



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**"Estudio al efecto del tratamiento térmico de
desestabilización y sub - crítico sobre la
microestructura y dureza de un hierro de alto
cromo ASTM A532 IIB"**

TESIS

Que para obtener el título de
Ingeniero Químico Metalúrgico

P R E S E N T A

David Joseph Mendizábal Alcántara



CD. MX. , 2019



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

PRESIDENTE: **Profesor: Bernardo Fabián Campillo Illanes**

VOCAL: **Profesor: José Alejandro García Hinojosa**

SECRETARIO: **Profesor: Sergio García Galán**

1er. SUPLENTE: **Profesor: Tania Georgina Núñez Velázquez**

2º SUPLENTE: **Profesor: Clara Saraid Flores Rosas**

Sitio donde se desarrolló el tema:

**FACULTAD DE QUÍMICA C.U., EDIFICIO "D", DEPARTAMENTO DE
INGENIERÍA METALÚRGICA.**

ASESOR DEL TEMA: _____

Dr. en M. José Alejandro García Hinojosa

SUSTENTANTE: _____

David Joseph Mendizábal Alcántara

Temario

I. Antecedentes	1
1.1 Fundiciones.....	1
1.2 Hierros aleados para aplicaciones de alta resistencia al desgaste	4
1.2.1 Mecanismos de desgaste abrasivo.....	6
1.2.2 Aleaciones Ni - Hard	9
1.2.3 Hierros de alto cromo (11-28% Cr y 1.8-3.6%C).....	12
1.2.3.1 Carburos eutécticos en hierros de alto cromo	13
1.3 Hierro 15Cr-3Mo (ASTM A 532 II B)	16
1.3.1 Diagrama de fases.....	16
1.3.2 Evolución de la microestructura	19
1.3.2.1 Solidificación y enfriamiento.....	19
1.3.2.1.1 Efecto de la composición.....	21
1.3.2.2 Tratamiento térmico de desestabilización.....	23
1.3.2.2.1 Papel del carbono en la transformación martensítica.....	24
1.3.2.2.2 Martensita en la aleación ASTM A 532 IIB.....	26
1.3.2.2.3 Transformación durante la desestabilización	27
1.3.2.2.4 Variables del proceso.....	28
1.3.2.2.4.1 Efecto de la temperatura	28
1.3.2.2.4.2 Efecto de la sección	30
1.3.2.2.4.3 Efecto de los elementos aleantes	30
1.3.2.2.4.4 Efecto del tiempo de permanencia	32
1.3.2.3 Tratamiento térmico sub - crítico o de revenido.....	33
1.3.2.3.1 Efecto de los elementos aleantes (sub - crítico)	33
1.3.2.3.2 Temperatura óptima para el endurecimiento	34

II. Objetivos	36
III. Justificación	37
IV. Hipótesis	37
V. Metodología, Resultados y Análisis de Resultados	38
5.1 Caracterización de piezas en condición de colada	38
5.1.1 Caracterización de la microestructura	37
5.1.2 Caracterización de la dureza	40
5.2 Tratamiento de desestabilización.....	42
5.2.1 Efecto de la temperatura y tiempo de permanencia	42
5.2.2 Efecto de la velocidad de enfriamiento	70
5.2.2.1 Efecto de la velocidad de enfriamiento en piezas de sección ligera	70
5.2.2.2 Efecto de la velocidad de enfriamiento en piezas de sección gruesa.....	72
5.3 Tratamiento Sub – Crítico.....	77
VI. Conclusiones	88
VII. Comentario final	89
VIII. Recomendaciones	90
IX. Referencias	91
Anexo 1	97

I. Antecedentes

1.1 Fundiciones

Las llamadas fundiciones o hierros colados son aleaciones ferrosas Fe-C-Si de gran importancia para la industria actualmente, este tipo de aleaciones suelen seguir procesos de fabricación que no implican deformaciones, deben adquirir dimensiones adecuadas desde su solidificación, muchas veces son preferidas para fabricar piezas con formas intrincadas por esta misma razón.

Una de las principales características que las distinguen de los aceros es exhibir en su composición química una cantidad de carbono equivalente superior al 2.11%, solubilidad máxima del carbono en austenita. Esta cantidad de carbono asegura que durante la solidificación, la isopleta que describe el enfriamiento de la aleación cruza la línea eutéctica en el diagrama, implicando la formación de una fase rica en carbono; carbono grafito (C_g) o ledeburita ($Fe_3C + \gamma$).

Es común utilizar el concepto de carbono equivalente con fundiciones debido a que los diagramas estable y metaestable no toman en consideración la presencia de elementos ajenos al hierro y carbono como el silicio, manganeso, fósforo, etc. para establecer la posición de los puntos triples. Se han desarrollado ecuaciones empíricas para cuantificar el efecto de estos elementos sobre el diagrama de fases.

Una expresión ampliamente aceptada para el ajuste es la siguiente [Rudnev V., 2003]:

$$CE = \%C + 0.3(\%Si) + 0.33(\%P) - 0.027(\%Mn) + 0.4(\%S)$$

Para entender las transformaciones en las fundiciones se tiene que tomar en consideración que estas pueden responder a los diagramas: estable (Fe – C_g) y metaestable (Fe – Fe_3C) mostrados en la Figura 1.1-1.

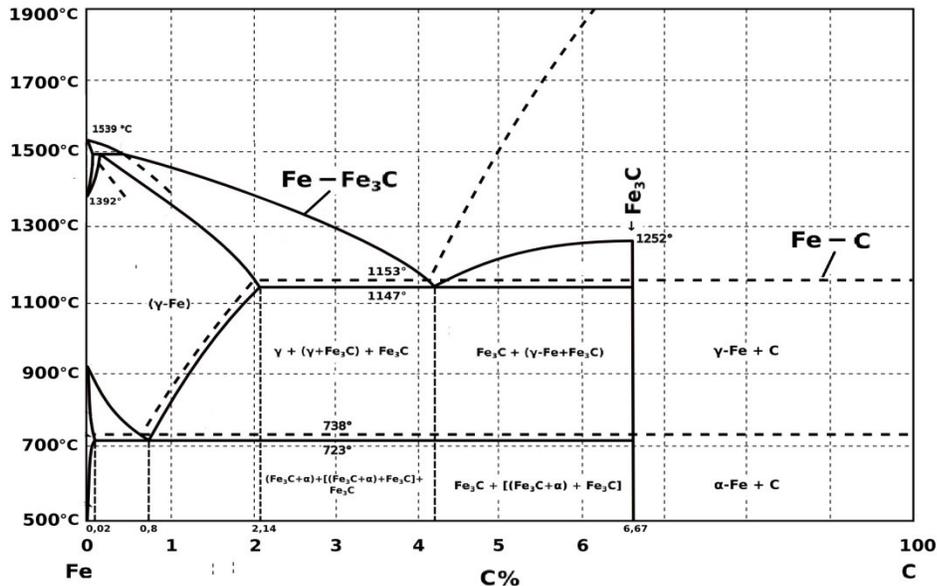


Fig. 1.1-1 Diagramas metaestable Fe-Fe₃C (líneas sólidas) y estable Fe-Cg (líneas punteadas) [Shan – Chang, 1986].

Esta ura ilustra el hecho de que la solidificación de una fundición que sigue el diagrama estable implica la formación de carbono grafito, mientras que la solidificación de una que sigue el diagrama metaestable implica la formación de cementita como fase rica en carbono.

La composición química de las fundiciones tiene efecto sobre la segregación de carbono durante la solidificación pues ciertos elementos conocidos como grafitizantes favorecen la precipitación de carbón grafito, mientras que otros conocidos como blanqueadores estabilizan la cementita [Tisza M., 2001]. El efecto grafitizante o blanqueador de los elementos puede ser esquematizado mediante el diagrama de Bunyin (Fig. 1.1-2).

En principio se podrían clasificar las fundiciones basados únicamente en la fase rica de carbono presente en la aleación.

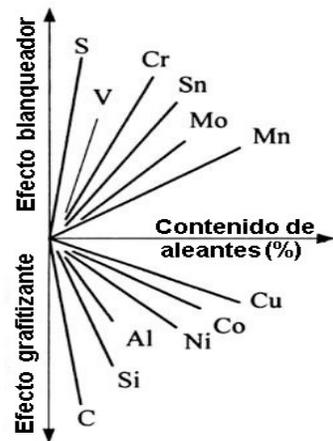


Fig. 1.1-2 Diagrama de Bunyin. Efecto grafitizante de los aleantes [Tisza M., 2001].

Dos factores determinan el diagrama seguido durante la solidificación:

- Velocidad de enfriamiento (altas velocidades de enfriamiento favorecen la solidificación acorde al diagrama metaestable).
- Composición química (efecto grafitizante o blanqueador de los elementos).

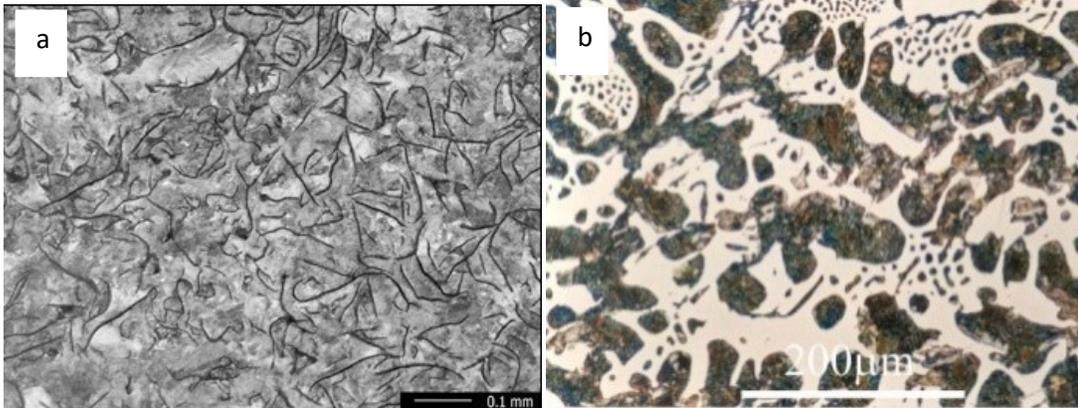


Fig. 1.1-3 a) fundición gris de matriz perlítica y 1.1-3 b) fundición blanca hipoeutéctica [Pero-Sanz J.A, et. al, 1999].

Durante la solidificación, si el subenfriamiento por debajo de la temperatura eutéctica del diagrama estable no alcanza la temperatura eutéctica del metaestable, el resultado será similar al observado en la Figura 1.1-3a, un hierro gris. Si el subenfriamiento es suficiente para llevar la temperatura del líquido por debajo de la temperatura eutéctica del metaestable y la recalcencia no alcanza para superarla, la fundición resultante será similar a la observada en la Figura 1.1-3b, un hierro blanco. Cuando el subenfriamiento lleva la temperatura del líquido por debajo de la temperatura eutéctica metaestable y la recalcencia alcanza para superarla, la fundición puede presentar carbón grafito y cementita en su microestructura, a una aleación con esta característica se le suele llamar atruchada.

En hierros no aleados donde solo ha precipitado cementita, la matriz está limitada a ser perlítica. En las fundiciones que han precipitado carbón grafito, la cantidad de manganeso se suele utilizar para controlar la microestructura presente en la matriz aprovechando que es un elemento con un débil efecto blanqueador. El contenido de este elemento debe ser mantenido en el rango de 0.1% a 1.2%

según [ASM Handbook Vol. 1, 1985] ya que este intervalo representa el espectro entre las matrices completamente ferrítica y completamente perlítica, sin embargo, en muchos casos 0.4% puede bastar para generar matrices perlíticas. Un contenido de manganeso mayor podría estabilizar carburo de hierro afectando negativamente las propiedades del material [Tisza M., 2001].

Elementos como níquel, cobre y estaño aumentan el potencial de grafitización durante la solidificación pero lo reducen durante la transformación eutectoide, este efecto se debe a que retrasan la difusión de carbono y como incrementan la cantidad de perlita, también aumentan la dureza y resistencia mecánica del metal.

El cromo, molibdeno, tungsteno y vanadio disminuyen la grafitización en ambas etapas aumentando la cantidad de carburos y perlita, estos elementos se concentran cerca de los carburos formados [ASM Handbook Vol. 1, 1985].

Las principales fundiciones se clasifican como se muestra en la Tabla. 1.1-1.

Tabla 1.1-1 Clasificación de fundiciones por su designación comercial, microestructura, y fractura según [V. Heino et. al., 2017].

Designación	Fase rica en C	Matriz(a)	Fractura	Estructura
Hierro gris.....	Grafito laminar	p	Gris	Solidificación
Hierro dúctil.....	Grafito esferoidizado	F, P, A	Gris-plateada	Solidificación o TT
Hierro vermicular.....	Grafito compactado o vermicular	F, P	Gris	Solidificación
Hierro blanco.....	Fe ₃ C	P, M	Blanca	Solidificación y TT(b)
Hierro atruchado.....	Fe ₃ C + Grafito laminar	P	Moteada	Solidificación
Hierro maleable.....	Grafito temper	F, P	Gris-plateada	Tratamiento térmico
Hierro nodular.....	Grafito esferoidizado	At	Gris-plateada	Tratamiento térmico austemperizado

a) F, ferrita; P, perlita; A, austenita; M, martensita; At, Ausferrita. b) Los hierros blancos usualmente no son tratados térmicamente, excepto para relevados de esfuerzos.

1.2 Hierros aleados para aplicaciones de alta resistencia al desgaste

En las fundiciones que contienen grandes cantidades de elementos aleantes como níquel, cromo o molibdeno, estos pueden alterar drásticamente las propiedades y morfología de los carburos eutécticos, así como la respuesta de la matriz a las condiciones de enfriamiento y por lo tanto las propiedades de esta.

[Petty, 1968] señala que hay cuatro grupos de hierros de alta aleación destacables:

- Hierros aleados con níquel: que deben ser templados para ser usados en aplicaciones donde predomine el desgaste abrasivo. Su matriz es austenítica. Un material típico de este grupo es el Ni- Resist que es resistente a corrosión y al calor.
- Hierros aleados con cromo: presentan elevada dureza y resistencia al desgaste abrasivo. Este tipo de hierro aleado no es susceptible al maquinado.
- Hierros aleados con cromo y níquel: entre este tipo de hierros se destaca el Ni-hard, el cual presenta una matriz martensítica con carburos del tipo $(Fe, Cr)_3C$, con durezas elevadas y poca maquinabilidad.
- Hierros aleados con molibdeno: el molibdeno es el endurecedor más efectivo de los hierros. Se emplean niveles cercanos a 1% generalmente, esto provoca la formación de estructuras aciculares con una elevada dureza, lo cual limita considerablemente su maquinabilidad.

La norma ASTM A532 considera que los hierros resistentes al desgaste abrasivo son un subgrupo de los hierros blancos aleados que han sido diseñados para asegurar una alta resistencia al desgaste en aplicaciones relacionadas con minería, molienda, manejo de suelo e industrias manufactureras. Los hierros blancos simples y con baja aleación que consisten esencialmente de cementita y perlita son considerados ajenos a esta designación según la especificación estándar ASTM A532.

De las aleaciones listadas por Petty, solo dos son consideradas hierro resistente al desgaste abrasivo. Los hierros blancos aleados con cromo-níquel o Ni-Hard (clase I tipos A, B, C, D) y los hierros blancos aleados de alto cromo (clase II tipos A, B, D y clase III tipo A). Se presenta su designación y composición química permitida en la Tabla 1.2-1.

Tabla 1.2-1 Composición de las aleaciones norma ASTM A532 (%peso).

Clase	Tipo	Designación	C	Mn max	Si	Ni	Cr	Mo max	Cu Max	P max	S Max
I	A	Ni-Cr-Hc	2.8 - 3.6	2.0	0.8 max	3.3- 5.0	1.4- 4.0	1.0	...	0.3	0.15
I	B	Ni-Cr-Lc	2.4 - 3.0	2.0	0.8 max	3.3- 5.0	1.4- 4.0	1.0	...	0.3	0.15
I	C	Ni-Cr-GB	2.5 - 3.7	2.0	0.8 max	4.0 max	1.0- 2.5	1.0	...	0.3	0.15
I	D	Ni-HiCr	2.5 - 3.6	2.0	2.0 max	4.5- 7.0	7.0- 11.0	1.5	...	0.10	0.15
II	A	12 % Cr	2.0 - 3.3	2.0	1.5 max	2.5 max	11.0- 14.0	3.0	1.2	0.10	0.06
II	B	15% Cr- Mo	2.0 - 3.3	2.0	1.5 max	2.5 max	14.0- 18.0	3.0	1.2	0.10	0.06
II	D	20% Cr- Mo	2.0 - 3.3	2.0	1.0 - 2.2	2.5 max	18.0- 23.0	3.0	1.2	0.10	0.06
III	A	25% Cr	2.0 - 3.3	2.0	1.5 max	2.5 max	23.0- 30.0	3.0	1.2	0.10	0.06

1.2.1 Mecanismos de desgaste abrasivo

Generalmente el desgaste puede ser causado por una combinación de cuatro mecanismos de desgaste básico: Abrasión, Adhesión, Fatiga de superficie y reacción triboquímica.

El desgaste abrasivo es de interés. Este tipo de desgaste se puede definir como la penetración de partículas duras o asperezas de un cuerpo con alta dureza sobre la superficie de un cuerpo con baja dureza (relativamente), mediante un movimiento deslizando [Zum Gahr, 1988].

El desgaste abrasivo depende de muchos factores como la microestructura de la superficie, el tipo de abrasivo, la carga, parámetros del movimiento relativo y cualquier efecto químico o térmico involucrado [Elliott R., 1988]. Estos factores comúnmente suman sus efectos complicando cualquier sistema tribológico.

Se presenta un esquema en la Figura 1.2-1 donde se presentan los cuatro procesos de desgaste abrasivo. La microfátiga solo se presenta en materiales de alta ductilidad.

La principal clasificación de mecanismos de desgaste abrasivo es:

- *Abrasión entre tres cuerpos.*
- *Abrasión entre dos cuerpos.*

Abrasión entre tres cuerpos es el caso en que partículas abrasivas se encuentran sueltas entre la superficie de desgaste y un cuerpo deslizante. *Abrasión entre dos cuerpos* representa el caso en que un cuerpo abrasivo suelto o la aspereza unida a un cuerpo se desliza sobre la superficie de desgaste.

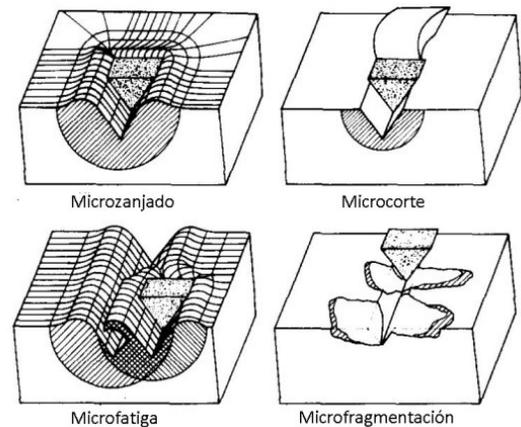


Fig. 1.2-1 Tipos de interacción entre superficie bajo abrasión y medio abrasivo [Zum Gahr, 1988].

Se dice que la abrasión entre tres cuerpos produce un desgaste menor que la producida entre dos cuerpos [Axen N. et. al., 1994].

La resistencia a la abrasión de un material se suele asociar a la dureza por que se piensa que los mecanismo de abrasión requieren algún tipo de indentación en la superficie de desgaste, [Çetinkaya C., 2006] ha propuesto una ecuación para relacionar el volumen de material perdido durante la abrasión entre dos cuerpos, donde el único factor con información de las propiedades mecánicas de la superficie de desgaste es la dureza, sin embargo, estudios como el de [Albertin E. et. al., 2001] sugieren que la capacidad de endurecimiento por deformación en frío y la tenacidad a la fractura también están relacionados con la resistencia al desgaste abrasivo.

Considerando por ejemplo un sistema de abrasión entre tres cuerpos, la interacción entre una partícula abrasiva y la superficie de desgaste puede darse de distintas formas sin por ello contradecir la definición de desgaste abrasivo.

Según [Coronado J. J. et. al., 2011], estos mecanismos son 4: microzanjado (microploughing), microcorte (microcutting), microfatiga (microfatigue) y microfragmentación (microcracking).

Microzanjado: El movimiento relativo del abrasivo al penetrar la superficie bajo desgaste causa que el material sea desplazado a alguno de los lados del surco. En este proceso idealizado no hay una pérdida verdadera de material ya que el volumen de la cavidad creada resulta igual al volumen de material desplazado (Fig. 1.2-2). Dicho material desplazado podrá ser retirado posteriormente por algún otro mecanismo puesto que se encuentra expuesto y fragilizado por la deformación [Watson et al, 1980].

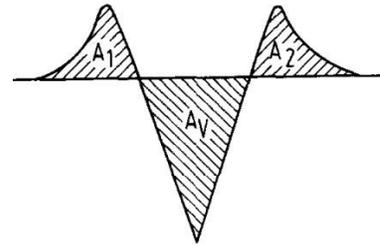


Fig. 1.2-2 Sección transversal de un surco creado por el paso de una partícula abrasiva [Zum Gahr, 1988].

Microcorte: El material de la superficie bajo desgaste es removido directamente en forma de escombros microscópicos que han sufrido poca o ninguna deformación y desplazamiento antes de desprenderse, tal que el volumen de la cavidad creada es igual al volumen del material removido. Este mecanismo es similar al maquinado, y es por lo tanto a veces referido como micromaquinado [Watson et al, 1980].

Microfragmentación: Se forman grietas en los alrededores y base de los surcos creados ya sea por microzanjado o microcorte. Estas pueden llevar a la separación de fragmentos microscópicos y por lo tanto a la pérdida de material. El volumen perdido puede incluso ser superior al del surco [Murray et al, 1982].

Un modelo de desgaste abrasivo basado en las diferentes interacciones se basa en la Fig. 1.2-2. En este modelo, se considera que al generarse la cavidad (de superficie transversal A_v) en el material bajo desgaste, parte del material que se encontraba ahí se ha desplazado formando bordes (de sección transversal A_1 y A_2) mientras el resto del material es retirado directamente por corte.

La relación existente entre las áreas transversales de la cavidad y el material desplazado representa entonces la contribución relativa de microzanjado y microcorte que existió durante la acción abrasiva [Zum Gahr, 1987]:

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

[Avery, 1975] sugiere que los mecanismos de microzanjado y microcorte se asocian con movimientos deslizantes entre la superficie bajo desgaste y la del material abrasivo mientras que la componente de movimientos normales del material abrasivo con respecto a la superficie de desgaste se asocian con el mecanismo de microfragmentación. Además, se piensa que la deformabilidad plástica de la superficie bajo desgaste determina el alcance del desgaste por microzanjado y microcorte en un sistema dado, mientras que las propiedades relacionadas a la fractura como la tenacidad determinan el alcance del desgaste por microfractura [Moore, 1980].

1.2.2 Aleaciones Ni- Hard

Como muestra la Tabla 1.2-1, existen 4 aleaciones cuya designación menciona la presencia de cromo y níquel, el nombre de estas aleaciones es Ni-Hard y corresponden todas a la clase I de la norma ASTM A532.

Los Ni-Hard son usados para aplicaciones que requieren una alta resistencia al desgaste. Estas aplicaciones incluyen trituración, molienda de minerales, mezcladoras de concreto y pulverización de coque. Al contener grandes cantidades de níquel, las líneas de inicio de transformación en sus diagramas CCT se ven fuertemente desplazadas a la derecha, es decir, la velocidad de enfriamiento crítica necesaria para evitar cualquier transformación ajena a la martensítica es baja.

En comparación con el hierro blanco no aleado, el hierro Ni-Hard I fue desarrollado inicialmente como un material con mayor dureza y mejorada resistencia a la abrasión, un ejemplo de la apariencia de su microestructura se presenta en la Fig. 1.2-3.

Las aleaciones Ni- Hard presentan propiedades muy superiores a las de los hierros blancos no aleados debido principalmente a las propiedades superiores de sus carburos aleados. En los Ni-Hard I, la presencia de gran densidad de carburos refinados favorece aún más las propiedades en comparación con la cementita masiva de los hierros blancos no aleados [Sharma C. P., 2004].

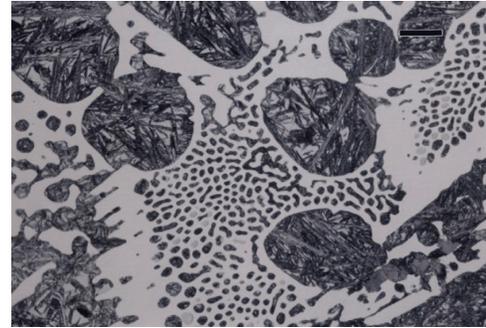


Fig. 1.2-3 Microestructura de un Ni-Hard en condición de colada. Carburos aleados y martensita [George V. V., 2015].

Tanto en microestructura como en los rangos de composición química permitidos, los Ni-Hard I, II y III son bastante parecidos. Solo el carbono es considerablemente más alto en el Ni-Hard I, esto se debe a que este fue el primero en ser desarrollado y su baja resistencia al impacto ocasionó la disminución de este elemento para balancear la deficiencia [Sharma C. P., 2004]. El Ni-Hard IV que goza de más investigación y uso presenta una composición química muy diferente de los otros tres con la mejor combinación de propiedades, algunas de estas son mostradas en la Tabla 1.2-2.

Tabla 1.2-2 Propiedades mecánicas de un Ni-Hard IV tratado térmicamente [Sharma C. P., 2004].

Resistencia a la tensión	1075-1500 Mpa
Dureza	550 BHN (min)
Módulo de elasticidad	290-370 GPa
Resistencia al impacto (Izod)	4.8- 6.2 kg-m (47.5- 61.0 J)

Los Ni-Hard IV desarrollan una microestructura de carburos eutécticos M_7C_3 embebidos en una matriz metálica predominantemente austenítica en condición de colada. Pero tras el tratamiento térmico de endurecimiento, la matriz se torna predominantemente martensítica [G. Laird, 2000], un ejemplo de esta microestructura se presenta en la Figura 1.2-4.

Para reducir la cantidad de austenita retenida y aumentar el porcentaje de martensita en la matriz de estas fundiciones, el tratamiento térmico recomendado es: calentar las piezas entre 760°C y 790°C, mantener de 4 a 8 horas y luego realizar un enfriamiento que no exceda los 30°C / hora. El relevado de esfuerzos no es necesario [Chakrabarti A. K., 2005].

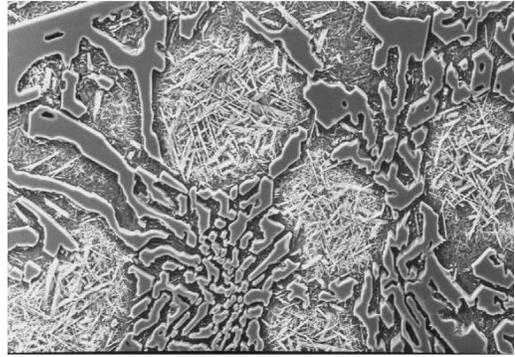


Fig. 1.2-4 Micrografía en MEB de una aleación Ni-Hard IV, carburos aleados y martensita [Ai-Rubaie, et. al., 2014].

El contenido de carbono de los Ni- Hard IV se mantiene alrededor de 2.8% para guardar cierto nivel de tenacidad ya que el contenido de carbono determina la cantidad de carburos [Laird G. et. al., 1991]. El contenido de cromo contribuye a la dureza y resistencia al desgaste. Elementos adicionales como cobre y manganeso aumentan la templabilidad especialmente en piezas de sección grande donde hay riesgo de transformación perlítica. Un mínimo de 5% de níquel es necesario para inhibir la transformación perlítica durante enfriamientos lentos [Ai-Rubaie et.al, 2014].

La microestructura es responsable de las propiedades, en caso de las aleaciones Ni-Hard se ha reportado que la fracción volumétrica de carburos eutécticos está asociada a la alta resistencia a la abrasión de estos materiales [Zum Gahr, 1987].

El proceso de desgaste por abrasión, tiene un efecto importante sobre la superficie de desgaste debido a que la deformación plástica induce la transformación de los microconstituyentes de la matriz, este efecto determina en última instancia la verdadera resistencia a la abrasión de la aleación [Richardson R. C. D., 1967].

