martensitic and Bainitic Reactions in a High Carbon-High Silicon Cast Steel” *Metals* 2020, 10, 574.

Basso, A.; Toda-Caraballo, I.; San-Martín, D.; Caballero, F.G.; “Influence of cast part size on macro- and microsegregation patterns in a high carbon high silicon steel”, *J Mater Res Technol* . 2020; 9(3):3013–3025.

Caballero, F. G.; “Phase Transformations in Steels, Chapter 12: Carbide-free bainite in steels”, Woodhead Publishing. 2012.

D’Amico, S.Y.; “Estudio sobre el desgaste del acero colado de alto silicio, con diferentes estructuras obtenidas por tratamiento térmico”, proyecto final, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, 2023, Argentina.

Das Bakshi, S.; Shipway, P.H. ; Bhadeshia, H.K.D.H.; “Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite”, *Wear*, 308 (2013) 46-53.

De Moor, E.; Speer, J.G.; Matlock, D.K.; Kwak, J-H.; Lee, S-B.; “Effect of Carbon and Manganese on the Quenching and Partitioning Response of CMnSi Steels” *ISIJ International*, Vol. 51 (2011), No. 1, pp. 137–144.

Dong, H.Y.; Wu, K.M.; Wang, X.L.; Hou, T.P.; Yan, R.; “A comparative study on the three-body abrasive wear performance of Q&P processing and low-temperature bainitic transformation for a medium carbon dual-phase steel”, *Wear* 402–403 (2018) 21–29.

Gerdemann F.L.H. “Microstructure and Hardness of 9260 Steel Heat-Treated by the Quenching and Partitioning Process”, Dipl. Thesis, Aachen University of Technology (RWTH), 2004, Alemania.

Hernandez, S; Leiro, A; Rodríguez Ripoll, M; Vuorinen, E; Sundin, K-G; Prakash, B.; “High temperature three-body abrasive wear of 0.25C 1.42Si steel with carbide free bainitic(CFB) and martensitic microstructures”, *Wear* 360-361 (2016) 21–28.

Porter, D.A.; Easterling, K.E.; Sherif, M.Y.; “Phase Transformations in Metals Alloys, Third Edition”. CRC Press, Taylor & Francis Group. 2009.

Speer, J.G.; Rizzo Assunção, F.C.; Matlock, D.K.; Edmonds, D.V.; “The “Quenching and Partitioning” Process: Background and Recent Progress”, *Materials Research*, Vol. 8, No. 4, 417-423, 2005.

Santofimia Navarro, M. J.; “La transformación bainítica sin formación de carburos en aceros”, Tesis Doctoral, Universidad Complutense de Madrid, 2006, España.

Tenaglia, N.; “Aceros colados bainíticos libres de carburos: estudio de la estructura de solidificación, cinética de transformación y propiedades mecánicas”, Tesis Doctoral, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de Mar del Plata, 2021, Argentina.

Xincheng, Y; Jun, H; Xiao, Z; Wei, X; “Obtaining superior low-temperature wear resistance in Q&P-processed medium Mn steel with a low initial hardness”, Tribology International, Volume 175, November 2022, 107803.

Xiong, Z; Jacques, P. J.; Perlade, A; Pardoën, T.; “Characterization and Control of the Compromise Between Tensile Properties and Fracture Toughness in a Quenched and Partitioned Steel”, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2019.

7 Glosario

M_s : Temperatura de inicio de transformación martensítica.

α_M : Martensita.

Q&P: Quenching and partitioning (Temple y partición).

QT: Temperatura de temple.

QP: Temperatura de partición.

γ_R : Austenita retenida.

$\sigma_{0,2}$: Límite elástico convencional.

σ_{Rot} : Tensión de rotura.

δ : Deformación.