1.2.3 Hierros de alto cromo (11-28% Cr y 1.8-3.6%C)

Los hierros de alto cromo contienen de 11 a 28%Cr y de 1.8 a 3.6%C, las cantidades de otros elementos como molibdeno, manganeso, níquel, cobre, etc. varían y las aleaciones que resultan son comúnmente hipoeutécticas.

Estas aleaciones ofrecen excelente resistencia a la corrosión, a las altas temperaturas y juegan un papel fundamental para desempeñar tareas en las que se requiere una extraordinaria resistencia a la abrasión en conjunto con la capacidad para resistir cantidades moderadas de impacto.

Como suele ser para los materiales mencionados en la norma ASTM A532, su aplicabilidad está centralizada en la industria minera y de manejo de suelos, donde estas aleaciones han sido usadas en un amplio rango de situaciones en las que los componentes metálicos involucrados en el proceso están sujetos a condiciones variables de impacto y desgaste abrasivo, como trituración y molienda.

Desde el punto de vista de operación en una planta de beneficio por ejemplo, la resistencia al desgaste en lanas y medios molurantes no solo implican un menor costo por pérdida del componente, sino, una reducción en los tiempos muertos por mantenimiento, aumentando la producción total [Sailors R., 1989].

Para el componente hecho de hierro aleado con cromo existen procesos de desgaste abrasivo microscópico, impactos que generan microfracturas y corrosión. El desempeño de un componente en una aplicación determinada no solo es función de la microestructura y propiedades del componente antes de comenzar a desempeñar su función, sino de los efectos generados por abrasión, corrosión y la deformación que experimenta en servicio [Tabrett C. P., et. al., 1997].

Dentro de los parámetros que están bajo control del ingeniero para lograr las mejores propiedades de resistencia, la microestructura y más precisamente los carburos eutécticos son considerados ampliamente como el factor clave para alcanzar buenos desempeños [Chakrabarati A. K., 2005].

La microestructura de colada de estos hierros comúnmente consiste de carburos eutécticos y una matriz que podría tener un alto porcentaje de austenita debido a la saturación de carbono y presencia de elementos aleantes que disminuyen M_s .

Según [Wang K. et. al., 2018] la matriz ayuda a la absorción de la energía en los

impactos, es decir que puede aumentar la tenacidad a la fractura del material, mientras los carburos juegan el papel crucial de resistir la tensión generada por la acción abrasiva.

Según [Chicco B. et. al., 1993], la primer fase en solidificar desde el líquido es austenita y una vez alcanzados los 1300°C se da la reacción eutéctica con la que el líquido remanente se transforma a austenita mas carburos eutécticos aleados.

En la Figura 1.2-5 se puede observar la microestructura de un hierro aleado hipoeutéctico de colada con 20%Cr y 3%C nominal. En esta se observa el patrón dendrítico y distribución de carburos eutécticos en una matriz de austenita.

1.2.3.1 Carburos eutécticos en hierros de alto cromo

Los factores que determinan las características de los carburos eutécticos son: **El tipo de carburo y su dureza, fracción volumétrica, orientación y el espaciamiento dendrítico secundario (sdas).**

Según [Pearce J. T. H. et. al., 1986] la cantidad de cromo presente en la aleación tiene gran influencia sobre las características de los **carburos eutécticos** pues en aleaciones con un contenido nominal de cromo igual o menor a 12% se presentan carburos M_3C , mientras que contenidos mayores ocasionan la formación de carburos M_7C_3 .

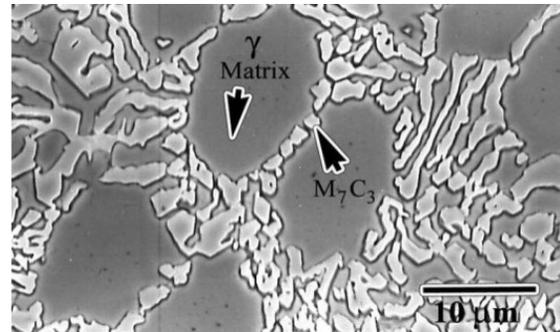


Fig. 1.2-5 Microestructura de un hierro de alto cromo hipoeutéctico con carburos eutécticos M_7C_3 en matriz austenítica [Powell G. L. F., et. al., 1994].

Esta nomenclatura hace referencia a la estequiometría de la composición química en los carburos, asociando la "M" con los elementos sustitucionales en la red y la "C" al carbono [Powell G. L. F., Laird G., 1992]. En este caso M está constituida principalmente por hierro y cromo.

Con ayuda de un tratamiento térmico es posible precipitar en la matriz un tercer tipo de carburo, el microconstituyente $M_{23}C_6$. De manera que los carburos que es posible encontrar formando parte de la microestructura de un hierro de alto cromo son de mayor a menor contenido de carbono: M_7C_3 (Relación atómica: C/M = 0.43), M_3C (R. at.: C/M = 0.33) y $M_{23}C_6$ (R. at.: C/M = 0.26). La concentración de carbono que viene asociada con cada tipo de carburo tiene un gran impacto sobre sus propiedades debido a la distorsión de la red metálica, esto es un aumento de dureza.

[Tabrett C. P. et al., 1997] estudió la resistencia al desgaste de las aleaciones 27%Cr y 15%Cr-3%Mo, ambas en condición de colada (matriz austenítica), se encontró que la resistencia al desgaste abrasivo de la aleación 27%Cr es significativamente menor al de la aleación 15%Cr-3%Mo.

[Fang L. et al, 1987] concluye que la **dureza de los carburos eutécticos** en hierros de alto cromo aumenta cuando aumenta la relación Cr/C pues la microdureza alcanzada por los carburos de una aleación con 27%Cr-2.4%C fue de 1600 HV, mientras que una aleación 15.8%Cr-3%C alcanzó 1400 HV. Sin embargo, [Zum Gahr y Eldis, 1980] observó que ni la fracción volumétrica de carburos ni la relación C/M varía drásticamente entre estas aleaciones cuando se manejan cantidades similares de carbono (aunque la composición de "M" si lo hace). De manera que la concentración elevada de cromo en los carburos eutécticos de la aleación 27%Cr podría ser responsable de elevar su dureza y a la vez disminuir su tenacidad.

[Chakrabarati A.K., 2005] asocia la **fracción volumétrica de carburos eutécticos** con mayores resistencias a la abrasión y menores valores de tenacidad a la fractura.

El estudio de la fracción volumétrica de [Tabrett C. P., et. al., 1997] encuentra que para varias aleaciones 15%Cr-3%Mo y 27%Cr, la fracción volumétrica de carburos eutécticos es similar. [Zum Gahr y Eldis, 1980] demostró que para una matriz determinada, la resistencia a la abrasión en hierros hipoeutécticos es dependiente y muy sensible a la fracción volumétrica de carburos eutécticos.

Ambos estudios mostraron que cantidades mayores de cromo en la composición nominal de estas aleaciones no favorecen una mejora significativa de la resistencia a la abrasión y que en hierros de 12-20%Cr, contenidos mayores de carbono aumentan la fracción volumétrica de carburos eutécticos.

[Maratray F., 1971] sugiere la siguiente fórmula empírica para determinar la fracción volumétrica de carburos eutécticos (%CVF) basándose en el desplazamiento de los puntos triples del diagrama ternario Fe-C-Cr con cada adición de cromo y carbono:

$$\%CVF = 12.33 (\%C) - 0.55 (\%Cr) - 5.2$$

Los carburos eutécticos en fundiciones de alto cromo aparecen seguidos en un patrón que ha sido descrito como de aglomeramiento, [Powell et. al., 1981] se encargó de realizar un ataque profundo sobre la superficie de un hierro de alto cromo (17.5%Cr)

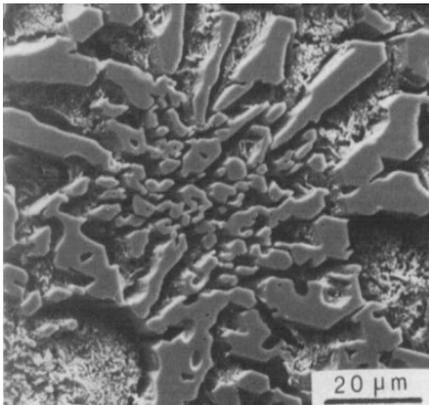


Fig. 1.2-6 Imagen del MEB mostrando carburos aglomerados en un hierro de alto cromo [Powell et. al., 1981].

en una de estas zonas de aglomeramiento. En su estudio, Powell sugiere que la estructura consiste en fases alargadas de carburo M_7C_3 con sección transversal hexagonal y laminillas finas que las interconectan (Fig. 1.2-6).

[Tabrett C. P. et. al., 1997] estudió el efecto de la **orientación de los carburos eutécticos** en piezas de colada para aleaciones 15%Cr- 3%Mo y 27%Cr utilizando ataque profundo para disolver la matriz y analizó por MEB la estructura de ambas aleaciones.

Según sus resultados, los carburos eutécticos presentan un fuerte carácter direccional. El carácter direccional descubierto por Tabrett es de gran importancia

porque se ha demostrado que la orientación de los carburos eutécticos tiene gran influencia sobre el desempeño de la aleación para resistir la abrasión, aunque el tema no está del todo esclarecido.

[Junyit y Yuding, 1987] reporta mayores resistencias al desgaste abrasivo en superficies con los carburos alineados perpendicularmente a la superficie bajo desgaste.

En la aleación 15%Cr la fracción volumétrica y morfología parecen ser relativamente insensibles a los cambios de composición de níquel y silicio, aunque hay evidencia de que con altas concentraciones de estos elementos los carburos presentan una morfología más fina [Tabrett C. P. et. al., 1997].

1.3 Hierro 15Cr-3Mo (ASTM A532 II B)

La norma establece la siguiente designación e intervalos de composición química para esta aleación:

Designación	C%	Cr%	Mo%	Ni%	Cu%	Mn%	Si%
15%Cr- Mo	2.0 - 3.3	14- 18	3.0 max	2.5 max	1.2 max	2.0 max	1.5 max

1.3.1 Diagrama de fases

Diagrama de fase en este contexto es la representación gráfica de las combinaciones de temperatura, presión, composición para las cuales existen fases específicas al equilibrio.

Los componentes son especies químicamente reconocibles (Fe y C en aceros, H₂O y NaCl en agua salada). Una aleación binaria contiene dos componentes, una ternaria tres, etc. Una fase es cierta porción de un sistema que tiene características químicas y físicas uniformes. Dos fases distintas en un sistema tienen características físicas o químicas distintivas (Ej. Agua y hielo) y existe una frontera definida entre ellas. Una fase puede constar de uno o más componentes.

En metalurgia, se utiliza el concepto de microestructura para caracterizar las propiedades de una aleación, esta se caracteriza por cierto número de fases, la proporción en que están presentes y su arreglo en el espacio tridimensional.

[Wang K. et. al., 2018] Presenta en su trabajo el resultado de la construcción de un diagrama de fases que puede ser usado para la aleación ASTM A532 IIB donde solo se toma en cuenta la presencia de Fe-C-Cr, en este se menciona que en opinión del autor, mientras las cantidades de otros elementos no superen individualmente 2%, su efecto sobre el diagramas puede ser despreciado.

El software PANDAT fue utilizado para construir los diagramas de las Figs. 1.3-1, 1.3-3 y 1.3-14 con el método CALPHAD "CALculation of PHase Diagram". Este es un software para el cálculo de diagramas de fases dado un conjunto de parámetros termodinámicos obtenidos por separado de resultados experimentales correspondientes a cada una de las fases presentes en el sistema y un conjunto de limitaciones impuestas por el usuario [Chen S. L., et. al., 2002].

El diagrama estable para la aleación similar a la ASTM A532 IIB se muestra en la Figura 1.3-1.

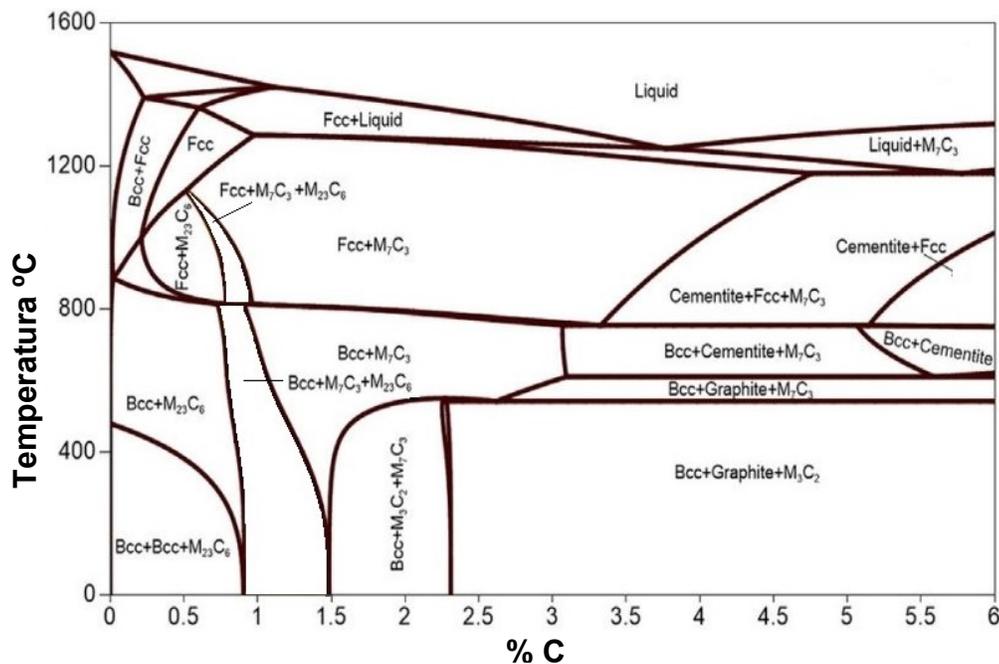


Fig. 1.3-1 Diagrama de fases estable calculado para un sistema Fe-C-Cr con 15% Cromo. [Wang K. et. al., 2018]

1.3.2 Evolución de la microestructura

1.3.2.1 Solidificación y enfriamiento

Se puede usar el diagrama de la Fig. 1.3-3 para seguir el avance de la solidificación. En capítulos posteriores se utiliza una aleación 15%Cr con 2.6%C para las actividades experimentales, por lo que se toma esta composición como ejemplo.

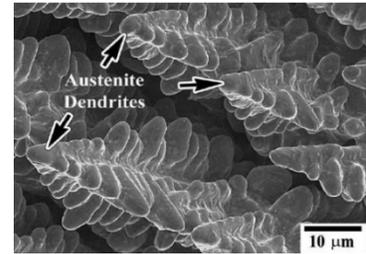


Fig. 1.3-4 Crecimiento dendrítico de austenita en un hierro de alto cromo [Bedolla et. al. 2005].

Solidificación: La composición eutéctica del diagrama es de 3.78%C, de manera que una aleación con 2.6%C es hipoeutéctica. Partiendo desde el estado líquido, una vez alcanzada la línea de Líquidus a 1337°C la primera fase en precipitar dentro del líquido será austenita (FCC), desarrollando un patrón dendrítico semejante al de la Fig. 1.3-4 cuya presencia con respecto al líquido aumenta conforme aumenta su solubilidad de carbono hasta llegar a la temperatura eutéctica 1246°C.

En ese punto se detiene el crecimiento de las dendritas FCC y debido al enriquecimiento de carbono experimentado en el líquido remanente, este tiene ahora la composición eutéctica. Al alcanzar el punto eutéctico, el líquido remanente manifiesta un subenfriamiento y solidifica por completo formando la red de carburos primarios M_7C_3 interconectados y embebidos en austenita saturada de carbono. Considerando los puntos A, B de la Fig. 1.3-3 y la regla de la palanca, la microestructura de una aleación que contenga 2.6% de carbono y 15% de cromo constará al momento último de la solidificación con 81.2% austenita con la máxima saturación posible de carbono y 18.8% carburos eutécticos M_7C_3 en peso.

Las regiones eutécticas de carburo y austenita crecen como colonias, y en ocasiones son nombradas "granos eutécticos". Es común observar colonias con forma de roseta como muestra la Figura 1.3-5, especialmente cuando la aleación es colada en molde de arena. La solidificación del microconstituyente eutéctico ocurre en un inicio como partículas aisladas de carburo [Bedolla - Jacuinde et. al., 2005], sin embargo, esas partículas pueden estar tan cerca como para coalescer posteriormente.

Una vez que la solidificación del eutéctico ha comenzado, la fase carburo parece crecer espontáneamente, formando entonces una red de carburos interconectados como un esqueleto rodeando las dendritas de austenita [Bedolla et. al. 2005].

En un punto avanzado del proceso de solidificación eutéctica, las colonias con forma de

barras alargadas de carburo presentan crecimiento unidireccional y se encuentran orientadas aleatoriamente entre ellas. Es ampliamente aceptado que una vez formados los carburos primarios M_7C_3 como producto de la reacción eutéctica, cualquier exposición a temperaturas que no se aproximen a la de fusión no tendrá efecto sobre estos.

Cuando la aleación se encuentra por debajo de la temperatura eutéctica, toda la austenita presente, se encuentra en su máxima saturación posible de carbono con un contenido de aproximadamente 1% como lo muestra el punto B en la Fig. 1.3-3, esta composición es independiente del contenido nominal de carbono en la aleación y será igual para cualquier fundición hipoeutéctica (15%Cr) tras la solidificación.

La tendencia de la matriz austenítica cuando alcanza temperaturas inferiores a la eutéctica es a disminuir su solubilidad del carbono, sin embargo, en la práctica no puede expulsar el exceso de carbono porque esto requeriría una precipitación de carburos secundarios que demanda más tiempo del disponible en un enfriamiento convencional, esta incapacidad para disminuir la cantidad de carbono deprime la temperatura de inicio de la transformación martensítica sobrestabilizando la austenita y haciéndola llegar prácticamente inalterada a la temperatura ambiente. Esto fue corroborado por [Tabrett C. P. et. al., 1997] en la Tabla 1.3-1 ya que al realizar análisis químico puntual a los carburos y dendritas austeníticas de una aleación ASTM A532 IIB en condiciones de colada, encontró que la cantidad de carbono en la matriz austenítica a temperatura ambiente es aproximadamente igual a la del punto B de la Fig. 1.3-3 (1%).

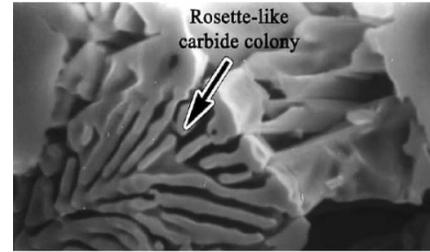


Fig. 1.3-5 Colonia de carburos eutécticos con forma de roseta. Matriz disuelta por un ataque profundo [Bedolla et. al., 2005].

Tabla 1.3-1 Composición química en porcentaje en peso y atómico () de dendritas de austenita y carburos eutécticos en una aleación de hierro de alto cromo con 15%Cr 3%Mo en condiciones de colada [Tabrett C. P., et. al., 1997]

Aleación	Fase	C	Cr	Si	Fe
15%Cr-3%Mo	γ	1.06 (4.7)	8.37 (8.5)	0.71 (1.3)	90.41 (85.4)
	M_7C_3	7.98 (28.8)	41.45 (34.6)	0.0 (0.0)	47.2 (36.6)

[Powell G. L .F. et. al., 1994] encontró que la austenita saturada con carbono que se mantiene durante el enfriamiento presenta una cantidad muy reducida de filas apenas apreciables de carburos secundarios precipitados a lo largo de algunos bordes de sub-grano y una transformación martensítica parcial cerca de las fronteras carburo eutéctico/ austenita, gracias al empobrecimiento local de carbono (Fig. 1.3-6).

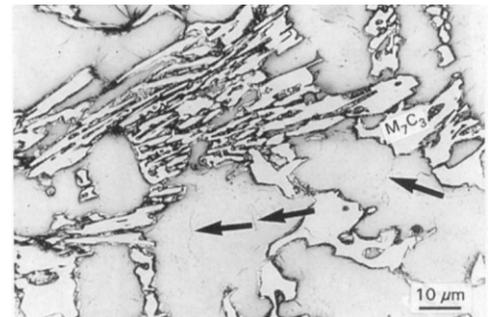


Fig. 1.3-6 Hierro ASTM A 532 IIB en condición de colada [Powell G. L .F. et. al., 1994].

1.3.2.1.1 Efecto de la composición

Durante la solidificación el elemento con mayor influencia sobre la microestructura es el carbono. La cantidad de este determina la fracción volumétrica de carburos eutécticos ya que al aumentar la concentración de este la aleación se acerca más a la composición eutéctica.

Luego de la solidificación completa del líquido, aunque los carburos permanecen virtualmente inalterables, las dendritas de austenita saturada corren el riesgo de no tener suficiente templabilidad, especialmente en piezas de sección grande debido a la segregación de elementos endurecedores durante la solidificación.

[Laird G., 1991 y 1993] reporta las relaciones de segregación para la mayoría de estos elementos y estas revelan una fuerte segregación del cromo hacia los carburos alcanzando una concentración más de cuatro veces mayor en estos que en la matriz.

Los elementos níquel, cobre y silicio se encuentran prácticamente solo en la matriz y el manganeso se encuentra repartido en cantidades parecidas.

La segregación del cromo sugiere que se debe prestar menos atención al diagrama construido para la aleación 15%Cr (Fig. 1.3-3) si se desea estudiar el enfriamiento posterior a la solidificación y puesto que Tabrett reporta una concentración en la dendrita de 8.4%Cr, el diagrama metaestable para la aleación Fe-C-Cr con 10%Cr podría ser de utilidad (Fig. 1.3-14).

[Tabrett C. P. et. al., 1997] observó que si la velocidad de enfriamiento por debajo 794°C es suficientemente lenta, se pueden formar colonias de perlita como se señala en la Fig. 1.3-7 con una "P", además en esta se señala un carburo eutéctico con una "C", la martensita con un α' y una dendrita de austenita con un " γ ". Esto difiere del diagrama metaestable que señala la formación de un eutectoide desconocido conformado por ferrita y carburo M_7C_3 .



Fig. 1.3-7 Microestructura de colada de una aleación 15Cr-3Mo con carburos, austenita, martensita y perlita señaladas [Tabrett C. P. et. al., 1997].

En la práctica, la estructura FCC se encuentra muchas veces sobre estabilizada. Dos son los factores responsables de esta sobre estabilización, ambos relacionados con el efecto de la composición sobre las curvas del diagrama CCT de la aleación:

> Desplazamiento de las curvas de transformación a la derecha haciendo necesario un enfriamiento muy lento para iniciar la transformación perlítica o bainítica. Aunque la presencia de carbono, cromo, molibdeno, níquel, cobre y manganeso retrasan la transformación perlítica en la austenita [Trzaska J. et. al., 2007], los de mayor importancia en este caso son el cromo y molibdeno, el primero por su concentración en la matriz (8.37%) y el segundo porque puede alcanzar una concentración de hasta 3% en estas aleaciones según la norma y ha demostrado tener un intenso efecto endurecedor en aleaciones ferrosas [Gundlach R. B., 1974].

> Disminución de la temperatura Ms haciendo necesario llegar a temperaturas más bajas para alcanzar el inicio de la transformación martensítica. [Ishida K.,1995] que desarrolló los cálculos de carácter termodinámico basados en información empírica para encontrar el efecto de varios elementos sobre la temperatura Ms de aleaciones ferrosas encontró que son el carbono, manganeso, cromo, níquel y cobre en orden decreciente los que mayor efecto tienen deprimiendo la temperatura Ms.

El carbono tiene un efecto superior al de los demás elementos por al menos un orden de magnitud, convirtiéndolo por mucho en el principal sobre estabilizador de la austenita (Ms -350°C para la matriz con 1.06%C), por otro lado, el cromo se encuentra en la concentración más alta haciéndolo el segundo mayor sobre-estabilizador (Ms -177°C para la matriz con 8.37%Cr). La siguiente ecuación ilustra los resultados de Ishida:

$$Ms (\text{°C, \%}) = 545 - 330C + 2Al + 7Co - 14Cr - 13Cu - 23Mn - 5Mo - 13Ni - 7Si + 4V + 0W$$

1.3.2.2 Tratamiento térmico de desestabilización

Este tratamiento es **usado para** reducir la estabilidad de la matriz austenítica y **dar lugar a la transformación martensítica** con el posterior enfriamiento. El tratamiento implica mantener la pieza colada a una temperatura entre 920°C y 1060°C de 1 a 6 horas [Pearce J. T. H. et. al., 1986], pues a estas temperaturas la sobresaturación de carbono que la austenita ostenta y mantiene desde su solidificación actúa como fuerza motriz de una precipitación de carburos, reduciendo su concentración de carbono, elevando Ms y dando paso a la transformación martensítica con el posterior enfriamiento. Este suele involucrar aire, para evitar las fracturas y grietas provocadas por la contracción térmica violenta que representaría un temple en aceite [Pearce J. T. H. et. al., 1986].

En el diagrama de la Fig 1.3-14 se representa con líneas verdes horizontales algunas rutas posibles que la temperatura y composición de la matriz austenítica con cerca de 10%Cr y 1%C podría seguir durante este tratamiento, en el diagrama se puede observar que para que la matriz alcance el equilibrio disminuyendo su concentración de carbono, debería haber una precipitación de carburos M_7C_3 .

1.3.2.2.1 Papel del carbono en la transformación martensítica

Dependiendo del contenido de carbono en la austenita de la que se forma, la martensita creada será llamada "lath" del inglés tiras o bandas si el contenido de carbono es bajo o "plate" en referencia a placas o laminas cuando es alto [George F., et. al, 2009]. En la Fig. 1.3-10 se presentan ejemplos de ambas.

En general, la martensita "lath" se asocia con tenacidad y ductilidad más altas pero con poca resistencia mecánica, mientras que la martensita "plate" alcanza una gran resistencia mecánica a costa de carecer de ductilidad y perder tenacidad, gracias a la aparición de microfracturas provocadas por el impacto de placas en formación contra las previamente formadas.

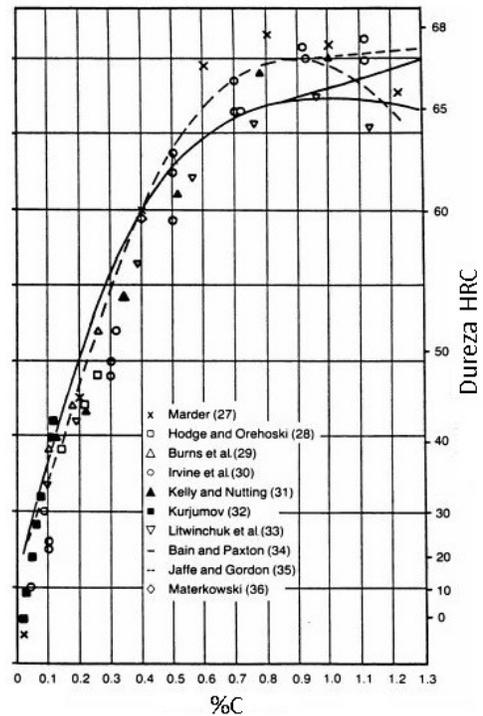


Fig. 1.3-8 Dureza de piezas completamente martensíticas con un mínimo de austenita en función del carbono [George V.V., et. al, 2009].

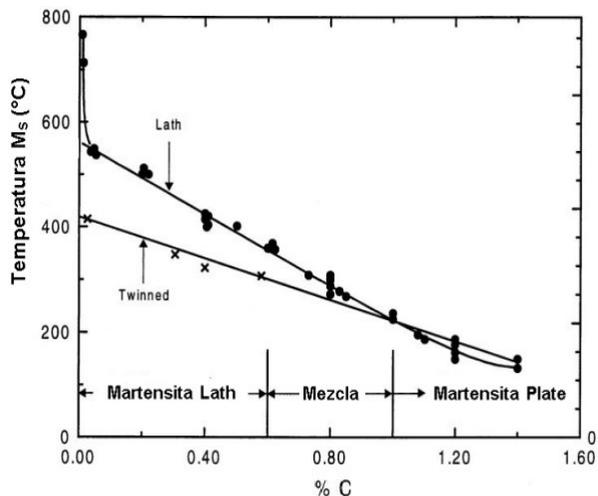


Fig. 1.3-9 Relación de la temperatura Ms y tipo de martensita con la concentración de carbono [G. Krauss, 1999]

La Fig. 1.3-8 reportada por [George V. V., et. al, 2009] presenta varios resultados cuantitativamente similares encontrados en 10 investigaciones (referenciadas en su trabajo) donde muestra la fuerte dependencia entre la dureza de microestructuras martensíticas (con un mínimo de austenita retenida) y las concentraciones de carbono en la matriz austenítica que las precede.

La dureza y resistencia mecánica de las microestructuras templadas se debe a la capacidad de los cristales martensíticos para resistir la deformación, pero la respuesta colectiva del sistema depende de su distribución. [G. Krauss, 1999] sugiere que el papel de los átomos

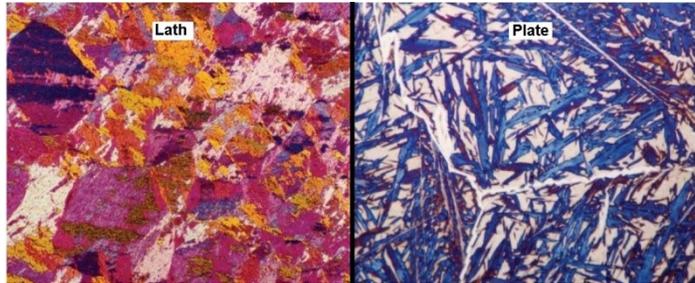


Fig. 1.3-10 Morfologías de la martensita: "lath" (izquierda) y "plate" (derecha) [George V.V., et. al, 2009].

de carbono en los cristales de martensita es variado y va desde funcionar como endurecedor por solución sólida intersticial hasta generar endurecimiento por segregación hacia las dislocaciones para evitar su movimiento.

La Fig 1.3-9 ilustra el efecto del contenido de carbono sobre la temperatura M_s que controla la cantidad de austenita retenida tras el temple.

La Fig. 1.3-11 muestra la comparación de nano-durezas tomadas a cristales individuales de martensita y micro-durezas que integran la respuesta de la austenita retenida que los rodea.

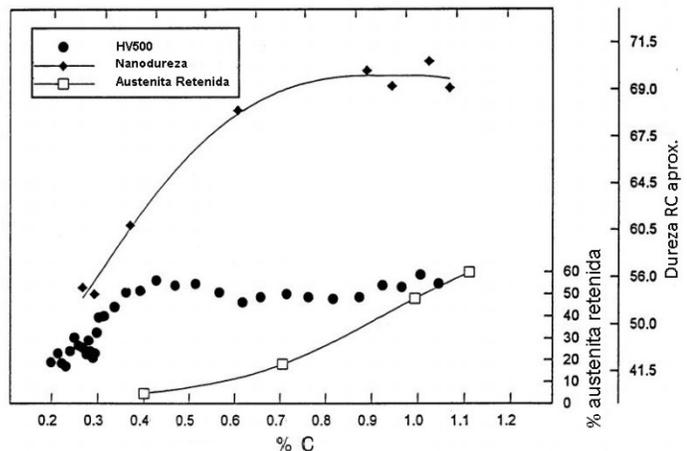


Fig. 1.3-11 Nano-dureza, microdureza y austenita retenida como función del contenido de carbono en un acero 4320 templado en aceite [Makinson J. D. et al., 1998].

La dureza de los cristales individuales de martensita con contenidos de carbono superiores a 0.8% alcanzan y mantienen valores muy altos, cercanos a 70 RC como lo muestra la Fig. 1.3-11, pero el porcentaje creciente de austenita retenida que esto implica tiene un efecto antagonista que compite por el protagonismo en las propiedades, afectando la respuesta completa de la microestructura y limitando el endurecimiento.

En el trabajo de [Cohen M., 1962] se sugiere que el endurecimiento por solución sólida es el factor principal y que el potente efecto del carbono se debe a la severa distorsión de dipolo que interactúa fuertemente con las dislocaciones. Según [Allen L., 1971], más allá de 0.4%C el aumento en la resistencia a la deformación promovido por el carbono disuelto es muy pequeño, probablemente indicando que para este punto los átomos de carbono residen tan cerca unos de otros que los campos de tensión generada por los dipolos comienzan a interactuar reduciéndose entre sí.

1.3.2.2 Martensita en la aleación ASTM A532 IIB

Varios estudios publicados [Sare I. R. et. al., 1989; Watson J. D. et. al., 1980] que se han enfocado en los efectos de la microestructura sobre la resistencia a la abrasión sugieren que una matriz martensítica ofrece un mejor desempeño que una matriz austenítica. **El soporte extra a los carburos eutécticos que ofrece la matriz martensítica ha sido identificado como una de las razones de este comportamiento, pues la gran resistencia mecánica de la martensita reduce la microdeformación transferida a los carburos durante la carga, minimizando la probabilidad de fractura en estos.** Esto es sumamente relevante porque [Sare I. R. et. al., 1989] mostró que el desgaste por abrasión puede ocurrir predominantemente por la fractura y desprendimiento de carburos eutécticos, que precede la pérdida de la matriz debilitada.

1.3.2.2.3 Transformación durante la desestabilización

[Bee J. V. et. al., 1994] estudió las características de carburos secundarios en una aleación 3.1% C y 17.7% Cr. De acuerdo a sus resultados, durante el enfriamiento posterior a la solidificación hay una primer precipitación muy limitada de carburos secundarios a lo largo de algunos bordes de sub-grano austenítico, posteriormente durante los primeros 15 minutos de un tratamiento de desestabilización a 1000°C precipita un arreglo regular de carburos $M_{23}C_6$ cuboidales en una matriz austenítica (Fig. 1.3-12).

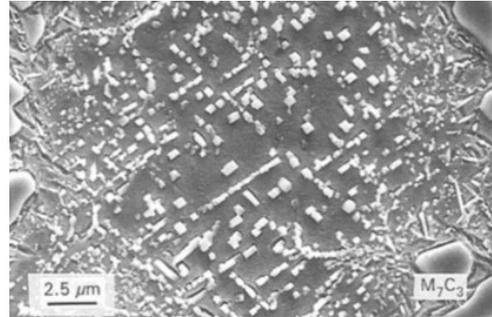


Fig. 1.3-12. Carburos secundarios promovidos por una desestabilización a 1000°C por 15 min [Bee J. V. et. al., 1994].

[Kuwano M. et. al., 1982] observó que en hierros con una relación Cr/C baja, los carburos secundarios precipitan uniformemente dentro de las dendritas, mientras que lo opuesto produce una precipitación preferente en zonas cercanas a los carburos eutécticos. Según el diagrama de la Fig. 1.3-3 deberían precipitar carburos M_7C_3 en lugar de $M_{23}C_6$, para [Bee J. V. et. al., 1994] la razón de esta falta de correspondencia se debe a una alta compatibilidad entre la matriz austenítica y los carburos $M_{23}C_6$, pues estos tienen un parámetro de red que triplica el de la austenita y su superficie es paralela a las celdas cúbicas de la matriz austenítica, lo que disminuye la energía de activación necesaria para la nucleación.



Fig. 1.3-13 MEB de las precipitaciones promovidas por el tratamiento a 1000°C por 4 hrs. [Powell y Bee, 1996]

Con 4 horas, la desestabilización a 1000°C es suficiente para producir la matriz martensítica con una abundante precipitación de carburos tanto $M_{23}C_6$ (blancos y pequeños) como M_7C_3 (de color gris claro, más gruesos y alargados de sección hexagonal) mostrados en la Fig.1.3-13.

La tendencia a provocar menores porcentajes de austenita con temperaturas de desestabilización bajas fue observada por [Maratray F. et. al., 1982].

Podría existir una temperatura óptima de desestabilización para obtener un máximo de dureza en la estructura enfriada al aire [Maratray F. et. al., 1977]. Esto se deriva de que la temperatura tiene la capacidad de promover dos efectos con consecuencias opuestas que compiten entre sí, estos son:

- A menor temperatura, la precipitación de carburos secundarios se ve muy favorecida por que la solubilidad del carbono es menor, disminuyendo fácilmente el contenido de carbono presente en la matriz. La martensita con bajo contenido de carbono que se forma durante el enfriamiento en este caso es de relativamente baja dureza.
- A mayor temperatura de desestabilización, la solubilidad del carbono en la austenita es mayor y esto reduce la fuerza motriz impulsora de la precipitación de los carburos secundarios. La matriz con alto contenido de carbono que resulta por consecuencia tiene una menor temperatura M_s y un mayor porcentaje de austenita retenida en la estructura enfriada [Zum Gahr et. al., 1980]. El mayor porcentaje de austenita retenida implica una menor dureza, esto se puede visualizar en la Fig. 1.3-15 donde se han asociado las mayores durezas con los menores porcentajes de austenita retenida en la matriz de una aleación con 28%Cr nominal.

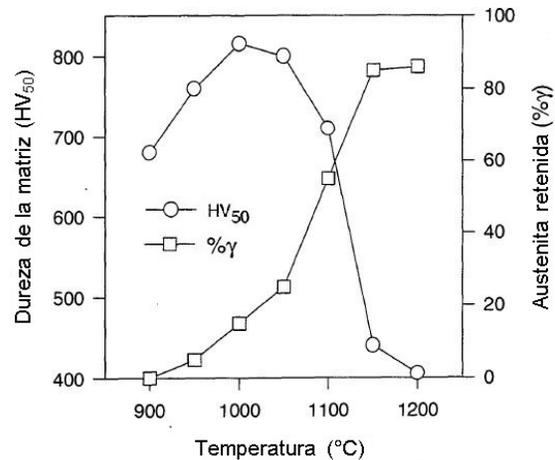


Fig. 1.3-15 Efecto de la temperatura de desestabilización sobre porcentaje de austenita retenida y dureza (28%Cr) [Maratray F. et. al., 1982]

1.3.2.2.4.2 Efecto de la sección

Según los resultados de [Kuwano M. et. al., 1982], la exposición de una matriz austenítica sobresaturada de carbono a una temperatura de **desestabilización de entre 800°C y 900°C tiene el mayor potencial posible para precipitar carburos**. Probablemente porque este es el intervalo con la mínima solubilidad posible de carbono.

[Maratray F. et. al., 1982] encontró que la temperatura de desestabilización puede perder importancia en piezas de sección muy gruesa. Esto debido a que **durante el enfriamiento** de estas piezas ocurre una **precipitación adicional de carburos secundarios en el rango de temperaturas señalado por Kuwano, incluso más dominante que la precipitación lograda con la permanencia**, haciendo que las características de la transformación se vuelvan hasta cierto punto independientes de la temperatura elegida para realizar el tratamiento.

Menores velocidades de enfriamiento tras el tratamiento permiten que el material pase más tiempo en el intervalo señalado por Kuwano, por lo que se podrían dar durezas más altas cerca del centro de piezas de sección gruesa en comparación con la superficie debido al menor porcentaje de austenita retenida.

1.3.2.2.4.3 Efecto de los elementos aleantes

Los resultados de [Liard G., 1993] en hierros con 30%Cr y los de [Tabrett C. P. et. al., 1997] en hierros con 15%Cr muestran una fuerte segregación del cromo hacia los carburos, dejando la matriz con un contenido relativamente bajo de este elemento. Debido principalmente a esto y a la disminución de carbono provocada por la precipitación de carburos es ampliamente reconocido que se requiere la adición de elementos aleantes para alcanzar suficiente templabilidad en la pieza, especialmente con las secciones más grandes [Durman R. W., 1976].

Los elementos más comunes para dar templabilidad son molibdeno, níquel, cobre y manganeso. Si el contenido de estos aleantes no es controlado apropiadamente, se pueden presentar problemas como:

- Aleación insuficiente, un nivel de aleación incapaz de evitar la transformación perlítica [Trzaska J. et. al., 2007].
- Sobre aleación, la adición excesiva que representa un costo excesivo y puede llevar a la sobre estabilización de la austenita [Pearce et. al., 1986].

El molibdeno es un elemento insignia de la aleación ASTM A532 IIB. Debido a su gran efectividad como elemento endurecedor, es el principal encargado de esta función. Concentraciones de molibdeno superiores al 1% son requeridas para que este sea efectivo [Norman T. E., 1985], mientras que superar el 3% aporta poco [Maratray F., 1971]. Este elemento casi no muestra tendencia a disminuir la temperatura M_s y por lo tanto prácticamente no estabiliza la austenita.

Níquel y cobre son usados como elementos endurecedores secundarios. Según [Dodd J. et al, 1981] la efectividad tanto de níquel como de cobre para retrasar la transformación perlítica mejora cuando se usa en conjunto con el molibdeno, aunque [Gundlach R. B., 1974] ha señalado al níquel como el más efectivo (bajo la misma condición). Tras la solidificación, el níquel y cobre se encuentran exclusivamente en la matriz, a diferencia del manganeso que puede segregar parcialmente hacia los carburos, reduciendo su efectividad [Laird G. et. al., 1991], aun así algunos optan por considerarlo un endurecedor secundario más junto con el níquel y cobre.

La norma establece un límite al contenido de silicio de 1% debido a que contenidos superiores podrían favorecer la formación de perlita disminuyendo la templabilidad de la pieza [Powell G.L.F. et. al., 1992]. Sin embargo, este elemento desplaza el punto triple B de la Fig. 1.3-3 hacia la izquierda, disminuyendo la solubilidad del carbono, por lo que su adición provoca un incremento en la temperatura M_s . Al igual que el níquel y cobre, el silicio se encuentra exclusivamente en la matriz.

1.3.2.2.4.4 Efecto del tiempo de permanencia

El tiempo de permanencia en el tratamiento de desestabilización normalmente va de 1 a 6 horas, más 1 hora extra por pulgada de sección crítica para permitir que la temperatura alcance el centro de la pieza, aunque si la pieza es de sección pesada y se utilizan rampeos durante el calentamiento este tiempo extra podría disminuir o no ser necesario. Si este es el caso, se debe evitar a toda costa cualquier permanencia involuntaria de las piezas en temperaturas superiores a 800°C ya que estas son capaces de iniciar la precipitación de los carburos.

Aleaciones con altos contenidos de níquel y cobre generalmente requieren tiempos de permanencia cercanos a las 6 horas [Fairhurst W. et. al., 1974], probablemente debido al efecto de estos elementos sobre M_s , se requiere más precipitación de carburos secundarios para elevarla. El resultado de este escenario sobre las propiedades puede ser contraproducente si la martensita formada no tiene suficiente carbono para alcanzar una dureza adecuada.

Los efectos del tiempo de permanencia y su relación con la composición química es un área de estudio con gran potencial pues el número de estudios al respecto es aparentemente muy limitado. Aunque esto también podría interpretarse como indicativo de que en opinión de la comunidad científica este factor representa un impacto menor sobre el resultado final en comparación con las otras variables.

1.3.2.3 Tratamiento térmico sub - crítico o de revenido

[Tabrett C. P., 1997] **Posterior al tratamiento de desestabilización**, la estructura predominantemente martensítica aún puede contener cantidades importantes de austenita retenida. **Los tratamientos sub-críticos pueden ser usados si se desea alcanzar niveles extremadamente bajos de austenita.** Este tratamiento sub-crítico (o de revenido) involucra el mantenimiento de la pieza a temperaturas entre 200°C y 600°C [Pearce J. T. H. et. al., 1986] de 2 a 6 horas [Durman R. W., 1976].

Según [Maratray F. et. al., 1982] las siguientes son reacciones posibles durante el tratamiento:

- Precipitación de carburos secundarios.
- Reacción eutectoide ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{carburo aleado}$).
- Formación de perlita ($\alpha + M_3C$).

La precipitación de carburos es la única deseable por desestabilizar la matriz y dar paso a la formación de martensita.

1.3.2.3.1 Efecto de los elementos aleantes (sub – crítico)

El molibdeno se ha asociado con mayores durezas [Maratray F., 1971] e incrementos de la temperatura óptima para alcanzar el endurecimiento secundario máximo [Maratray F. et. al., 1977]. Además, se piensa que la adición de molibdeno abre el rango de temperaturas capaces de ocasionar el endurecimiento secundario.

El manganeso, que incrementa la estabilidad de la austenita, ha demostrado ser contraproducente al endurecimiento secundario por disminuir la cantidad de austenita que se transforma gracias al tratamiento [Rozhkova E. V. et. al., 1988].

1.3.2.3.2 Temperatura óptima para el endurecimiento

Hasta los 400°C solo ocurre el revenido de la martensita, produciendo un ligero decremento en dureza [Zum Gahr et. al., 1980], **entre 400°C y 550°C, la precipitación de carburos secundarios puede ocurrir, reduciendo el porcentaje de austenita y produciendo el endurecimiento secundario [Parks J. L., 1978].** Temperaturas mayores a 600°C pueden llevar la austenita a descomponerse en perlita o (carburos aleados + ferrita) [Parks J. L., 1978], a pesar de que la formación de estos microconstituyentes disminuye la cantidad de austenita, comúnmente resulta en una pérdida de dureza y resistencia al desgaste.

En el intervalo señalado por Parks la precipitación de carburos se ve favorecida, pero la temperatura óptima dependerá de la cantidad y estabilidad de la austenita retenida tras el tratamiento de desestabilización.

- Si la cantidad de austenita retenida es demasiado baja esta se ve mecánicamente estabilizada por la expansión volumétrica que tuvo lugar a su alrededor, de manera que solo ocurre el revenido de la martensita ya formada [Maratray F. et. al., 1982]. Así que cierta cantidad de austenita retenida es necesaria para que se dé un endurecimiento secundario.
- Según [Maratray F. et. al., 1982], la temperatura en que el endurecimiento secundario se presenta aumenta para mayores contenidos de austenita. Más austenita es resultado de una mayor concentración de carbono, por lo que necesita mayor movilidad y energía de activación en forma de temperatura.

La Fig. 1.3-16 ilustra el rango generalmente usado para el tratamiento sub – crítico, junto con las zonas del diagrama (resaltadas) en que se ve favorecida la precipitación de carburos $M_{23}C_6$. La precipitación de carburos, que tiene lugar tras el tratamiento de desestabilización lleva la concentración del carbono en la matriz por debajo del 1% (en un perfil disforme), por lo que hay una alta probabilidad de que el tratamiento sub - crítico exponga la matriz a las condiciones de la zona amarilla. La precipitación de carburos $M_{23}C_6$ podría verse favorecida con este tratamiento por ser fase estable y tener buena compatibilidad con la red atómica FCC como ya se explicó.

Durante la permanencia en el tratamiento sub - crítico, la matriz podría encontrarse en riesgo de una transformación isotérmica a perlita o bainita si el tiempo de permanencia es excesivamente largo o la cantidad de elementos endurecedores (molibdeno, níquel y cobre) no es adecuada. En el diseño de proceso de la aleación, el tiempo de permanencia que se vaya a aplicar durante el tratamiento sub – crítico debería considerar el contenido de elementos aleantes para evitar la formación de perlita.

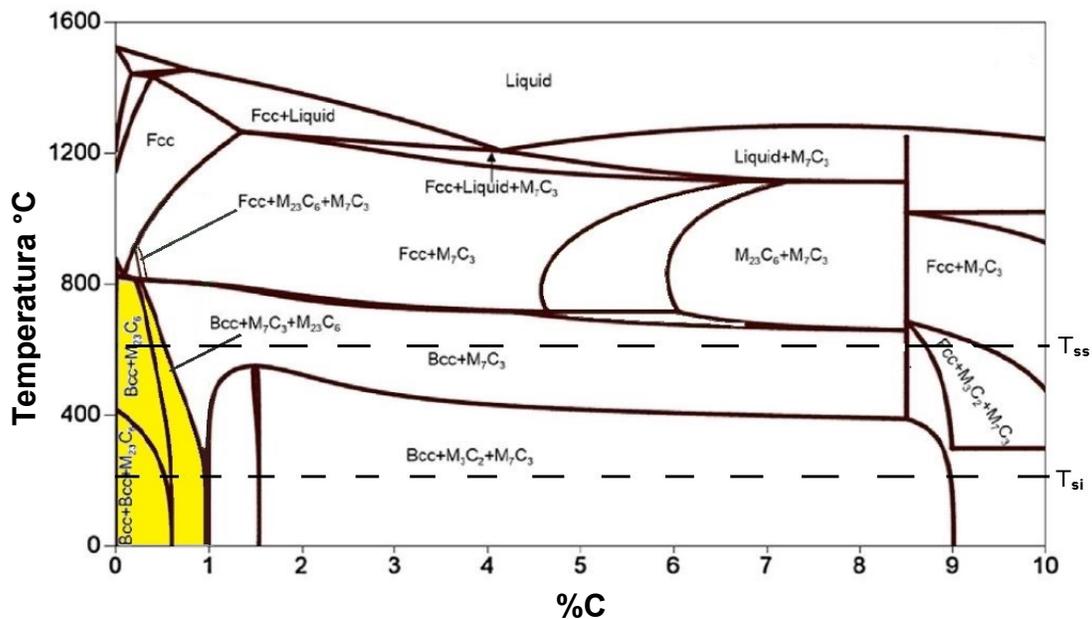


Fig. 1.3-16 Diagrama Fe - C - 10%Cr [Wang K. et. al., 2018]. La zona amarilla señala las condiciones en las que es favorable la precipitación de carburos $M_{23}C_6$. Las líneas (T_{ss} y T_{si}) señalan el intervalo de temperatura en el que se aplica el tratamiento sub– crítico según Pearce.

II. Objetivo

General

- Proporcionar información confiable, que sea de utilidad para el diseño de los tratamientos térmicos aplicados a componentes fabricados con la aleación ASTM A532 IIB, así como presentar y discutir ideas capaces de favorecer la comprensión de los fenómenos metalúrgicos implicados.

Particulares

- Caracterizar la microestructura de piezas en condición de colada y comparar su dureza con la de piezas tratadas térmicamente.
- Determinar el efecto de temperatura y tiempo de permanencia en:
 - Tratamientos de desestabilización aplicados a piezas en condición de colada (900°C - 1050°C por 1 - 5 hrs).
 - Tratamientos sub - críticos aplicados a piezas desestabilizadas (400°C - 550°C por 2 - 5 hrs).
- Discutir el efecto de la sección y método de enfriamiento en el tratamiento de desestabilización.

III. Justificación

En la actualidad, el proceso de conminución de minerales llevado a cabo por las plantas de beneficio del país, ha generado una demanda y mercado competitivo de componentes fabricados con materiales con alta resistencia al desgaste abrasivo e impacto repetido bajo condiciones de alta humedad y medios agresivos.

A pesar de que es deseable disminuir el costo de cualquier producto comercial, en el caso de los componentes usados para la conminución, la importancia de este aspecto es irrelevante ante la necesidad de alargar la vida útil, debido a que esta determina la frecuencia con la cual serán necesarios paros temporales para reponer o sustituir los componentes gastados y fracturados. El costo de los paros en la planta excede por mucho los costos que generaría el aumento al precio del componente.

Se sabe que las propiedades de los componentes para aplicaciones de alta abrasión pueden variar drásticamente por factores relacionados con su fabricación y procesamiento, como lo son la composición química y el tratamiento térmico al que son sometidos. Es necesario desarrollar investigaciones acerca del efecto de los factores implicados en la fabricación de dichos componentes con la intención de mantener control sobre las propiedades, aprovechando al máximo los parámetros convencionales del procesamiento y fabricación.

IV. Hipótesis

Si el carbono es el único elemento de la aleación con movilidad significativa en estado sólido, cualquier efecto de los tratamientos térmicos sobre la microestructura y propiedades mecánicas debe estar asociado principalmente al perfil de concentración de este elemento.

V. Metodología, Resultados y Análisis de Resultados

5.1 Caracterización de piezas en condición de colada

El componente 1 (Fig. 5.1-1), fue utilizado para las actividades experimentales del apartado 5.1 y 5.2. Su peso es cercano a media tonelada, tiene una sección crítica de aproximadamente 15 cm, fue fundido en un horno de inducción, vaciado desde la olla a 1350°C en un molde de arena en el que permaneció por 24 horas antes del desmoldeo, momento en que presentó una temperatura en la superficie de 537°C y fue expuesto al medio ambiente hasta enfriarse por completo.

C - 2.64%	Cu - 0.37%	Nb - 0.03%
Cr - 15.9%	Mn - 0.13%	P - 0.02%
Mo - 1.02%	Si - 0.68%	S - 0.03%
Ni - 0.18%	V - 0.04%	Ti - 0.01%



Fig. 5.1-1 Comp. 1 aleación ASTM A532 IIB condición de colada usado para las actividades experimentales de los apartados 5.1 y 5.2. A su lado la composición química en la olla (%peso).

5.1.1 Caracterización de la microestructura

Para caracterizar la microestructura de este componente, se marcaron varias zonas a lo largo de su superficie de las cuales se seleccionaron aleatoriamente cinco. Muestras de las cinco zonas seleccionadas fueron separadas del componente con ayuda de un esmeril (evitando sobrecalentarlas), maceta y refrigeración por agua.

La preparación de las superficies se realizó con disco piedra de desbaste p/banco, lija de agua 240, 1200 y paño con pasta de diamante, ataque con picral. Las microestructuras encontradas en todas las zonas estudiadas comparten las mismas características ilustradas por la Fig. 5.1-2.

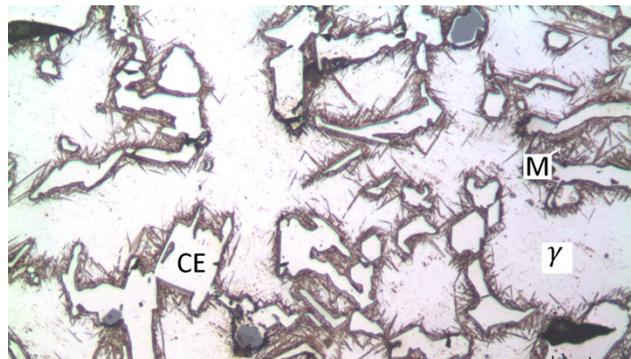


Fig. 5.1-2 Microestructura de una pieza en condición de colada. Tomada originalmente a 200X. Tres centímetros bajo la superficie.

La microestructura de colada presenta lo siguiente:

- (CE) Carburos eutécticos de color blanco brillante, probablemente M_7C_3 pues presentan ángulos de 120° como los de un hexágono (Fig. 5.1-4 a).
- (γ) Matriz austenítica de color blanco opaco.
- (M) Martensita cerca de la frontera de las otras dos fases, se distingue la transformación parcial de la matriz con agujas café formando ángulos de 60° entre ellas, lo cual es característico de la martensita (Fig. 5.1-4 b).

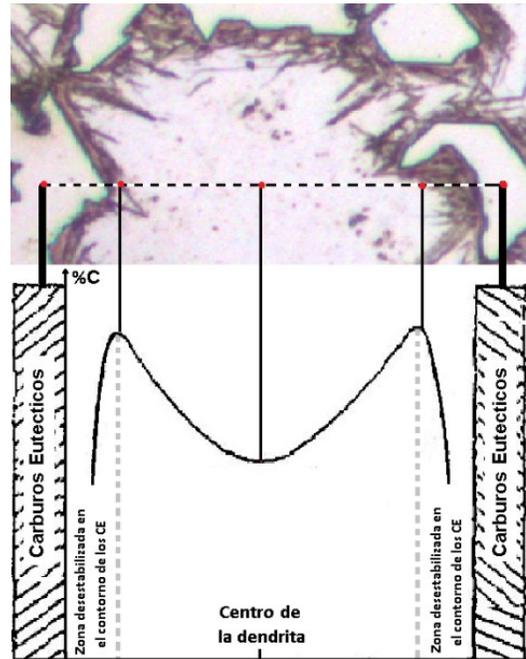


Fig. 5.1-3 Perfil de carbono asociado a la microestructura de colada según [Dupin P. et. al., 1982].

[Dupin P. et. al., 1982] reportan que el perfil de concentración de carbono en las piezas de colada es como se muestra en la Fig. 5.1-3 de manera que la desestabilización localizada cerca de los carburos eutécticos es probablemente debida a que la baja concentración de este elemento eleva la temperatura M_s en esa zona.

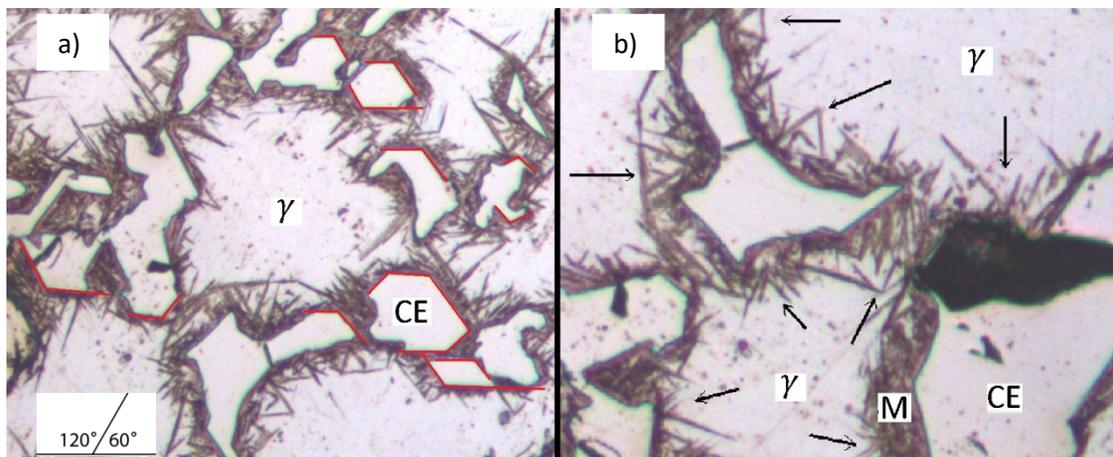


Fig. 5.1-4 a) Geometría de los carburos eutécticos con ángulos de 120° como los de un hexágono. 5.1-4 b) Disposición geométrica de las placas de martensita formando ángulos de 60° .

5.1.2 Caracterización de la dureza

Las muestras de las cinco zonas fueron cortadas con cortadora de disco de carburo de silicio (Fig. 5.1-5) para darles la forma plana necesaria para las indentaciones.



Fig. 5.1-5 Cortadora de banco con disco de SiC.

El ensayo Brinell (norma ASTM E10 – 18), fue seleccionado para la medición de la dureza en todos los apartados. La ventaja del indentador esférico radica en generar una deformación radial sin enfocar la carga en un punto específico, haciendo imposible que la elevada dureza de los carburos desvíe la medición que debe ser global.

Tabla 5.1-1 Durezas medidas en distintas zonas del componente 1 en condición de colada. Intervalo de confianza con $\alpha = 90\%$, Carga aplicada 750 Kgf, indentador de carburo de tungsteno de 5 mm.

Zona	Dureza Brinell (HBW)		
1	555	601	601
2	514	601	555
3	601	555	555
4	555	555	555
5	555	555	601
$\bar{x} = 567.6$ $\sigma = 25.66$ $t_{90\%} = 1.796$	$\mu = 567.6 \pm 11.9 HBW$		

Las mediciones de dureza Brinell se realizaron por triplicado a cada pieza y se calculó un intervalo de confianza global para la dureza del componente en condición de colada usando los valores medios y la desviación estándar de estos con una confianza $\alpha = 90\%$ (ver Tabla 5.1-1). Los resultados muestran poca dispersión considerando la poca resolución de los instrumentos usados.

Dos interpretaciones de la dispersión de los resultados:

- Homogeneidad macroscópica en la composición de la pieza tras la solidificación. Especialmente carbono y cromo.
- Similares velocidades de enfriamiento en las zonas estudiadas.

Una macrosegregación de carbono durante la solidificación ocasionaría variaciones en la fracción volumétrica de carburos eutécticos debido a que zonas enriquecidas de este elemento tendrían una composición más parecida a la del eutéctico. La macrosegregación de cromo también afectaría la fracción volumétrica de carburos eutécticos por modificar la posición de los puntos triples en el diagrama. Además, la dureza de los carburos es dependiente de la concentración de este elemento. La macrosegregación de elementos endurecedores como níquel, cobre y molibdeno podría llevar a la formación de perlita, especialmente cerca del centro de la pieza.

Es reconocido que bajas velocidades de enfriamiento durante la solidificación de las fundiciones aumentan el espaciamiento de brazos dendríticos secundarios o "SDAS", lo cual ha sido asociado con una disminución en la resistencia a la deformación. Es lógico que las velocidades de enfriamiento en las distintas zonas estudiadas sean similares porque todas se encuentran prácticamente a la misma distancia de la superficie (debido a la gran dificultad que representa tomar muestras de posiciones profundas en la componente sin sobrecalentarlas)

El intervalo de dureza encontrado para las piezas en condición de colada será de gran utilidad para realizar comparaciones cuantitativas del efecto de los tratamientos térmicos estudiados en apartados posteriores.

5.2 Tratamiento de desestabilización

Varias muestras fueron tomadas de una zona de fácil acceso en el componente 1. A partir de las muestras (Fig. 5.2-1), se cortaron 30 piezas con forma plana. Estas 30 piezas fueron usadas para realizar los tratamientos reportados en los apartados 5.2.1 y 5.2.2. La sección de estas piezas es aproximadamente de 1.3 cm por lo que requieren 15 minutos extra a la temperatura de un tratamiento antes de alcanzar la saturación térmica, esto fue considerado al realizar todos los experimentos.



Fig. 5.2-1. Muestras tomadas del componente 1 en condición de colada.

5.2.1 Efecto de la temperatura y tiempo de permanencia

Para estudiar el efecto del tratamiento térmico sobre las piezas en condición de colada se definieron varias condiciones de temperatura y tiempo. Los tratamientos fueron realizados a 900°C, 950°C, 975°C, 1010°C y 1050°C variando los tiempos de permanencia entre 1, 2, 3 y 5 horas. En todos los casos, el enfriamiento se realizó mediante convección natural al aire. La Tabla 5.2-1 muestra la denominación otorgada a las 20 piezas tratadas.

Tabla 5.2-1 Denominación otorgada a las piezas y condiciones de sus tratamientos térmicos

Temperatura	Tiempo de permanencia			
	1 Hora	2 Horas	3 Horas	5 Horas
900 °C	900-1	900-2	900-3	900-5
950 °C	950-1	950-2	950-3	950-5
975 °C	975-1	975-2	975-3	975-5
1010 °C	1010-1	1010-2	1010-3	1010-5
1050 °C	1050-1	1050-2	1050-3	1050-5

Luego de realizar los tratamientos de desestabilización con equipos como el mostrado en la Fig. 5.2-2, se dio una preparación superficial a las piezas con lija de banda 180 para retirar la capa descarbonada y después lija de agua 240 y 600.

La indentación con indentador de carburo de tungsteno de 5 mm y carga de 750 Kg, se realizó al menos por triplicado en cada pieza (Fig. 5.2-3), dejando al menos una distancia equivalente a dos huellas entre los bordes de las indentaciones realizadas. El diámetro de las indentaciones fue medido con ocular y se consideró representativo el valor medio de dureza en cada pieza.



Fig. 5.2-2 Mufla usada para realizar los tratamientos mostrados en la Tabla 5.2.1-1.



Fig. 5.2-3 Durómetro Brinell usado para realizar las indentaciones en las piezas.

La superficie de las piezas donde se midió la dureza fue después utilizada para el análisis metalográfico. Después de realizar las indentaciones y medir los diámetros de las huellas, la superficie fue desbastada una vez más con lija de agua 600 y 1200, las superficies fueron pulidas utilizando polvo de alúmina en paño húmedo y todas fueron atacadas con picral (2 g por cada 100 ml de etanol) por un periodo de entre 5 y 15 minutos.

Suposiciones y conceptos empleadas para realizar el análisis de resultados:

1. La presencia de carburos secundarios no tiene un efecto significativo sobre la dureza de la matriz. Similar a un acero globulizado.
2. El ataque con picral revela las fronteras entre los carburos y la matriz con color negro o gris oscuro, otorga a la martensita tonalidades de café que cambian con la cantidad de austenita retenida y deja inalterada la superficie de la austenita y los carburos.

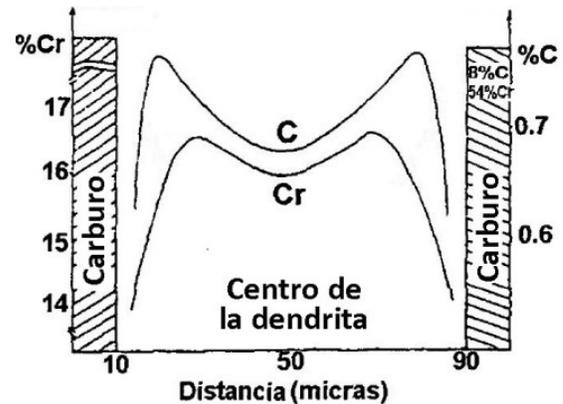


Fig. 5.2-5 Perfil de concentración de carbono y cromo en un hierro de alto cromo en condición de colada. [Dupin, 1982].

3. La microestructura de la Fig. 5.1-2 corresponde con las piezas antes de aplicarles los tratamientos.
4. La Fig. 5.2-5 muestra un perfil de segregación de C y Cr encontrado en el brazo de dendrita de un hierro de alto cromo en condición de colada [Dupin, 1982]. Independientemente de las magnitudes, se asume que las piezas tratadas presentaban perfiles de cromo y carbono con la misma tendencia antes de los tratamientos. Esto es, menor concentración de cromo y carbono cerca del centro y en la zona adyacente a los carburos eutécticos.
5. El carbono es el único elemento con el radio metálico necesario para ocupar posiciones intersticiales en la red metálica de la aleación. El resto de elementos ocupan posiciones sustitucionales en la red por lo que requerirían vacancias, mucha energía y tiempo para movilizarse significativamente.

Para la interpretación y análisis de los resultados se consideran los siguientes conceptos (fundamentales):

➤ Concentración de carbono al equilibrio (C_{Eq}):

Es la concentración de carbono necesaria para que la matriz llegue a un mínimo de energía libre, se encuentra señalada para una aleación 10Cr sobre la "línea de equilibrio FCC/FCC+M₇C₃" a 900°C en la Fig. 5.2-6.

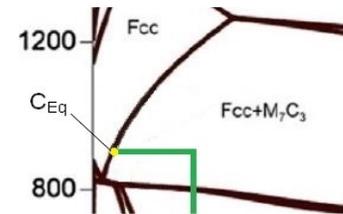


Fig. 5.2-6 Diagrama Fe-C-10%Cr señalando C_{Eq} para una temperatura de 900°C.

Si la concentración de carbono es superior a C_{Eq} , el tiempo de permanencia ocasiona la precipitación de carburos secundarios. Si por el contrario, la concentración de carbono es inferior a este valor, la precipitación de carburos será imposible e incluso podría darse la redisolución de carburos secundarios.

El equilibrio químico es un estado dinámico, una vez alcanzada C_{Eq} , la precipitación y redisolución simultánea de carburos secundarios representa un escenario posible.

Temperaturas altas y concentraciones bajas de cromo promueven C_{Eq} mayores, como se muestra en las Figuras 5.2-6 y 5.2-7.

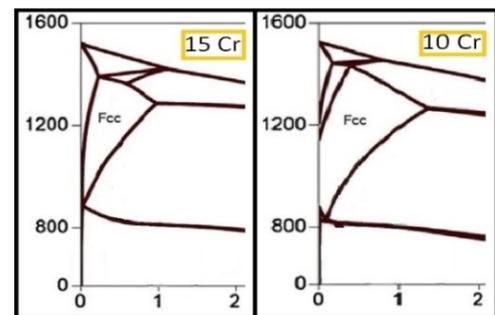
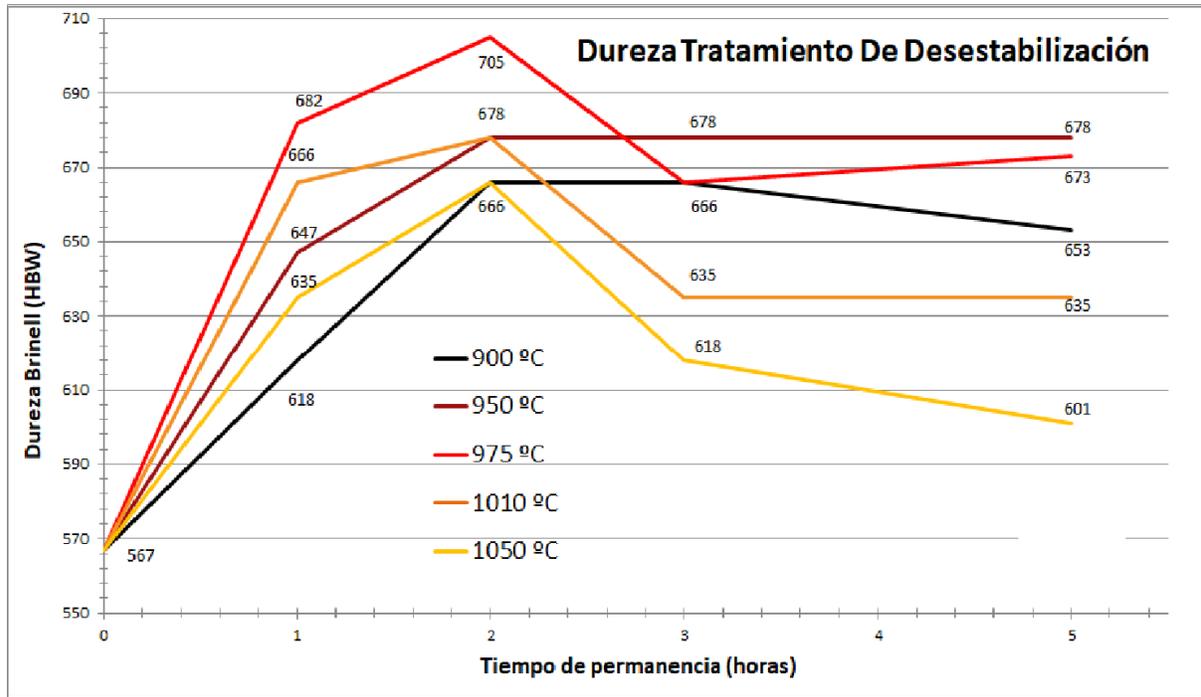


Fig. 5.2-7 Comparación de la zona FCC metaestable en una aleación 10%Cr y 15%Cr.

- Concentración máxima de carbono para generar martensita (C_{Ms}):

La concentración de carbono en la matriz necesaria para que M_s tome un valor tal que la transformación martensítica sea apreciable a temperatura ambiente mediante la inspección con microscopio metalográfico. Bajo esta definición, si la concentración de carbono en la matriz es superior a C_{Ms} en un punto, es porque no se identificó la transformación martensítica de la matriz en ese punto mediante la inspección metalográfica.

A continuación se presentan las durezas alcanzadas por las piezas después de los tratamientos térmicos aplicados (Fig. 5.2-8).



900-1	618 HBW	900-2	666 HBW	900-3	666 HBW	900-5	653 HBW
950-1	647 HBW	950-2	678 HBW	950-3	678 HBW	950-5	678 HBW
975-1	687 HBW	975-2	704 HBW	975-3	666 HBW	975-5	673 HBW
1010-1	666 HBW	1010-2	678 HBW	1010-3	635 HBW	1010-5	635 HBW
1050-1	635 HBW	1050-2	666 HBW	1050-3	618 HBW	1050-5	601 HBW

Fig. 5.2-8 Endurecimiento generado por los tratamientos de desestabilización. Gráficos de dureza en función del tiempo de permanencia para las 5 temperaturas estudiadas con etiquetas mostrando la dureza Brinell (HBW) alcanzada (Parte superior). Cuadro con los valores de dureza HBW en otro arreglo (parte inferior).

Condición de colada.

De acuerdo a las suposiciones y conceptos presentados, se muestra a continuación un diagrama que representa a una pieza en condición de colada (Fig. 5.2-9):

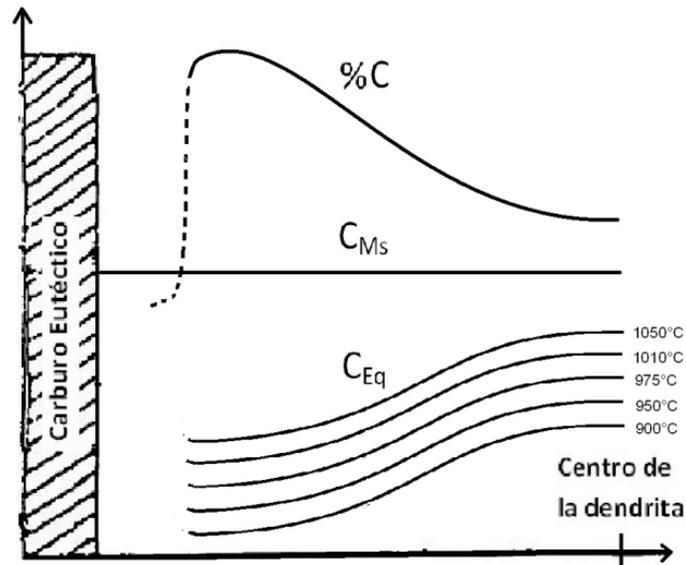


Fig. 5.2-9 Perfil de carbono en condición de colada. C_{Ms} y C_{Eq} como función de la posición y la temperatura.

Las características del diagrama de la Fig. 5.2-9 son resultado de lo siguiente:

- No hay escala numérica en los ejes por que no se tiene información al respecto. Se busca hacer énfasis al aspecto cualitativo y comparativo.
- Se implica que los ejes corresponden a la concentración de carbono (ordenadas) y posición (abscisas).
- C_{Eq} debe encontrarse debajo de C_{Ms} porque con cada temperatura usada hubo al menos una pieza en la que la transformación martensítica apreciable alcanzó el centro de la dendrita.
- C_{Eq} es mayor a temperaturas más altas porque la temperatura aumenta la solubilidad del carbono en la austenita
- C_{Eq} es mayor cerca del centro porque ahí hay menor concentración de cromo.
- C_{Ms} debe ser menor que la concentración de carbono por que la matriz es austenítica en condición de colada.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 900°C se presentan en las Figuras 5.2-10 a 5.2-13.

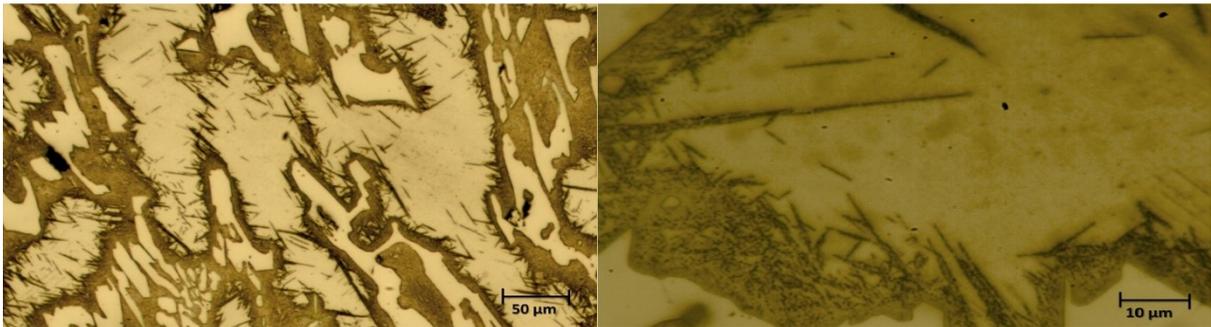


Fig. 5.2-10 Microestructura de la pieza 900-1 (618 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con martensita en la zona adyacente a los CE.

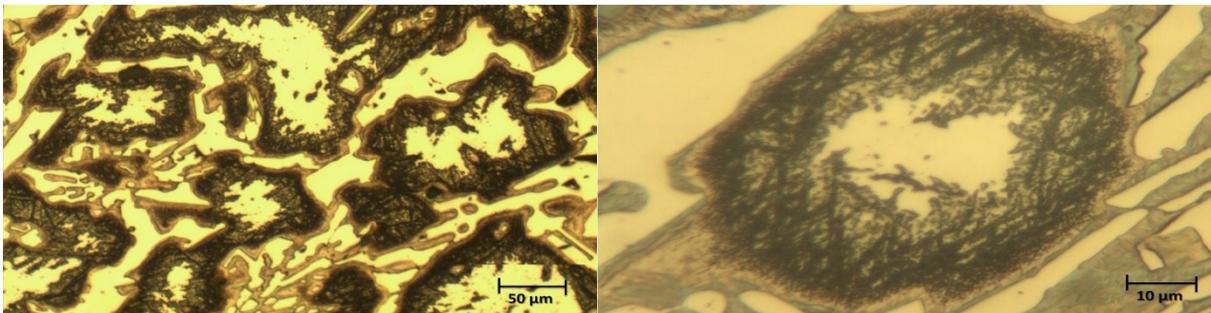


Fig. 5.2-11 Microestructura de la pieza 900-2 (666 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con alta densidad de precipitaciones en el borde de dendrita.

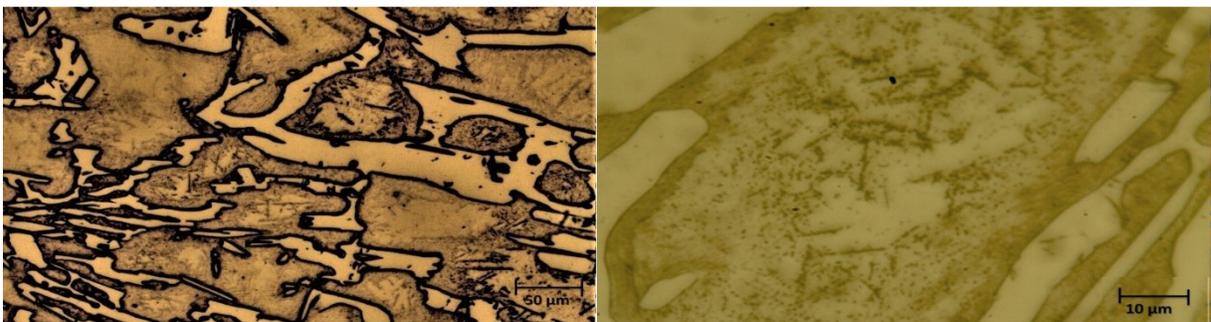


Fig. 5.2-12 Microestructura de la pieza 900-3 (666 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con precipitaciones cerca del borde de dendrita

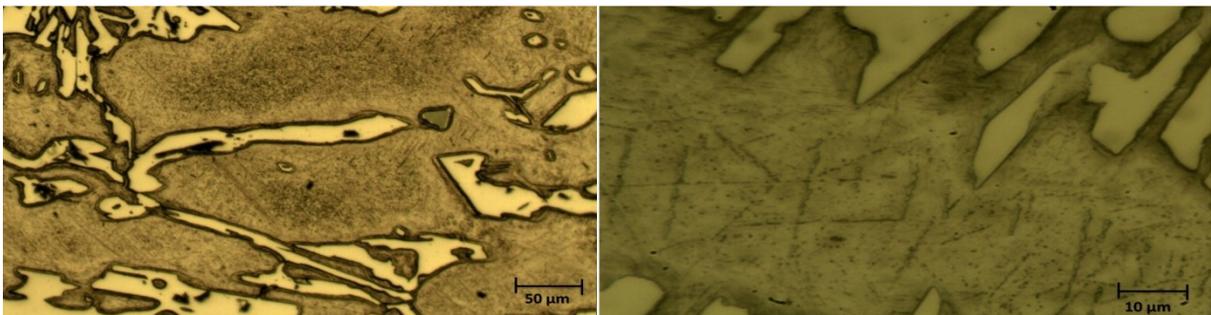


Fig. 5.2-13 Microestructura de la pieza 900-5 (653 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz con moderada densidad de precipitaciones homogéneamente distribuidas.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 950°C se presentan en las Figuras 5.2-14 a 5.2-17.

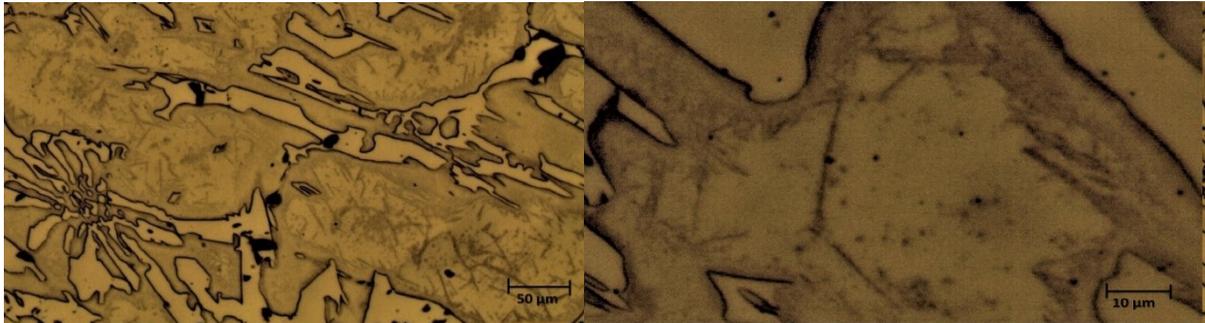


Fig. 5.2-14 Microestructura de la pieza 950-1 (647 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con martensita en la zona adyacente a los CE.

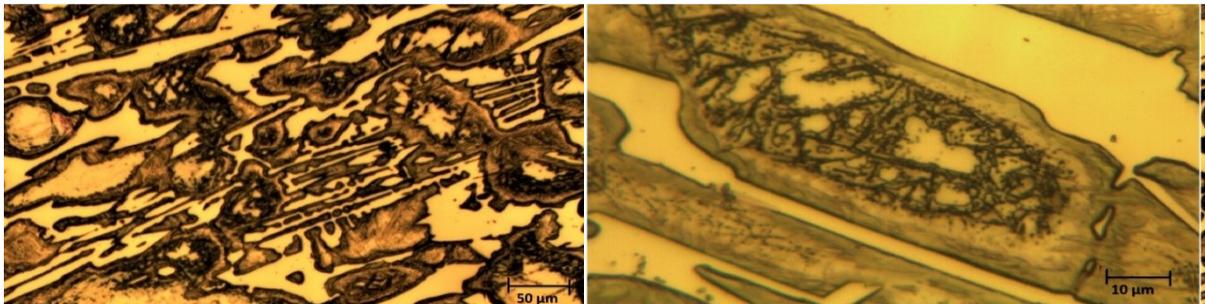


Fig. 5.2-15 Microestructura de la pieza 950-2 (678 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con alta densidad de precipitaciones en el borde de dendrita.

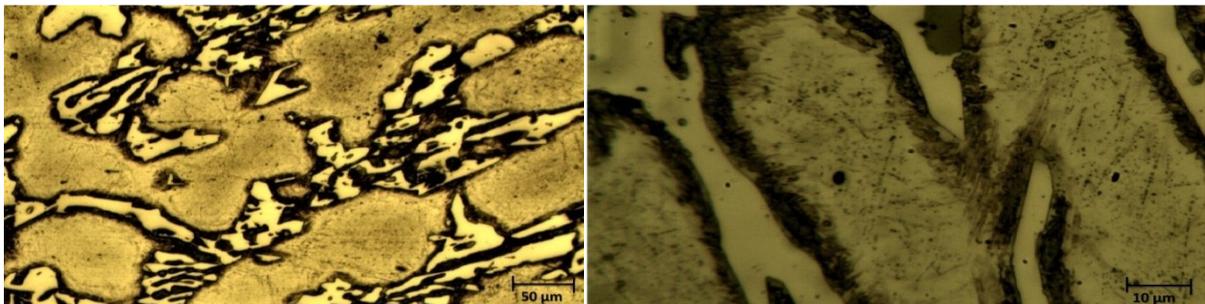


Fig. 5.2-16 Microestructura de la pieza 950-3 (678 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz con moderada densidad de precipitaciones homogéneamente distribuidas.

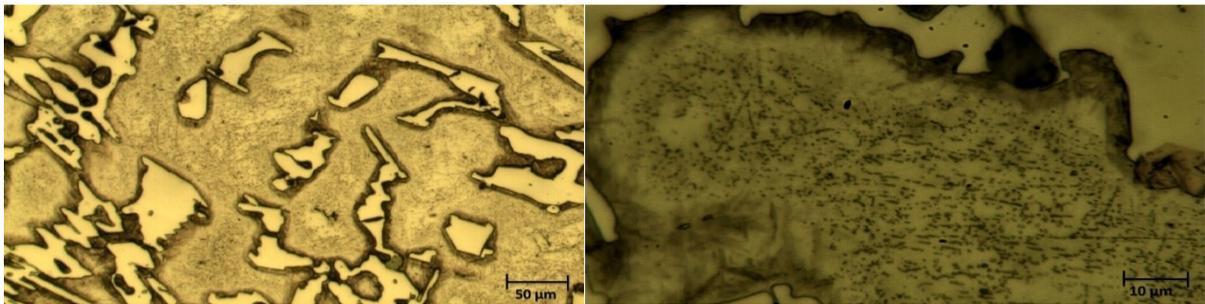


Fig. 5.2-17 Microestructura de la pieza 950-5 (678 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz con moderada densidad de precipitaciones homogéneamente distribuidas.

Las características microestructurales de las piezas tratadas a 900°C y 950°C son las siguientes:

Tratamiento a 900°C

- 900-1: La zona adyacente a los carburos eutécticos, que se encuentra desestabilizada desde la solidificación, permanece igual. Algunas líneas negras formadas por precipitaciones consecutivas de carburos se adentran en la dendrita. La mayor parte de la matriz parece permanecer inalterada.
- 900-2: La zona desestabilizada ha avanzado hacia el centro de la dendrita. Alta densidad de precipitaciones en la zona desestabilizada.
- 900-3: La zona desestabilizada está cerca de alcanzar el centro de la dendrita. Menor densidad de las precipitaciones en la zona desestabilizada en comparación con la pieza 900-2.
- 900-5: La desestabilización ha alcanzado el centro de la dendrita. La densidad de carburos es incluso menor que en la pieza 900-3.

Tratamiento a 950°C

- 950-1: La zona adyacente a los carburos eutécticos, que se encuentra desestabilizada desde la solidificación, permanece igual. Algunas líneas negras formadas por precipitaciones consecutivas de carburos se adentran en la dendrita. La mayor parte de la matriz parece permanecer inalterada.
- 950-2: La zona desestabilizada ha avanzado hacia el centro de la dendrita. Alta densidad de precipitaciones en la zona desestabilizada.
- 950-3: La desestabilización ha alcanzado el centro de la dendrita. La densidad de carburos es menor que en la pieza 950-2.
- 950-5: La desestabilización ha alcanzado el centro de la dendrita. La densidad de carburos es similar a la de la pieza 950-3.

Para ofrecer una explicación a la dureza y características microestructurales de las piezas tratadas con temperaturas de 900°C y 950°C, las Figuras 5.2-18 y 5.2-19 representan la posible evolución del perfil de carbono como resultado de la permanencia a estas temperaturas considerando C_{Ms} y C_{Eq} .

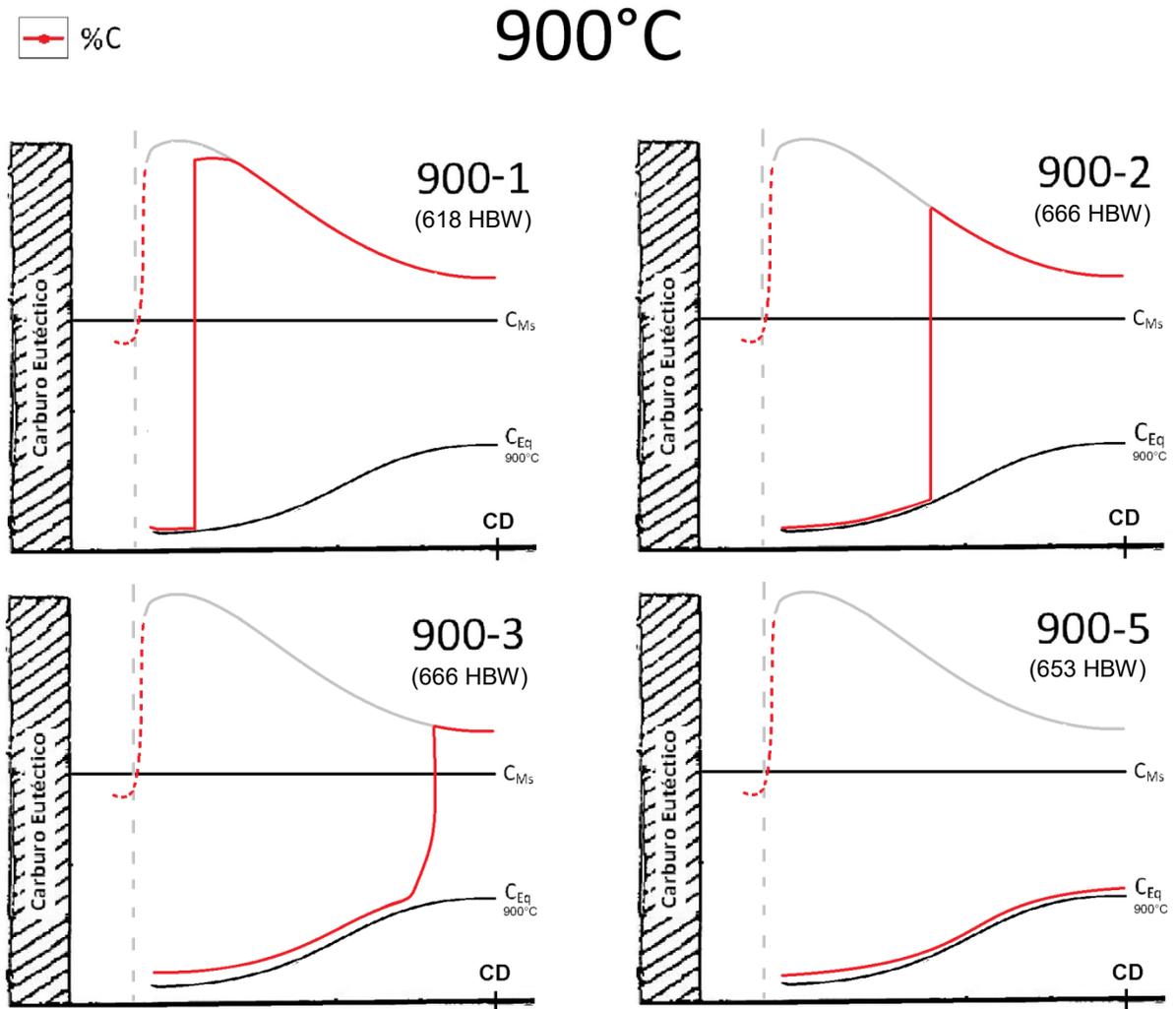


Fig. 5.2-18 Posible evolución del perfil de carbono en la matriz como producto del tratamiento de desestabilización a 900°C.

—●— %C

950°C

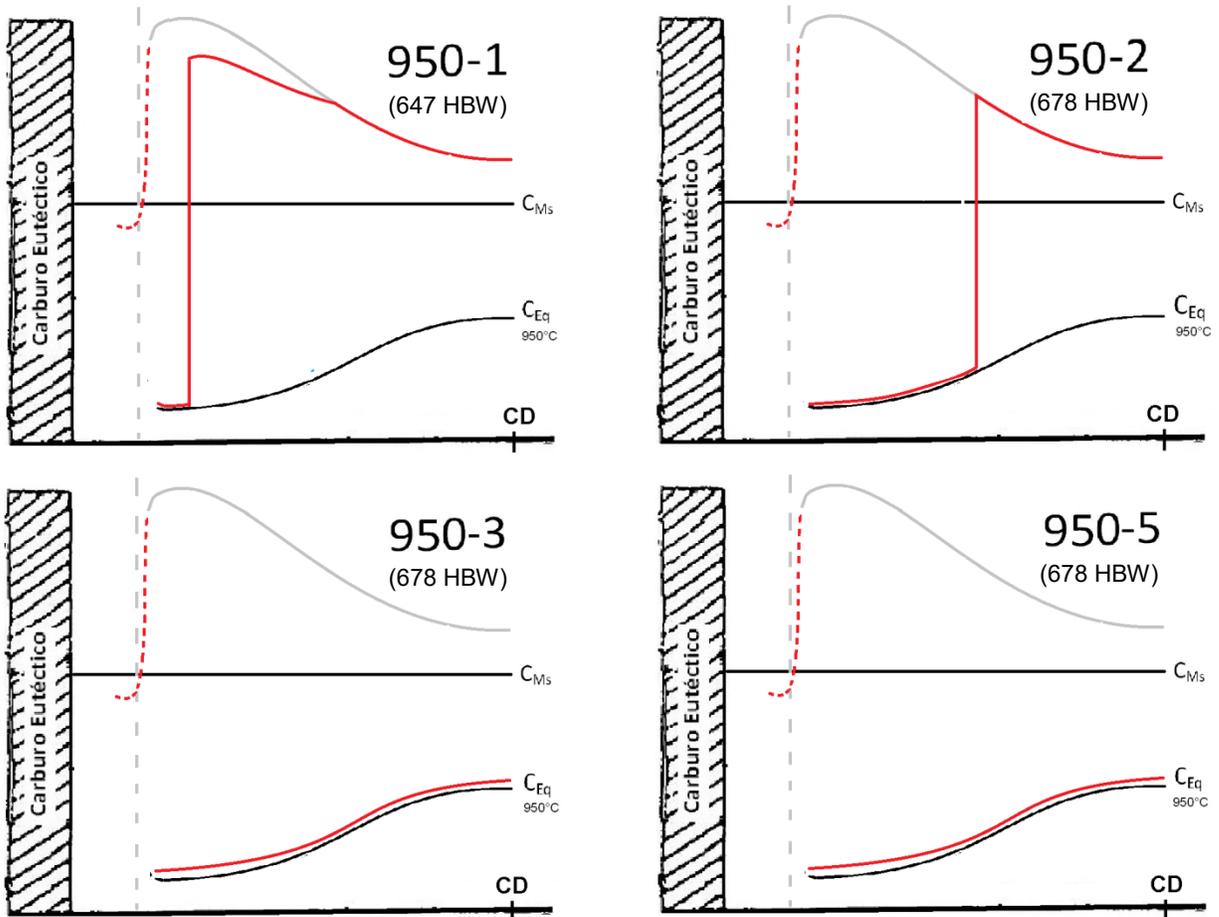


Fig. 5.2-19 Posible evolución del perfil de carbono en la matriz como producto del tratamiento de desestabilización a 950°C.

Corolario:

"Los tratamientos a 900°C y 950°C tuvieron efectos muy similares sobre la microestructura y dureza de las piezas de colada".

- En ambos casos, la dureza de las piezas con 2, 3 y 5 horas de permanencia es similar y parece representar un valor característico de cada temperatura.

Es probable que con estos tratamientos, las piezas alcanzaran la concentración de carbono al equilibrio (C_{Eq}) en una fracción crítica de la matriz luego de dos horas de permanencia, de manera que más tiempo no fue capaz de generar un efecto notorio sobre la dureza. Siendo este el caso, la dureza alcanzada por las piezas tratadas a 950°C podría deber su superioridad a que C_{Eq} es mayor con temperaturas altas, dando mayor concentración de carbono a la martensita formada por la permanencia a esta temperatura.

La zona crítica que ha sido desestabilizada en las piezas con dos horas de permanencia ésta lejos de llegar al centro de la dendrita y se encuentra cerca de los carburos eutécticos, lo cual sugiere que los factores determinantes de la dureza general de la pieza deben ser los carburos eutécticos y el soporte inmediato que reciben de la matriz, sin embargo, esto no tiene porqué cumplirse para la resistencia al desgaste abrasivo.

- La precipitación de carburos secundarios ocurre primero en el borde, se acerca al centro de la dendrita con el paso del tiempo. En el tratamiento a 950°C, el avance de la zona desestabilizada hacia el centro de la dendrita parece más favorable.

El análisis de las microestructuras muestra que la precipitación inicia en donde existe la mayor sobresaturación, es decir, donde la concentración de carbono al equilibrio (C_{Eq}) y la concentración de carbono real tienen la mayor diferencia.

El tiempo necesario para que la zona desestabilizada alcance el centro de la dendrita es menor en el tratamiento a 950°C, a pesar de que esta temperatura está asociada en general con una menor sobresaturación, esto podría deberse a que la etapa de

crecimiento de los carburos secundarios depende del coeficiente de difusión o tiene asociada alguna energía de activación que es satisfecha más efectivamente por temperaturas más elevadas.

Los tratamientos aplicados a las piezas 900-(1, 2, 3) y 950-(1, 2) dejan inalterada una porción considerable de la matriz por lo que podría no ser conveniente llevarlos a cabo deliberadamente en piezas que serán sometidas a condiciones de abrasión. La transformación no uniforme implica propiedades no uniformes que podrían ocasionar un desgaste prematuro de la zona inalterada (austenita), llevando luego al debilitamiento de la zona desestabilizada y finalmente a una pérdida de la capacidad de los carburos eutécticos para resistir la carga sin fracturarse.

- Hay una redistribución de los carburos secundarios con el paso del tiempo.

La precipitación ocasionada por la permanencia en estos tratamientos no tuvo un efecto acumulativo en la matriz, cada pieza presenta una distribución regular de sus precipitaciones a lo largo de la zona desestabilizada, independientemente del avance de esta. En las piezas 900-2 y 950-2 se puede apreciar una gran densidad de carburos secundarios en la zona desestabilizada, sin embargo, dichas precipitaciones localizadas en la cercanía del carburo eutéctico parecen haber sido redistribuidas una hora después a lo largo de la zona desestabilizada más extensa de las piezas 900-3 y 950-3.

La redistribución de los carburos sugiere que se ha alcanzado C_{Eq} , pues siendo así, la redistribución de los carburos puede ser producto de una precipitación y disolución simultánea de los mismos. Al extenderse la zona desestabilizada, la redistribución de carburos se vuelve consecuencia del gradiente de concentración que tiende a desaparecer mediante la difusión, dicho de otra manera, la redistribución se vuelve consecuencia de la probabilidad.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 1010°C se presentan en las Figuras 5.2-20 a 5.2-23.

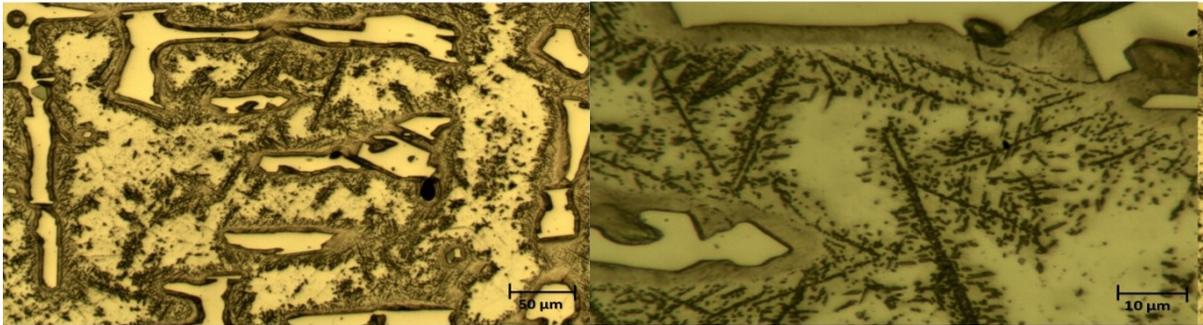


Fig. 5.2-20 Microestructura de la pieza 1010-1 (666 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con martensita en la zona adyacente a los CE.

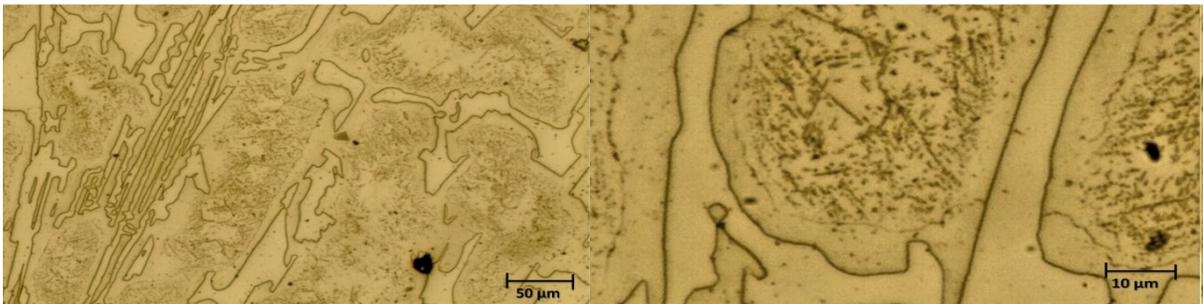


Fig. 5.2-21 Microestructura de la pieza 1010-2 (678 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con poca martensita de muy alto carbono y precipitaciones.

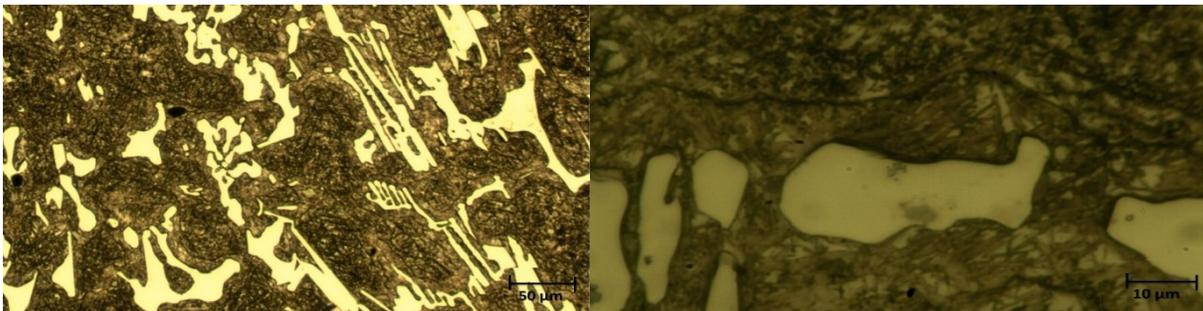


Fig. 5.2-22 Microestructura de la pieza 1010-3 (635 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz martensítica con precipitaciones fuera de la zona adyacente a los CE.

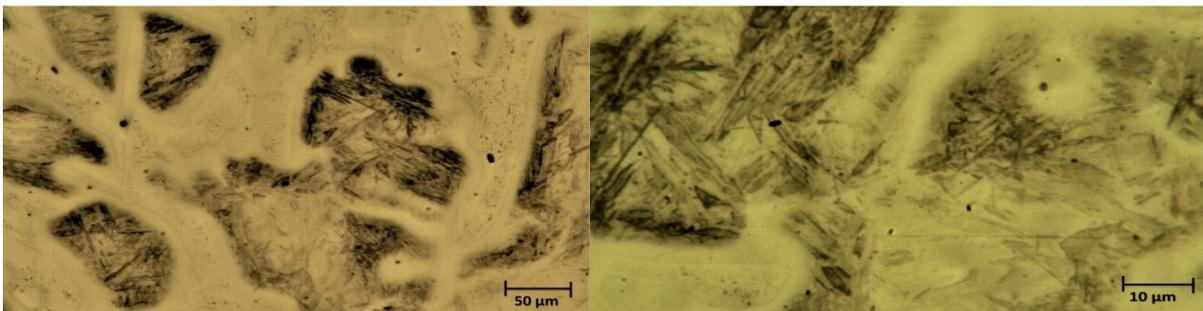


Fig. 5.2-23 Microestructura de la pieza 1010-5 (635 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz martensítica con austenita estabilizada en la zona adyacente a los CE.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 1050°C se presentan en las Figuras 5.2-24 a 5.2-27.

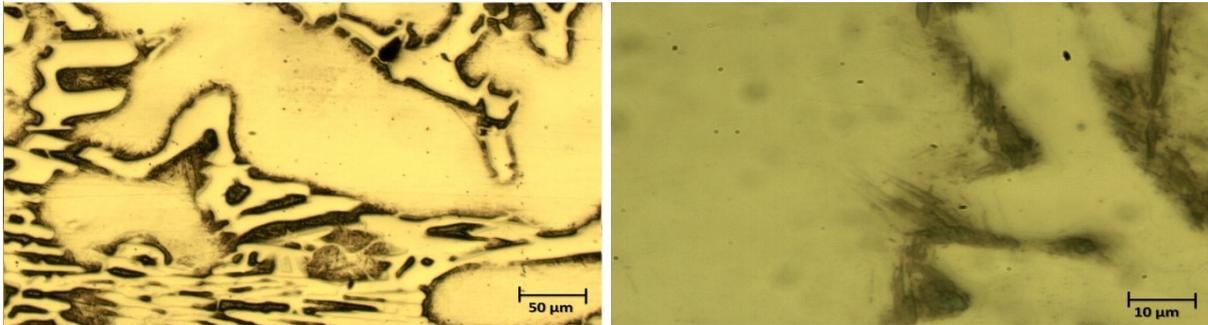


Fig. 5.2-24 Microestructura de la pieza 1050-1 (635 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con martensita en la zona adyacente a los CE.

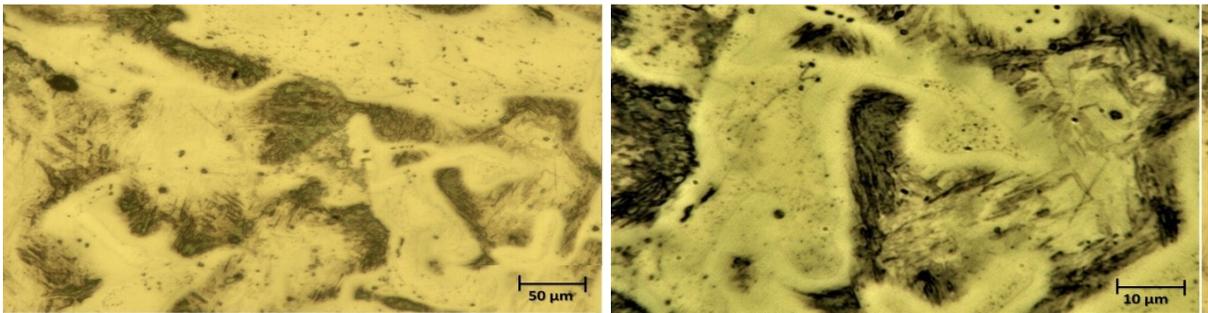


Fig. 5.2-25 Microestructura de la pieza 1050-2 (666 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con martensita de alto carbono.

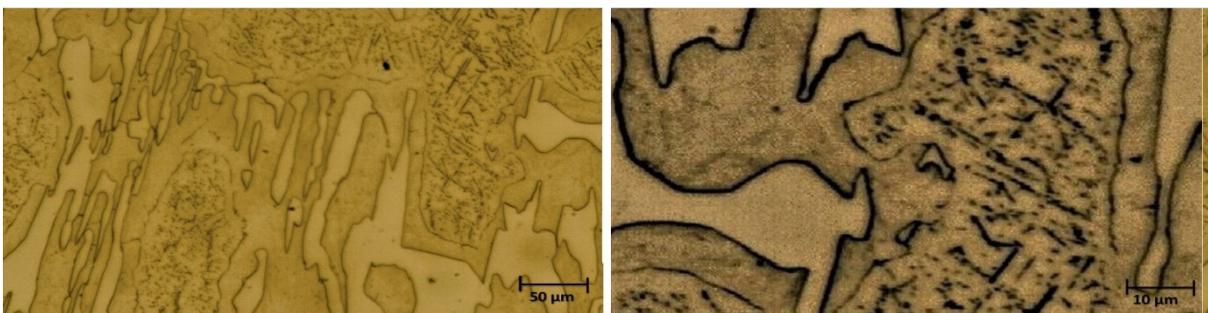


Fig. 5.2-26 Microestructura de la pieza 1050-5 (618 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz martensítica con precipitaciones fuera de la zona adyacente a los CE.

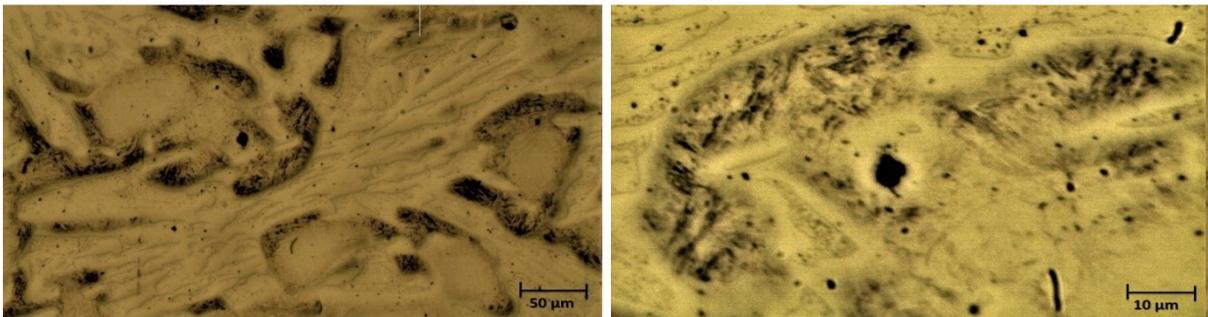


Fig. 5.2-27 Microestructura de la pieza 1050-5 (601 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz martensítica con austenita estabilizada en la zona adyacente a los CE.

Las características microestructurales de las piezas tratadas a 1010°C y 1050°C son las siguientes:

Tratamiento a 1010°C

- 1010-1: La zona adyacente a los carburos eutécticos y que se encuentra desestabilizada desde la solidificación permanece igual. Algunas líneas negras formadas por precipitaciones consecutivas de carburos se adentran en la dendrita. Una parte de la matriz parece inalterada.
- 1010-2: No hay transformación martensítica apreciable, la matriz con alto porcentaje de austenita retenida va desde el centro de las dendritas hasta los carburos eutécticos. Precipitación homogénea de carburos en la matriz (fuera de la zona adyacente a los carburos eutécticos).
- 1010-3: Transformación martensítica homogénea en la matriz. Precipitación homogénea de carburos en la matriz (fuera de la zona adyacente a los carburos eutécticos).
- 1010-5: Transformación martensítica homogénea en la matriz con excepción de la zona adyacente a los carburos eutécticos que presenta austenita estabilizada.

Tratamiento a 1050°C

- 1050-1: Mismas características generales que la pieza de colada. Austenita estabilizada en la zona adyacente a los carburos eutécticos.
- 1050-2: Transformación martensítica heterogénea con mayor porcentaje de austenita retenida en el centro de la dendrita. Austenita estabilizada en la zona adyacente a los carburos eutécticos.
- 1050-3: Transformación martensítica homogénea. Precipitación homogénea de carburos en la matriz fuera de la zona adyacente a los carburos eutécticos.
- 1050-5: Transformación martensítica homogénea fuera de la zona adyacente a los carburos eutécticos. Austenita estabilizada en la zona adyacente a los carburos eutécticos.

Para ofrecer una explicación a la dureza y características microestructurales de las piezas tratadas con temperaturas de 1010°C y 1050°C, las Figuras 5.2-28 y 5.2-29 representan la posible evolución del perfil de carbono como resultado de la permanencia a estas temperaturas considerando C_{Ms} y C_{Eq} .

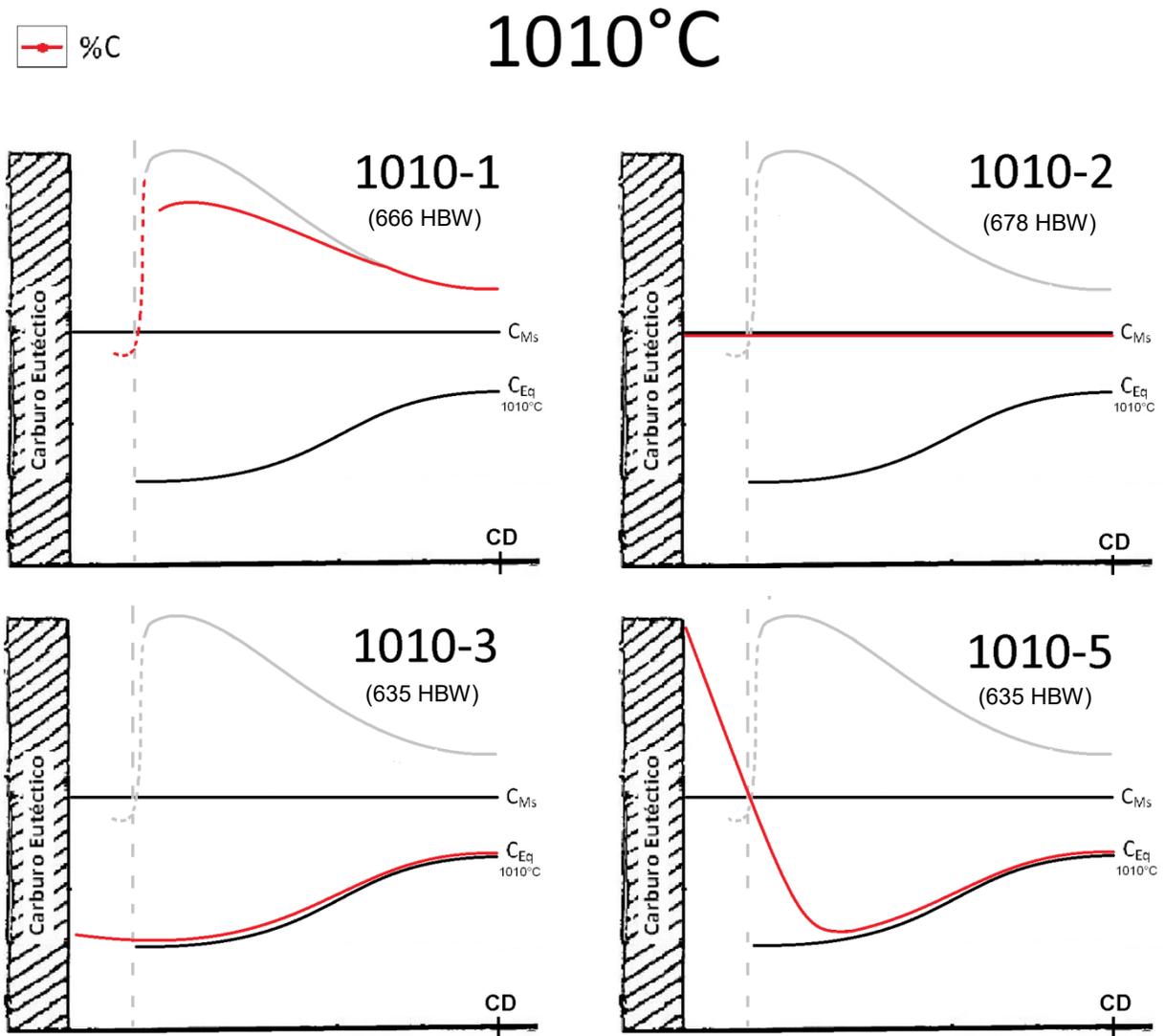


Fig. 5.2-28 Posible evolución del perfil de carbono en la matriz como producto del tratamiento de desestabilización a 1010°C.

☐ %C

1050°C

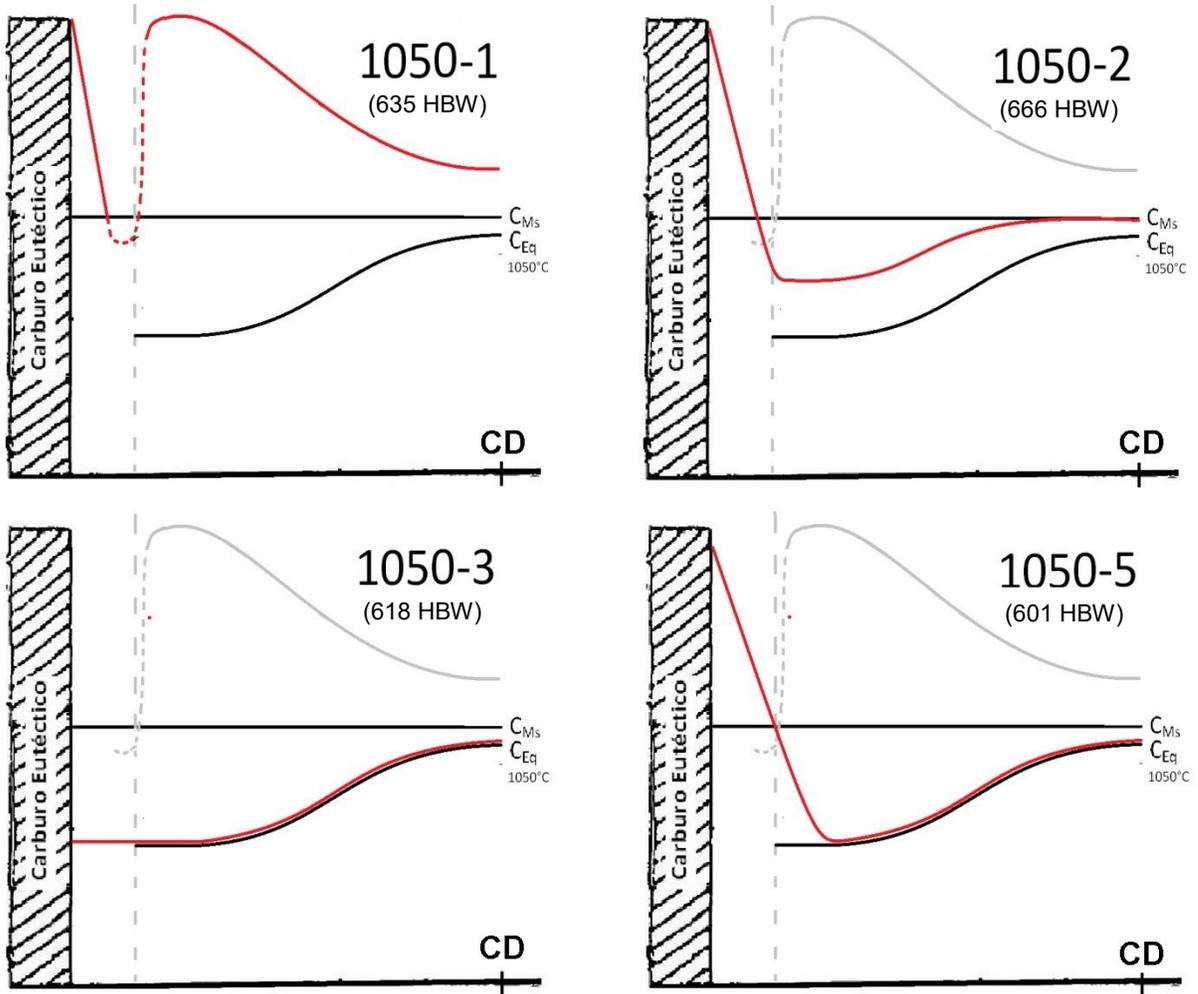


Fig. 5.2-29 Posible evolución del perfil de carbono en la matriz como producto del tratamiento de desestabilización a 1050°C.

Corolario:

"Los tratamientos a 1010°C y 1050°C tuvieron efectos similares entre sí, ocasionando en algunas piezas la disolución parcial de los carburos eutécticos y permitiendo la formación de martensita saturada de carbono debido al progreso más lento de la precipitación".

- La dureza de las piezas con 3 y 5 horas de permanencia es similar y parece representar un valor característico de cada temperatura.

Siguiendo un razonamiento igual al usado con las piezas tratadas a 900°C y 950°C, las microestructuras y las durezas sugieren que las piezas 1010-(3,5) y 1050-(3,5) han alcanzado C_{Eq} .

La dureza de las piezas 1010-(3,5) es mayor a la de las piezas 1050-(3,5), esta tendencia es opuesta a la observada en los tratamientos a 900°C y 950°C donde la temperatura más alta genera una mayor dureza, la diferencia probablemente es que el factor determinante de la dureza en las piezas tratadas a 1010°C y 1050°C es la cantidad de austenita retenida con el temple y no la concentración de carbono en la martensita.

- La dureza de las piezas que han alcanzado C_{Eq} es considerablemente menor a la de las piezas con 2 horas de permanencia.

Las microestructuras de las piezas 1010-2 y 1050-2 presentan porcentajes muy altos de austenita retenida, lo cual sugiere una alta concentración de carbono. Estas piezas no han alcanzado C_{Eq} aún, así que su muy elevada dureza podría deberse a la formación de martensita saturada de carbono en la matriz. A pesar de la alta dureza, estos dos tratamientos son poco recomendables ya que porcentajes muy altos de austenita retenida podrían hacer la superficie susceptible al mecanismo de abrasión por microzanjado.

➤ Respuesta homogénea de la matriz

Salvo la pieza 1010-1, no se pueden señalar zonas desestabilizadas y zonas inalteradas en la matriz de las piezas tratadas a 1010°C y 1050°C. Esto refuerza la idea de que los tratamientos de desestabilización con temperaturas más bajas promueven un avance lento de la zona desestabilizada hacia el centro de la dendrita, pero deshaciéndose rápidamente de la sobresaturación de carbono, mientras que los tratamientos con temperaturas más altas promueven un progreso lento hacia el equilibrio que se desarrolla uniformemente a lo largo de la dendrita.

- Composición de la matriz en la zona adyacente a los carburos eutécticos

Una alta concentración de carbono (austenita estabilizada) fue identificada en esta zona de las piezas 1010-(2,5) y 1050-(1,2,5), como se muestra en la Fig. 5.2-31. Se piensa que la elevada concentración de carbono en esta zona es consecuencia de la disolución parcial de los carburos eutécticos.

Aun con tiempos de permanencia y temperaturas diferentes, el espesor de la zona adyacente a los carburos eutécticos no varía considerablemente entre las piezas (compárense por ejemplo las piezas 1010-1 y 1050-5 [Fig. 5.2-20 y 5.2-27]). Este espesor es similar al de la zona desestabilizada de las piezas de colada.

El solo hecho de que esta zona sea capaz de aceptar carbono revela que es diferente al resto de la matriz. Existen principalmente tres evidencias que sugieren que esta zona se encuentra con poco o nada de cromo desde la solidificación:

- En ninguna de las microestructuras fue posible encontrar precipitación de carburos secundarios en esta zona. Esto se ilustra en la Fig. 5.2-30.
- Aparición ocasional de bainita en esta zona.
- Capacidad para perder carbono y luego volver a aceptarlo (como sucedió durante la permanencia de las piezas tratadas a 1010°C)

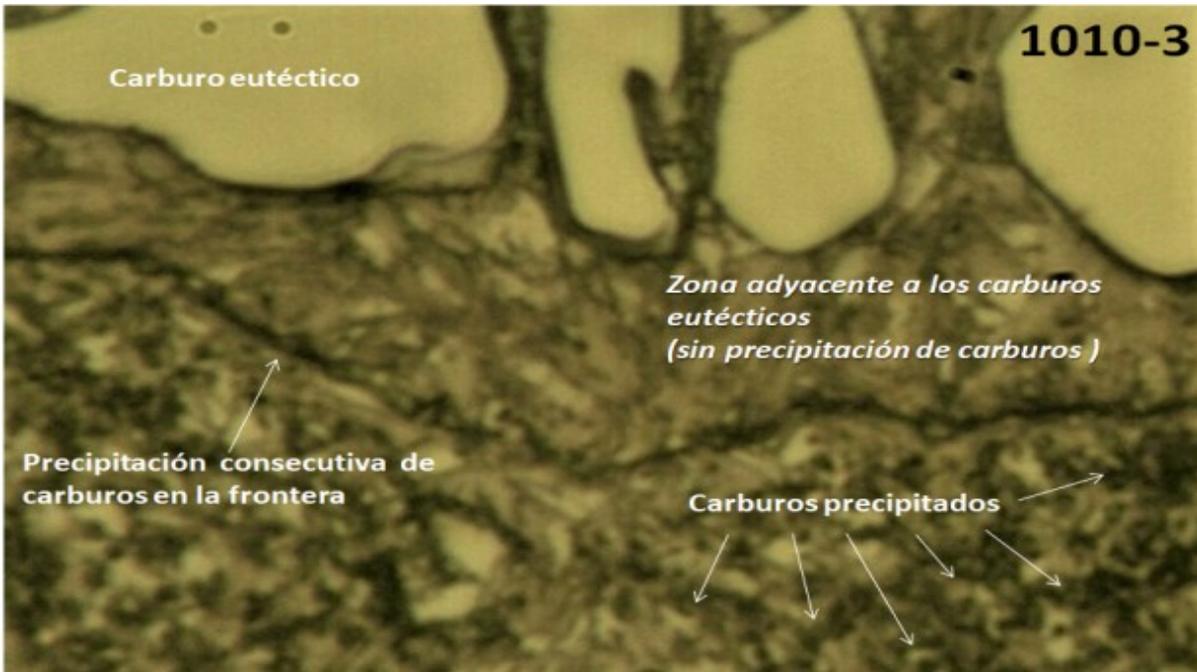


Fig. 5.2-30 Microestructura de la pieza 1010-3 señalando la zona adyacente a los carburos eutécticos y la posición de las precipitaciones.

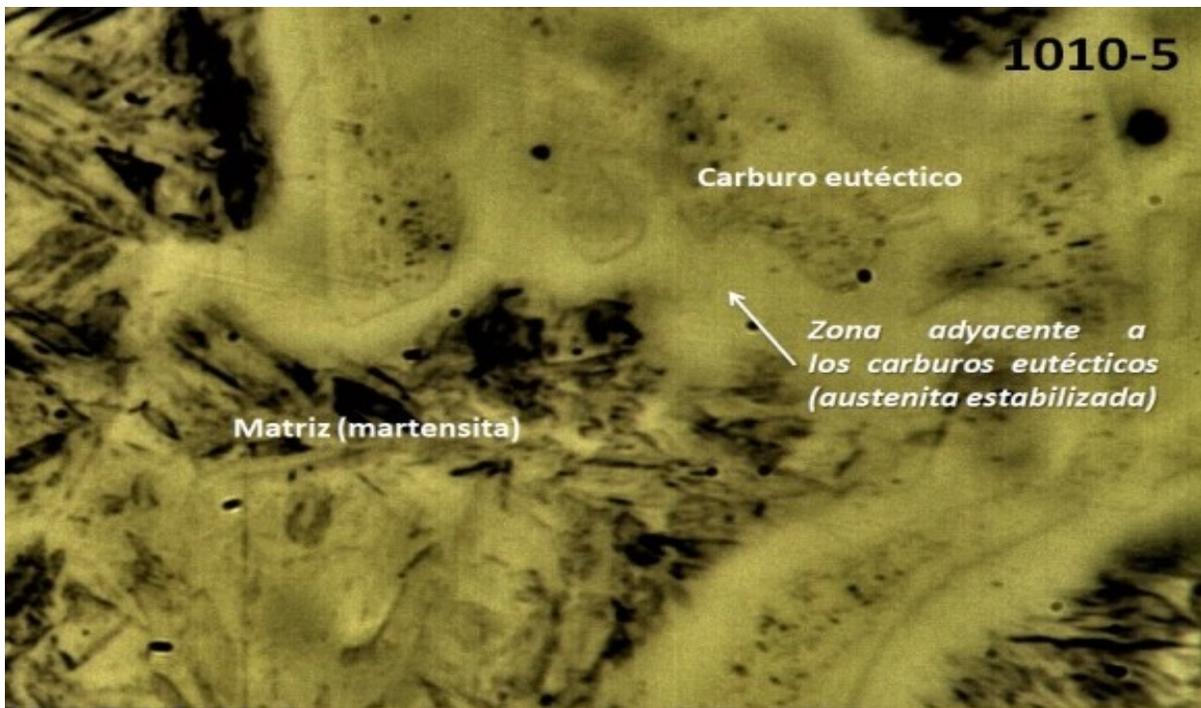


Fig. 5.2-31 Microestructura de la pieza 1010-5 mostrando la saturación de carbono en la zona adyacente a los carburos.

Poniendo esta idea en perspectiva; la mayor parte de la matriz es una aleación Fe-Cr-C sobresaturada de carbono con tendencia a deshacerse del mismo mediante la precipitación de carburos para alcanzar y mantener una concentración de carbono específica (C_{Eq}), mientras que la zona adyacente a los carburos eutécticos es una solución sólida de carbono en austenita tal vez lejos de alcanzar la saturación, para la cual aceptar o perder carbono es válido dentro de ciertos límites. La Fig. 5.2-32 ilustra esta diferencia.

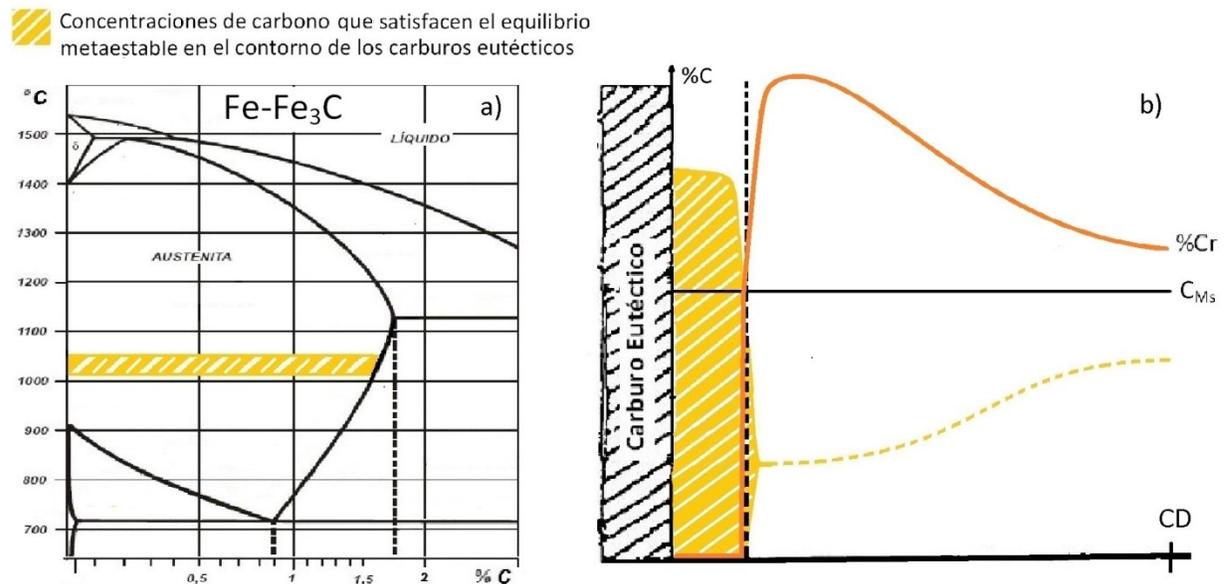


Fig. 5.2-32 Suponiendo una concentración de cromo cercana a cero; a) Solubilidad de carbono en la zona adyacente a los carburos eutécticos entre 1010°C y 1050°C según el diagrama metaestable Fe-Fe₃C; b) Solubilidad de carbono en el contorno de los carburos eutécticos como consecuencia del perfil de Cr.

En otras palabras, aunque la zona adyacente a los carburos eutécticos tuviera un poco de cromo, su diferencia con el centro de la dendrita radica en que la composición química en el centro está asociada con un punto a la derecha de la línea de equilibrio "(FCC)/(FCC+ Carburo aleado)" y la zona adyacente a los carburos eutécticos está asociada a un punto a la izquierda de dicha línea de equilibrio.

Esta idea ofrece una explicación a las características microestructurales encontradas en las piezas. En el tratamiento a 1010°C por ejemplo, la microestructura de las

piezas 1010-(2, 3 y 5) muestra que con dos horas de permanencia, la zona adyacente a los carburos eutécticos ha elevado su concentración de carbono pues la disolución del carburo eutéctico ha iniciado, luego tres horas parte de este carbono se ha movilizó hacia el resto de la matriz (sin modificar su concentración) en forma de numerosos carburos secundarios permitiendo una transformación martensítica completamente homogénea, finalmente tras cinco horas de permanencia el flujo total de carbono hacia esta zona otra vez adquiere un valor positivo saturándola de nuevo.

La dureza de las piezas 1010-3 y 1010-5 es similar mientras que la de 1050-3 es solo ligeramente mayor a 1050-5, esto sugiere que es significativo el endurecimiento por solución sólida de la austenita que rodea los carburos eutécticos en 1010-5 y 1050-5.

La disolución de los carburos eutécticos somete la zona adyacente a un flujo no constante variable de carbono. La sección de la pieza en estos casos determinará la concentración de carbono de esta zona cuando se llegue a temperatura ambiente.

Por ejemplo: aplicar el tratamiento de 5 horas a 1010°C en una pieza de sección muy gruesa podría permitir la redistribución de carbono hacia la matriz, haciendo que a temperatura ambiente la transformación martensítica sea homogénea hasta la superficie de los carburos eutécticos, similar a 1010-3, pero con más carburos secundarios.

➤ Disolución parcial de los carburos eutécticos

Los carburos forman el esqueleto de la microestructura y si este fenómeno los afectara significativamente las consecuencias sobre la dureza serían más notorias.

Los carburos M_7C_3 (eutécticos) tienen aproximadamente 8% C mientras que según la Fig. 5.2-32a la zona adyacente a los carburos eutécticos que es capaz de aceptar su carbono tiene una solubilidad máxima posible de 1.6% C. Considerando estas magnitudes, la saturación de la zona adyacente a los carburos eutécticos es seguramente insuficiente para despojarlos de una cantidad de carbono capaz de generar un efecto negativo sobre la dureza y resistencia a la abrasión.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 975°C se presentan en las Figuras 5.2-33 a 5.2-36.

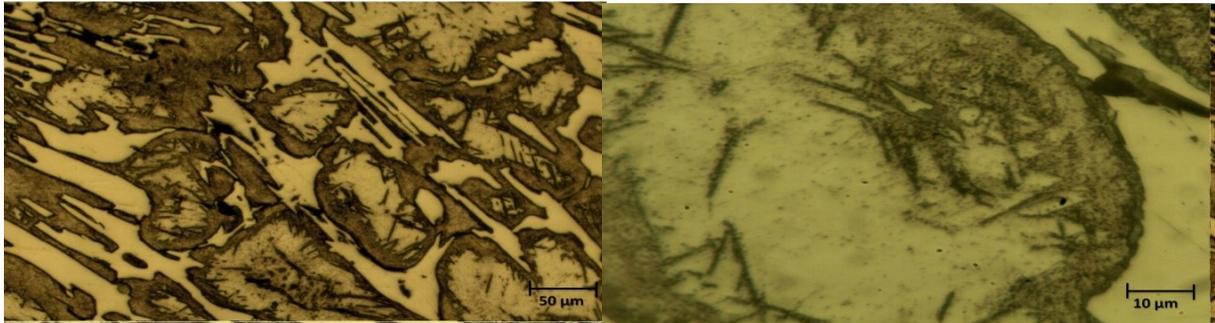


Fig. 5.2-33 Microestructura de la pieza 975-1 (687 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con martensita en la zona adyacente a los carburos eutécticos.

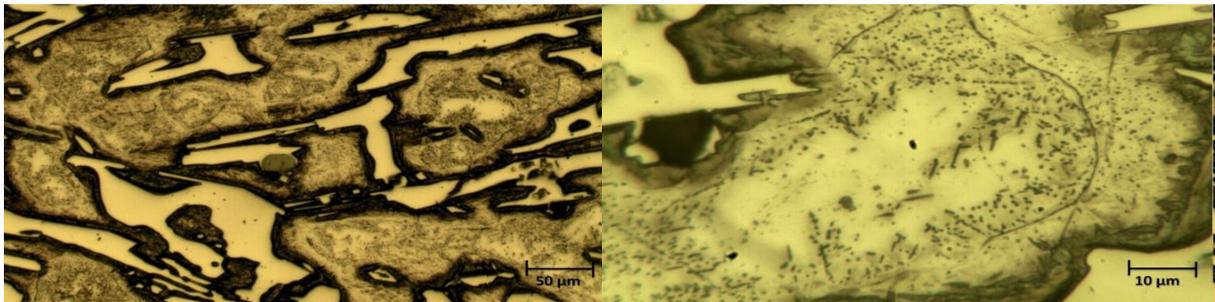


Fig. 5.2-34 Microestructura de la pieza 975-2 (704 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz austenítica con precipitaciones cerca del borde de dendrita.

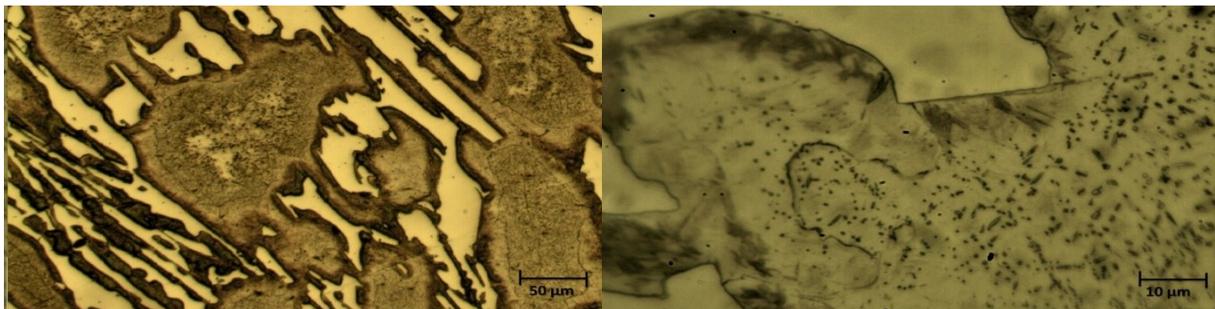


Fig. 5.2-35 Microestructura de la pieza 975-3 (666 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz con moderada densidad de precipitaciones homogéneamente distribuidas.

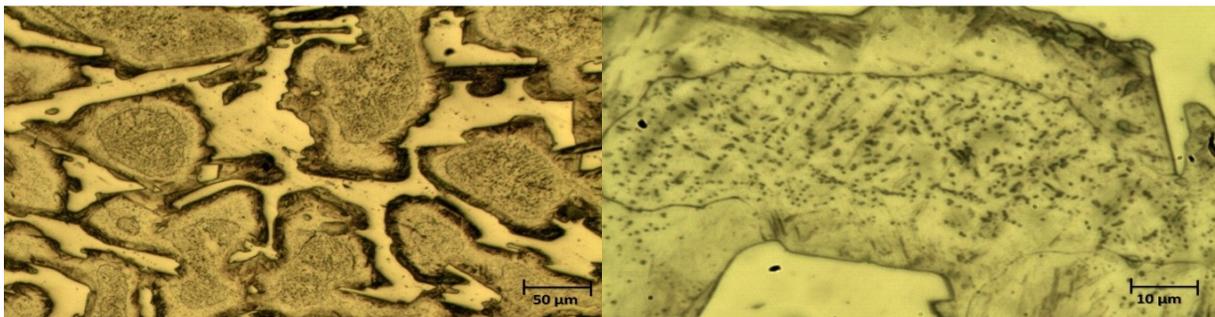


Fig. 5.2-36 Microestructura de la pieza 975-5 (673 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) y matriz con moderada densidad de precipitaciones homogéneamente distribuidas.

Las características microestructurales de las piezas tratadas a 975°C son las siguientes:

- 975-1: La zona desestabilizada que rodeaba a los carburos eutécticos desde la solidificación permanece inalterada. Algunas líneas negras formadas por precipitaciones consecutivas de carburos se adentran en la dendrita. La mayor parte de la matriz permanece inalterada.
- 975-2: La zona desestabilizada parece haber avanzado casi hasta el centro de la dendrita. Densidad moderada de precipitaciones en la zona desestabilizada.
- 975-3: La zona desestabilizada ha alcanzado el centro de la dendrita, la transformación martensítica es identificable mediante las figuras aciculares en la matriz. La densidad de precipitaciones en la zona desestabilizada es mayor a la de 975-2.
- 975-5: La zona desestabilizada ha alcanzado el centro de la dendrita, la transformación martensítica es identificable mediante las figuras aciculares de la matriz. La densidad de precipitaciones en la zona desestabilizada es similar a la de 975-3.

Para ofrecer una explicación a la dureza y características microestructurales de las piezas tratadas a 975°C, la Figura 5.2-37 representa la posible evolución del perfil de carbono como resultado de la permanencia a esta temperatura considerando C_{Ms} y C_{Eq} .

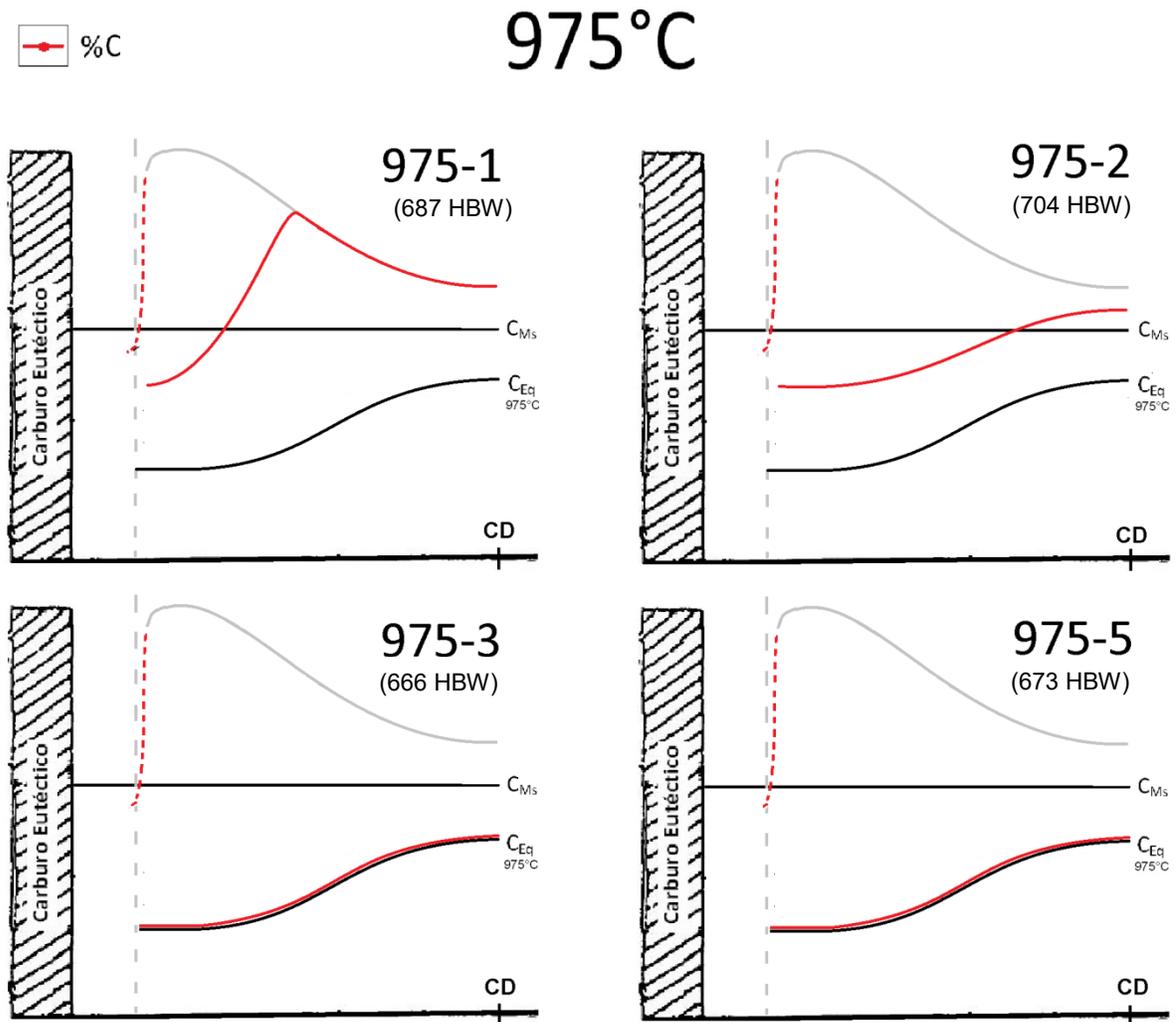


Fig. 5.2-37 Posible evolución del perfil de carbono en la matriz austenítica durante el tratamiento de desestabilización a 975°C.

Corolario:

"La respuesta de las piezas tratadas a 975°C es en general similar a la de piezas tratadas con temperaturas mayores, sin embargo, no muestran evidencia de la disolución parcial de carburos eutécticos y el progreso de la zona desestabilizada hacia el centro de la dendrita es más lento".

- Al igual que con los tratamientos a 1010°C y 1050°C, las piezas que fueron tratadas a 975 por 3 y 5 horas parecen haber alcanzado el equilibrio.

La dureza de 975-(3,5) es ligeramente inferior a la de 950-(3,5) y como C_{Eq} aumenta con la temperatura, esto sugiere que con el tratamiento a 975°C la dureza depende de la cantidad de austenita retenida y no de la concentración de carbono en la martensita.

Además este resultado de dureza permite identificar que probablemente el valor de C_{Eq} asociado a la mayor dureza podría ser alcanzado con una temperatura entre 900°C y 975°C (balance entre carbono en la martensita y porcentaje de austenita retenida). Si estas ideas parecer confusas la Fig. 5.2-38 ilustra la tendencia de la dureza en las piezas que han alcanzado el equilibrio.

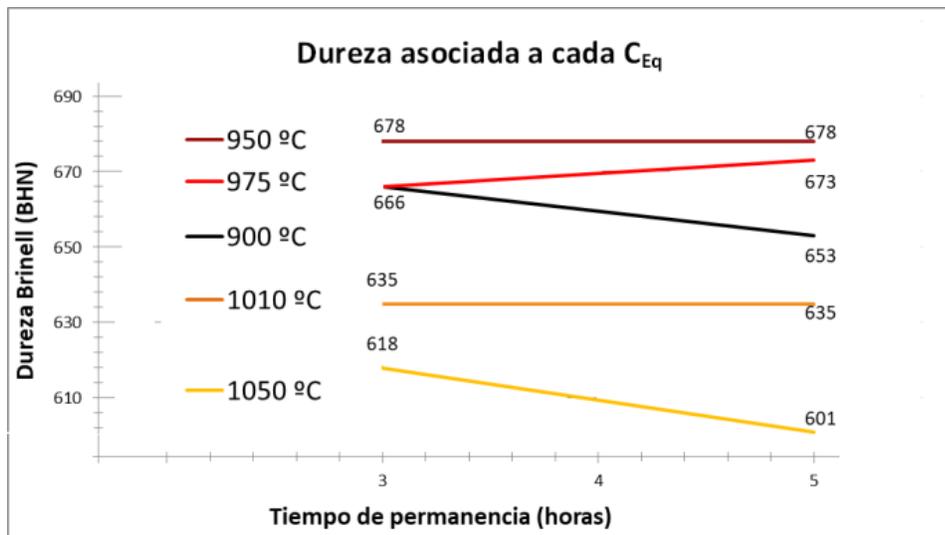


Fig. 5.2-38 Tendencia de las durezas encontradas en las piezas que alcanzaron C_{Eq} mostrando que el tratamiento a 950°C se asocia con el valor más alto.

- La pieza 975-2 presenta la dureza más elevada (704 HBW).

Al igual que 1010-2 y 1050-2, la pieza 975-2 parece tener un alto porcentaje de austenita retenida (asociado a la formación de martensita saturada de carbono), pues la transformación martensítica es más notoria en 975-(3,5) que en 975-2. Entonces las piezas con martensita saturada de carbono y alto porcentaje de austenita retenida son de mayor a menor dureza 975-2, 1010-2 y 1050-2 y como en estas piezas el factor determinante de la dureza es el porcentaje de austenita retenida, esto respalda la idea de que temperaturas bajas permiten que las piezas alcancen el equilibrio más rápidamente.

La evolución de la microestructura muestra que en 975-1 la zona desestabilizada no ha alcanzado el centro de la dendrita, pero 975-2 está muy cerca de hacerlo, a diferencia de 950-2. Por otro lado, 975-2 no ha alcanzado el equilibrio. Estas observaciones vuelven a reforzar la afirmación hecha anteriormente acerca del efecto de la temperatura sobre el avance de la zona desestabilizada y su tendencia a alcanzar el equilibrio.

- Aplicar el tratamiento de 975-1 puede resultar inconveniente por que los efectos del tratamiento son heterogéneos, esto podría llevar al desgaste prematuro.

Como ya fue explicado, ningún tratamiento que deje inalterada una porción considerable de la matriz es recomendable. Si la porción inalterada de la matriz es retirada por microzanjado, el resto queda irremediablemente debilitado.

- Aplicar el tratamiento de 975-2 puede ser contraproducente para la resistencia a la abrasión

Una dureza tan alta puede llevar a la fragilidad favoreciendo el mecanismo de abrasión por microcorte mientras el alto porcentaje de austenita podría favorecer el mecanismo de microzanjado.

5.2.2 Efecto de la velocidad de enfriamiento

En el contexto industrial, la aplicación de convección forzada de aire a piezas desestabilizadas es de gran conveniencia para aumentar la manejabilidad del tiempo de proceso y puede llegar a ser visto como una práctica adecuada, equivalente o incluso más favorable para las propiedades de la pieza que la convección natural. La finalidad de las conclusiones que deriven de las actividades relatadas en este apartado es proporcionar argumentos para dar validez o refutar estas ideas.

5.2.2.1 Efecto de la velocidad de enfriamiento en piezas de sección ligera

Cada uno de los tratamientos a 900°C, 950°C y 975°C con tiempos de permanencia de 1, 2 y 3 horas fueron realizados por duplicado a piezas en condición de colada. De cada pareja, una pieza fue enfriada por convección natural y la otra mediante convección forzada.

Luego de realizar los tratamientos, se dio una preparación superficial a las piezas con lija de banda 180 para retirar la capa descarbonada y posteriormente lija de agua 240 y 600. Se midió la dureza Brinell HBW de las dieciocho piezas de acuerdo a las condiciones citadas en el apartado 5.2.1 (p.p. 43).

La Tabla 5.2-2 compara la dureza media de las parejas tratadas con la misma temperatura y tiempo de permanencia pero con diferente método de enfriamiento.

Los resultados de dureza se prestan para determinar si hay una diferencia estadísticamente significativa entre las durezas debido al método de enfriamiento. Con ayuda de 9 pruebas de hipótesis para diferencia de medias con muestras pequeñas usando t de student se determinó con una confianza del 95% (anexo 1) que: **No hay evidencia suficiente para afirmar que el tipo de convección tenga un efecto significativo sobre la dureza de las piezas de sección ligera.**

Tabla 5.2-2. Condiciones de los tratamientos. Resultados de dureza HBW promedio en piezas tratadas con las mismas condiciones de tiempo – temperatura, enfriamiento por convección natural y forzada.

	1 Hora		2 Horas		3 Horas	
Temperatura	Enfriamiento		Enfriamiento		Enfriamiento	
	Convección natural	Convección forzada	Convección natural	Convección forzada	Convección natural	Convección forzada
900°C	618 HBW	635 HBW	666 HBW	666 HBW	666 HBW	666 HBW
950°C	647 HBW	666 HBW	678 HBW	678 HBW	678 HBW	678 HBW
975°C	687 HBW	692 HBW	704 HBW	692 HBW	666 HBW	678 HBW

Este resultado sugiere que la transformación es igual con ambos tipos de enfriamiento.

La transformación de la martensita ocurre a muy altas velocidades haciendo que solo la temperatura instantánea y la composición química determinen el avance y las características de la transformación. El único factor que podría afectar la dureza en este caso es la formación de bainita, perlita u otro microconstituyente de menor dureza que la martensita. Esto no ocurre porque el alto contenido de elementos aleantes en la matriz como cromo, molibdeno, níquel y cobre tienen éxito retrasando estas transformaciones.

5.2.2.2 Efecto de la velocidad de enfriamiento en piezas de sección gruesa

En el tratamiento a 975°C por 3 horas:

Se aplicó un tratamiento de desestabilización a una pieza en condición de colada usando una temperatura de 975°C y un tiempo de permanencia de 3 horas. Una vez cumplido el tiempo de permanencia, la mufla en que se realizó el tratamiento fue apagada sin sacar la pieza (denominada 975-3-A) y se le permitió alcanzar por si sola los 300°C antes de abrirla. La temperatura de la pieza fue monitoreada durante su enfriamiento para construir una curva de enfriamiento. La finalidad de este experimento es simular la velocidad de enfriamiento experimentada en el centro de una pieza de sección gruesa luego de un tratamiento de desestabilización.

Para demostrar que la comparación es válida, la curva de enfriamiento de la pieza 975-3-A se comparó con la curva de enfriamiento de un componente de 6 pulgadas de espesor hecho de la misma aleación luego de aplicarle un tratamiento de desestabilización [información proporcionada por la empresa FUCASA]. La geometría del componente, la posición del termopar y la comparación entre las curvas de enfriamiento se muestra en la Fig. 5.2-40 a y b.

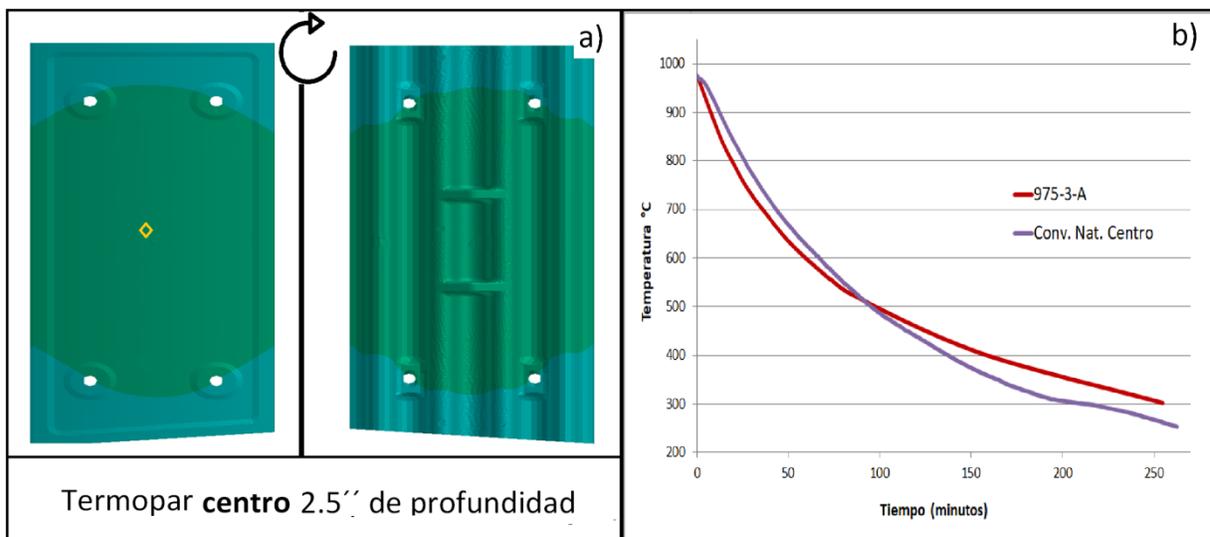


Fig. 5.2-40 a) Posición del termopar señalada con una marca amarilla. b) Comparación entre la curva de enfriamiento de 975-3-A en rojo y termopar centro a 2.5" de profundidad en el componente con 6" de sección en morado.

La pieza 975-3-A se sometió a una preparación superficial previa a la toma de dureza Brinell y examinación por microscopia óptica. La superficie fue desbastada con lija de banda 180 para retirar la capa descarbonada y lijas de agua 240 y 600. Se evaluó la dureza Brinell (HBW) de la pieza de acuerdo a las condiciones citadas en el apartado 5.2.1 (p.p. 43). Para la examinación por microscopia óptica se realizó otro desbaste con lija de agua 1200, pulido con alúmina en paño húmedo y ataque con picral concentrado (2g / 100ml) por varios minutos.

La pieza 975-3-A presenta una dureza media de 682 HBW y la Fig. 5.2-41 muestra su microestructura.

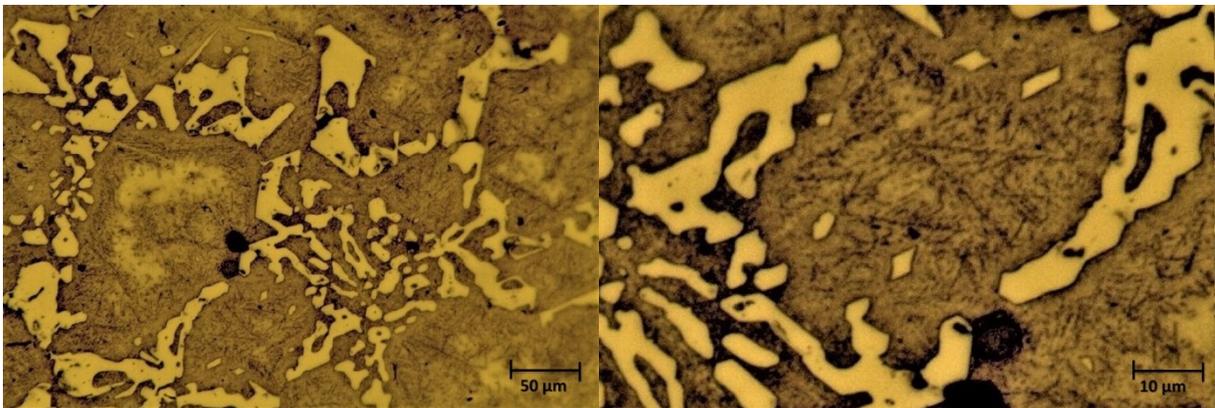


Fig. 5.2-41 Microestructura de la pieza 975-3-A (682 HBW). Carburos eutécticos en una matriz martensítica con precipitados consecutivos. Baja resolución izquierda, alta resolución, derecha.

La dureza de la pieza 975-3-A es más alta y su microestructura presenta visiblemente menos austenita retenida que la pieza 975-3. En el apartado 5.2.1 se estableció que el factor determinante de la dureza en 975-(3,5), 1010-(3,5) y 1050-(3,5) es el porcentaje de austenita retenida, lo cual implica que durante el enfriamiento, la pieza 975-3-A disminuyó su concentración de carbono en la matriz. De manera que es probable que aplicar los tratamientos a 900°C y 950°C en piezas de sección gruesa genere el efecto opuesto, es decir, durezas más bajas cerca del centro pues en estas piezas el factor determinante de la dureza es la concentración de carbono en la martensita.

Según los mecanismos discutidos en el apartado 5.2.1, la disminución de la concentración de carbono en la matriz solo ocurre mediante la precipitación de carburos secundarios.

El intervalo de temperatura entre 800°C y 900°C establece un C_{Eq} muy bajo en la matriz y según [Kuwano M. et. al., 1982] tiene el potencial de promover la precipitación de carburos secundarios durante enfriamientos lentos. La Fig. 5.2-42 muestra que la pieza 975-3-A estuvo sometida a este intervalo de temperaturas por 12 minutos mientras que el centro de la pieza de sección gruesa lo estuvo por 14.

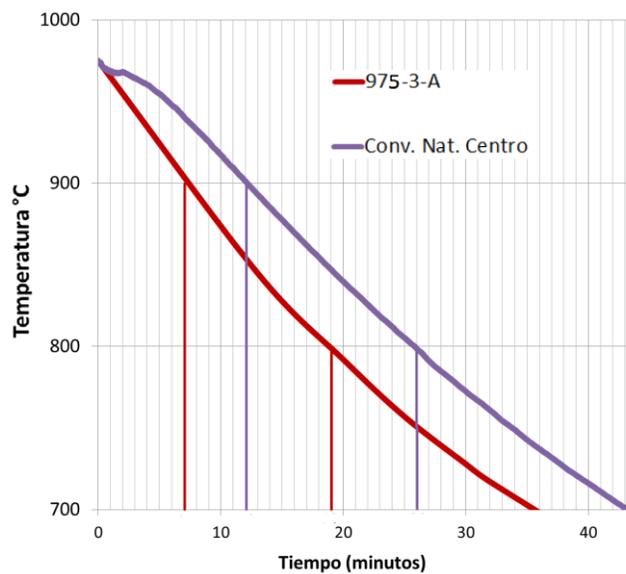


Fig. 5.2-42 Permanencia entre 800°C y 900°C. Termopar centro (morado): 14 minutos. Pieza 975-3-A (rojo): 12 minutos.

En la pieza 975-3, los carburos secundarios están distribuidos regularmente, mientras que en 975-3-A hay precipitaciones consecutivas con apariencia de líneas negras en el centro de la dendrita, parecidas a las de 900-(2,3,5). Esta diferencia podría deberse a la precipitación de carburos secundarios en el intervalo señalado por Kuwano.

Otra explicación para la elevada dureza de 975-3-A está en el intervalo de temperatura correspondiente al tratamiento sub – crítico. En el apartado 5.3 se presenta un estudio realizado a piezas que fueron sometidas a varios tratamientos sub – críticos luego de una desestabilización a 1010°C y una de estas piezas alcanzó 737 HBW, un valor incluso mayor al de la pieza 975-3-A.

Según [Zum Gahr y Scholz, 1980] entre 400°C y 550°C puede ocurrir la precipitación de carburos secundarios al aplicar el tratamiento sub – crítico. Sin embargo, esta afirmación está referida a los efectos del tratamiento en una matriz que ya ha sido desestabilizada y templada, una matriz con las deformaciones, tensiones e interfaces correspondientes a una transformación martensítica, en la cual la austenita a desestabilizar es la austenita retenida en el temple. En el momento en que la pieza 975-3-A fue expuesta al intervalo de temperaturas señalado por Zum y Scholz la matriz no había sido templada, por lo que no hay razón para pensar que la permanencia en este intervalo durante el enfriamiento se relacione con el endurecimiento.

En un tratamiento a 1010°C por 5 horas:

Las condiciones de temperatura y tiempo de permanencia en el tratamiento de desestabilización aplicado a la pieza 1010-5 fueron también aplicadas al componente 2 (con sección de 12 pulgadas) descrito en el apartado 5.3 (p.p. 77). El enfriamiento del componente 2 se llevó a cabo mediante convección forzada de aire.

La dureza media cerca de la superficie del componente 2 es 653 HBW y la Fig. 5.3-2 muestra las microestructuras correspondientes. Por otro lado, 1010-5 alcanzó una dureza de solo 635 HBW y la Fig. 5.2-23 muestra su microestructura.

Al tratarse de un enfriamiento más lento, probablemente el componente 2 tiene mayor dureza que 1010-5 debido a que:

- Al igual que pasa en el tratamiento a 975°C, su dureza depende de la cantidad de austenita retenida y durante su enfriamiento la precipitación de carburos secundarios en el intervalo de 800°C a 900°C disminuyó la cantidad de carbono en la matriz por debajo del valor de C_{Eq} asociado a 1010°C.

Hay dos grandes diferencias entre la microestructura de la pieza 1010-5 y la microestructura del componente 2:

- El componente 2 tiene mayor cantidad y densidad de carburos secundarios precipitados en la matriz (ver Fig. 5.3-2).
- La zona adyacente a los carburos eutécticos del componente 2 se encuentra desestabilizada mientras que la misma zona en la pieza 1010-5 se encuentra estabilizada por su alta concentración de carbono.

Esto sugiere que durante el enfriamiento de la superficie del componente 2 la zona adyacente a los carburos eutécticos mandó carbono hacia el centro de la dendrita más rápido de lo que lo recibió de los carburos eutécticos disolviéndose. Este carbono no puede incrementar la concentración de la matriz ya que esto significaría alejarla de C_{Eq} , de manera que debió ser admitido en el equilibrio formando un exceso de carburos secundarios.

5.3 Tratamiento Sub – Crítico

Un componente metálico de aleación ASTM A532 IIB (denominado componente 2) con un peso cercano a media tonelada y sección máxima de casi 12 pulgadas fue vaciado y desmoldado bajo condiciones similares a las descritas en el apartado 5.1.

Le fue aplicado un tratamiento de desestabilización a 1010°C por 5 horas con enfriamiento por convección forzada de aire (Fig. 5.3-1). Posteriormente, una muestra fue tomada de una de sus aristas.

C - 2.60%	Cu - 0.33%	Nb - 0.03%
Cr - 15.2%	Mn - 0.24%	P - 0.02%
Mo - 1.1%	Si - 0.63%	S - 0.02%
Ni - 0.19%	V - 0.04%	Ti - 0.01%



Fig. 5.3-1 Comp. 2 utilizado para las actividades reportadas en el apartado 5.3. Zona de extracción de la muestra señalada con una línea amarilla. A su lado la composición química en la olla (%peso).

La muestra tomada del componente desestabilizado fue cortada con disco de carburo de silicio en la cortadora de banco hasta obtener 15 piezas con sección de media pulgada y forma aplanada. Se realizó preparación superficial para toma de dureza y examinación al microscopio óptico en una de ellas. El valor medio de dureza en esta pieza fue de **653 HBW**, la microestructura se presenta en la Fig. 5.3-2.

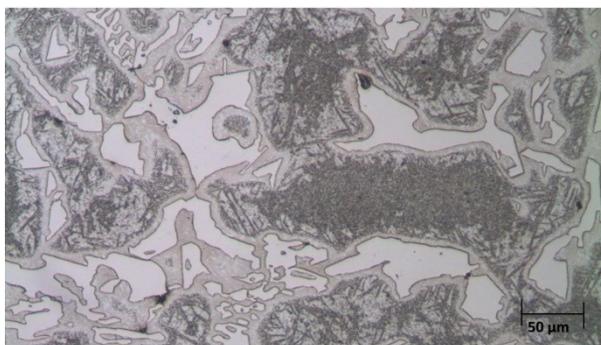


Fig. 5.3-2 Microestructura del componente 2 baja resolución (653 HBW en la superficie). Carburos eutécticos y matriz desestabilizada con alta densidad de precipitaciones.



Fig. 5.3-3 Microestructura del componente 2 alta resolución (653 HBW en la superficie). Carburos eutécticos y matriz desestabilizada con alta densidad de precipitaciones.

La Fig. 5.3-3 muestra que después de la desestabilización, gran cantidad de carburos han precipitado en la matriz y esta ha sido templada por primera vez. En esta condición, las placas de martensita y la austenita retenida comparten concentración de carbono.

- Se espera que el tratamiento sub – crítico ocasione la precipitación de carburos en la austenita retenida, de manera que la martensita creada con el segundo temple debería tener menos carbono que la creada por el primero.

El enfriamiento posterior al tratamiento sub – crítico dará origen al segundo temple, de manera que el revenido asociado con el tratamiento solo tendrá efecto sobre la martensita formada previamente. Por esta razón sería conveniente evitar la aplicación de tratamientos sub – críticos a piezas con demasiada austenita, pues el exceso de martensita sin revenir en la microestructura final podría favorecer la fragilidad, disminuyendo la capacidad del material para resistir los impactos sin fracturarse.

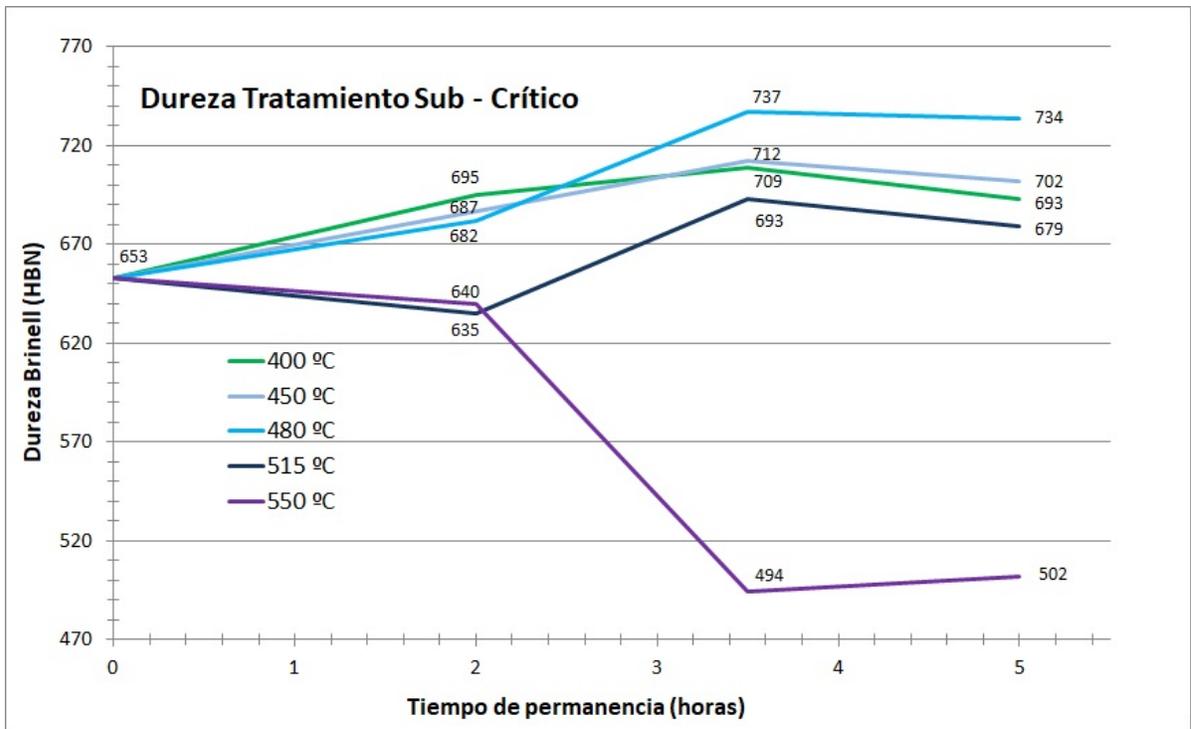
Las quince piezas obtenidas del componente 2 fueron sometidas a los tratamientos sub – críticos descritos en la Tabla 5.3-1.

Tabla 5.3-1 Designación de las piezas y condiciones de los tratamientos sub – críticos aplicados.

Temperatura	Tiempo de permanencia		
	2 Horas	3.5 Horas	5 Horas
400 °C	400-2	400-3.5	400-5
450 °C	450-2	450-3.5	450-5
480 °C	480-2	480-3.5	480-5
515 °C	515-2	515-3.5	515-5
550 °C	550-2	550-3.5	550-5

Luego de realizar los tratamientos, se dio una preparación superficial a las piezas con lija de banda 180 para retirar la capa descarbonada y posteriormente lija de agua 240 y 600. Se midió la dureza Brinell HBW de las quince piezas de acuerdo a las condiciones citadas en el apartado 5.2.1 (p.p. 43).

La Fig. 5.3-4 muestra la dureza alcanzada por las piezas tratadas.



400-2	695 HBW	400-3.5	709 HBW	400-5	693 HBW
450-2	687 HBW	450-3.5	712 HBW	450-5	702 HBW
480-2	682 HBW	480-3.5	737 HBW	480-5	734 HBW
515-2	635 HBW	515-3.5	693 HBW	515-5	679 HBW
550-2	640 HBW	550-3.5	494 HBW	550-5	502 HBW

Fig. 5.3-4 Endurecimiento generado por los tratamientos sub – críticos. Gráficos de dureza en función del tiempo de permanencia para las 5 temperaturas estudiadas con etiquetas mostrando la dureza Brinell (HBW) alcanzada (Parte superior). Cuadro con los valores de dureza HBW en otro arreglo (parte inferior).

Las microestructuras de las piezas tratadas a 400°C se presentan en las Figuras 5.3-5 a 5.3-7.

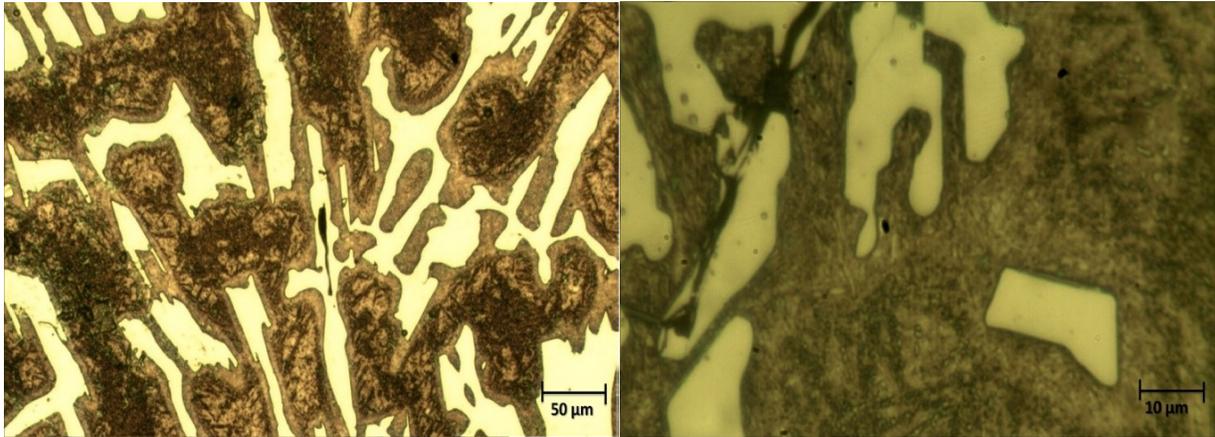


Fig. 5.3-5 Microestructura de 400-2 (695 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

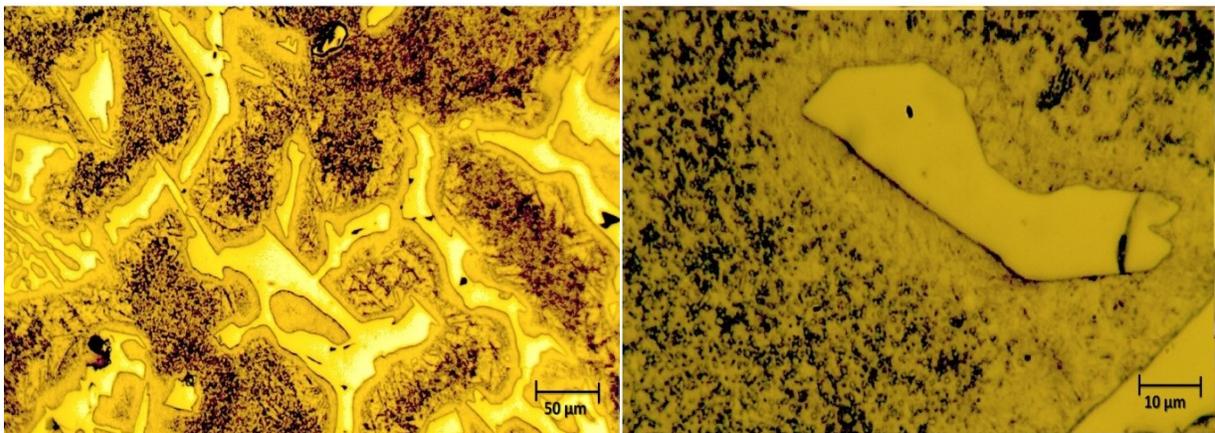


Fig. 5.3-6 Microestructura de 400-3.5 (709 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

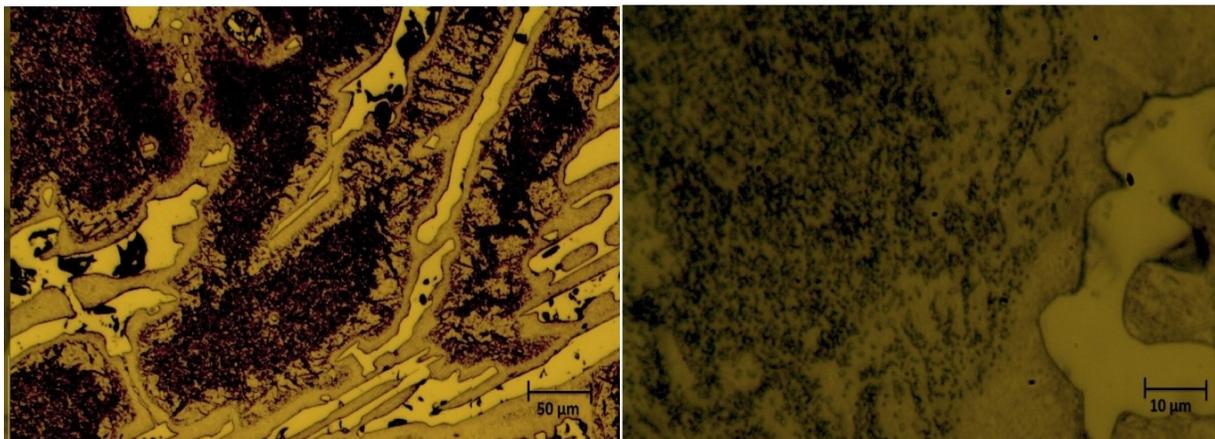


Fig. 5.3-7 Microestructura de 400-5 (693 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 450°C se presentan en las Figuras 5.3-8 a 5.3-10.

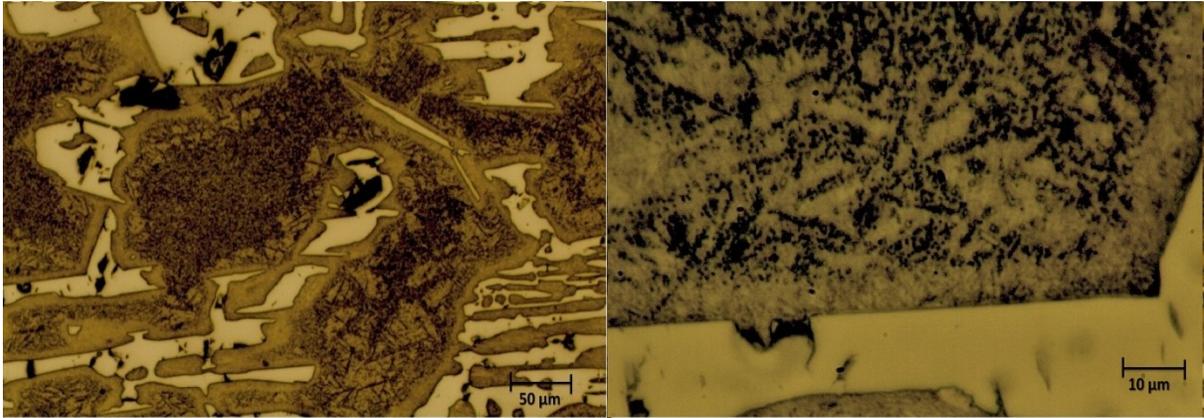


Fig. 5.3-8 Microestructura de 450-2 (687 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

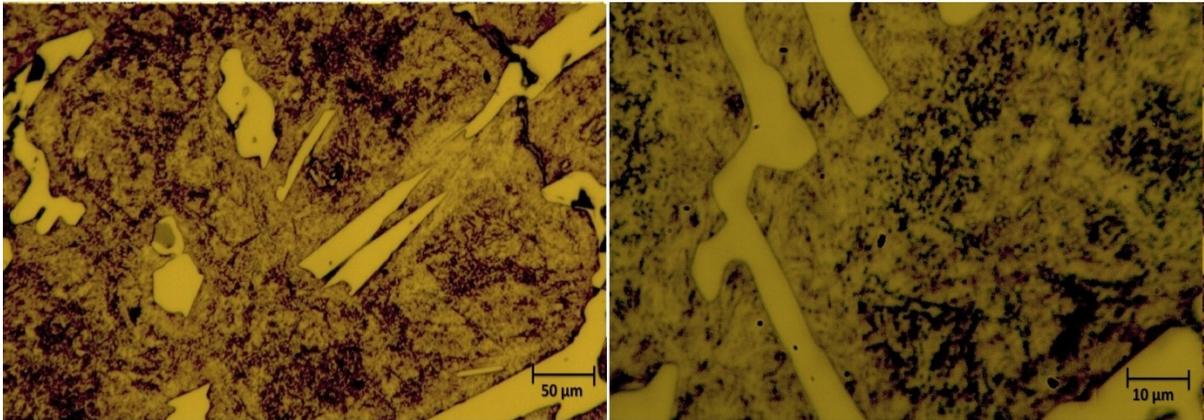


Fig. 5.3-9 Microestructura de 450-3.5 (712 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

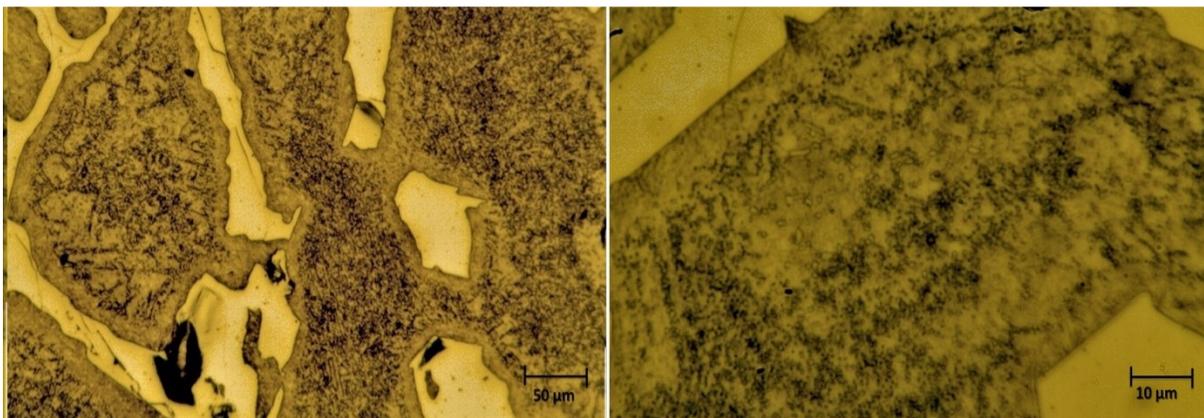


Fig. 5.3-10 Microestructura de 450-5 (702 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

Corolario:

"Los tratamientos sub – críticos con temperaturas de 400°C y 450°C tuvieron efectos similares sobre la dureza de las piezas desestabilizadas".

Es difícil identificar diferencias entre las microestructuras de estas piezas, las seis presentan martensita y precipitaciones con características similares. El efecto del revenido al igual que el aumento en la cantidad de martensita, no es apreciable mediante la examinación por microscopía óptica.

En las primeras horas del tratamiento la dureza alcanzada por las piezas templadas aumenta con el tiempo de permanencia, sin embargo, alcanzadas las 3 horas y media de permanencia esta disminuye lentamente. El efecto de estos tratamientos sobre la dureza de las piezas parece estar asociado a los siguientes dos fenómenos:

➤ Formación de carburos secundarios con el carbono de la austenita retenida.

La formación de los carburos secundarios requiere carbono que al desocupar la austenita retenida favorece el progreso de su transformación martensítica con el posterior enfriamiento. Este fenómeno puede ser responsable de elevar la dureza de las piezas durante las primeras horas de permanencia.

➤ Revenido de la martensita formada en el primer temple.

El revenido da tenacidad a las piezas a costa de su resistencia a la deformación lo cual se refleja en la dureza. La ligera disminución de dureza observada entre las piezas (400, 450) – 3 y (400, 450)-5 podría deberse a este fenómeno.

Si la precipitación y el revenido se desarrollan al mismo tiempo pero la precipitación se ha detenido al alcanzar tres horas y media de permanencia, la suma de sus efectos sobre la dureza puede dar origen a los resultados encontrados.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 480°C se presentan en las Figuras 5.3-11 a 5.3-13.

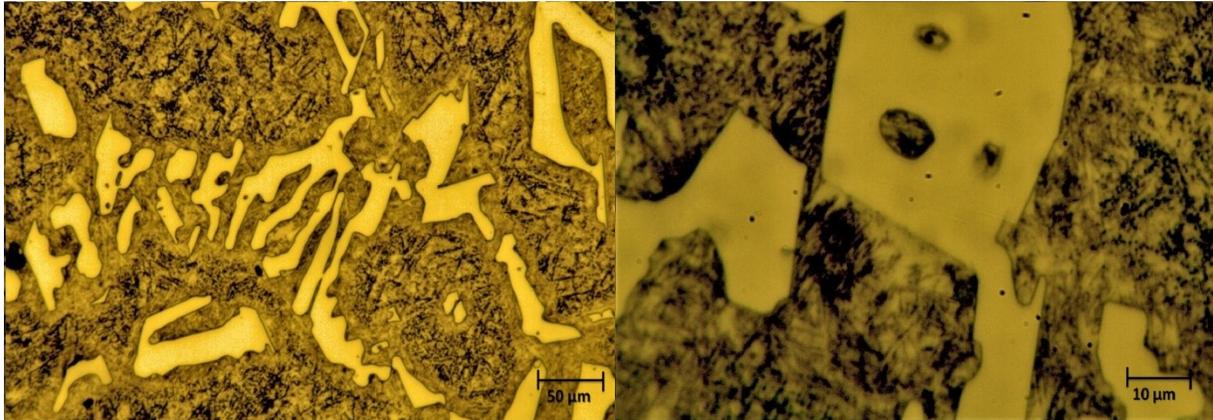


Fig. 5.3-11 Microestructura de 480-2 (682 HBW).. Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

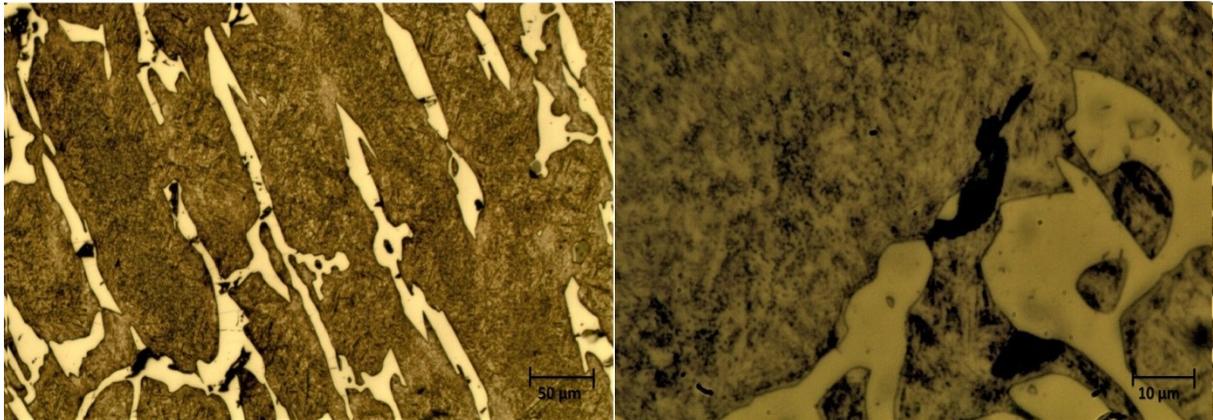


Fig. 5.3-12 Microestructura de 480-3.5 (737 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

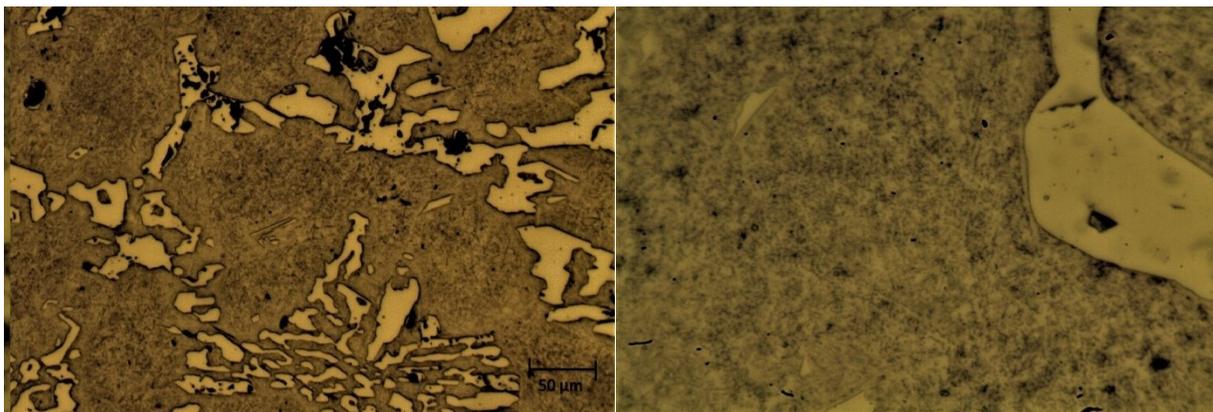


Fig. 5.3-13 Microestructura de 480-5 (734 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 515°C se presentan en las Figuras 5.3-14 a 5.3-16.

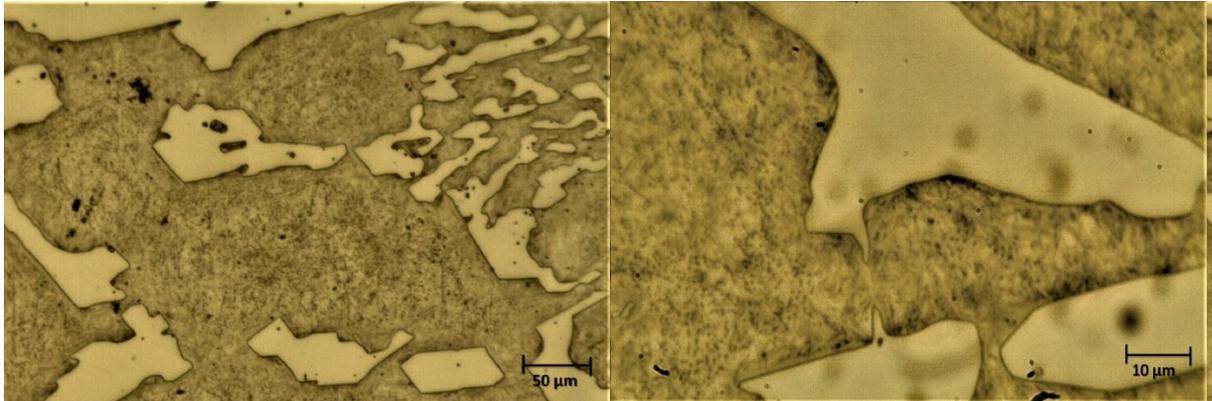


Fig. 5.3-14 Microestructura de 515-2 (635 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

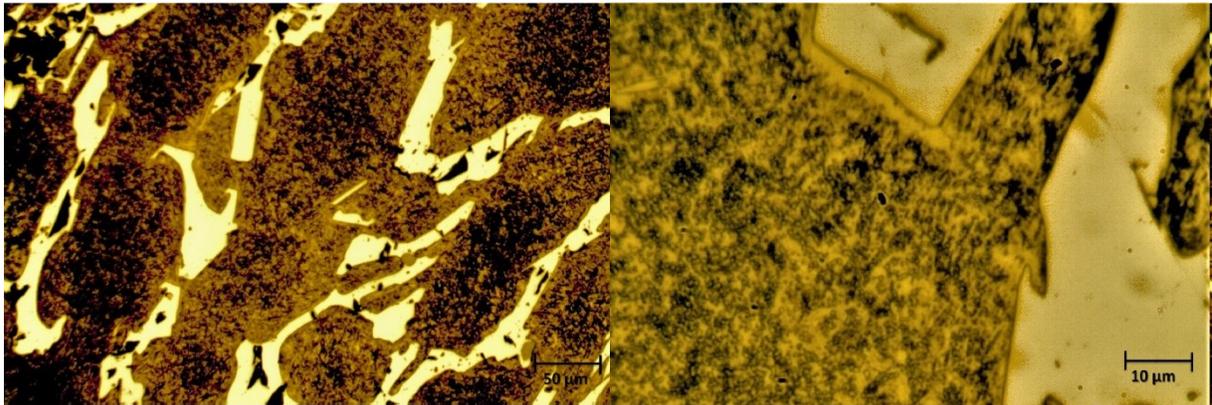


Fig. 5.3-15 Microestructura de 515-3.5 (693 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

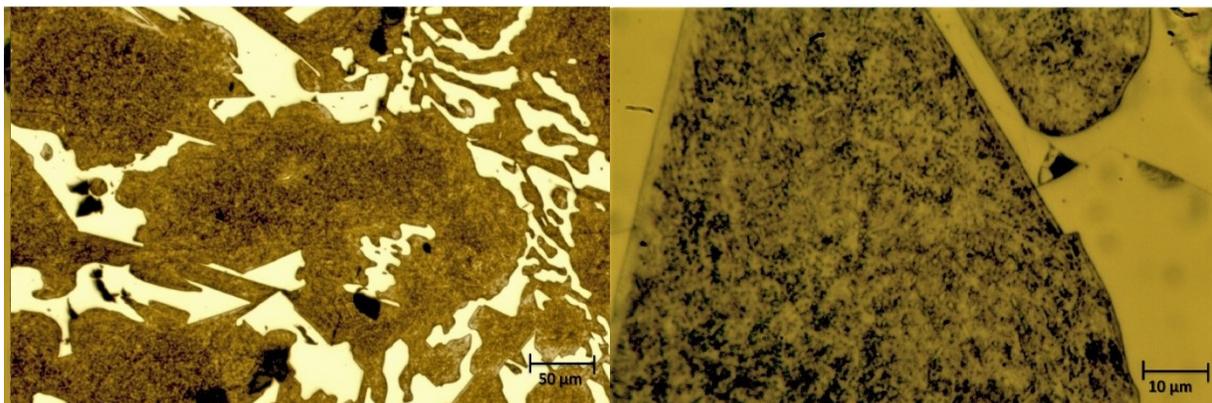


Fig. 5.3-16 Microestructura de 515-5 (679 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

Corolario:

"Si bien los tratamientos sub – críticos con temperaturas de 480°C y 515°C no tuvieron efectos similares sobre la dureza, ambos pueden ser explicados mediante los mismos dos fenómenos (precipitación de carburos y revenido)".

Al igual que en los casos anteriores, es difícil identificar diferencias claras entre las microestructuras de estas piezas. El efecto del revenido y el aumento en la cantidad de martensita no son apreciables por microscopía óptica.

- El endurecimiento inicia luego de dos horas

Con estos tratamientos, la precipitación parece ocurrir tardíamente. El endurecimiento asociado a la precipitación de carburos se presenta en el intervalo de 2 a 3.5 horas, a diferencia de las piezas tratadas con temperaturas más bajas en las que la precipitación parece iniciar antes de las 2 horas.

Las piezas 480-3.5 y 480-5 alcanzan una dureza considerablemente superior a la de 400-(3.5,5) y 450-(3.5,5). Parecido a lo que ocurre en el tratamiento de desestabilización, las piezas tratadas a 400°C, 450°C, 480°C y 515°C podrían haber alcanzado alguna condición de equilibrio luego de 3.5 horas de permanencia ocasionando el cese de la precipitación y permitiendo el protagonismo del revenido en las piezas tratadas por 5 horas. Si este es el caso, la condición de equilibrio alcanzada por el tratamiento de 480°C podría estar asociada a una menor solubilidad de carbono que aumenta la cantidad de martensita creada por el temple.

- La pérdida de dureza debida al revenido tiene mayor efecto a 515°C

La dureza de las piezas tratadas a esta temperatura parece disminuir ligera y continuamente en las primeras 2 horas de permanencia, al igual que entre 3.5 y 5 horas. Es probable que esta pérdida de dureza se deba al revenido de la martensita presente en las microestructuras. En las piezas tratadas a 515°C el efecto del revenido parece ser mayor en comparación con los otros tres tratamientos, probablemente porque mayores temperaturas conllevan un efecto más intenso.

Las microestructuras de las piezas tratadas a 550°C se presentan en las Figuras 5.3-17 a 5.3-19.

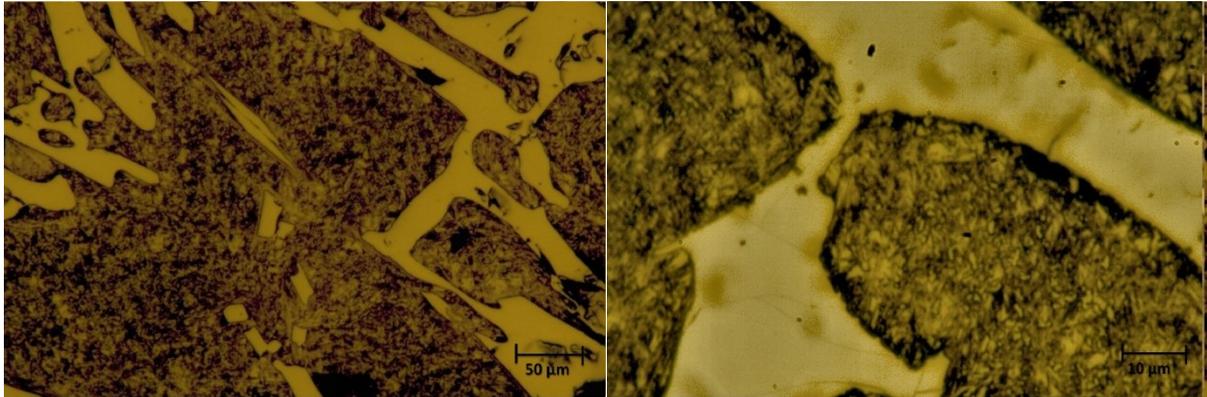


Fig. 5.3-17 Microestructura de 550-2 (640 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

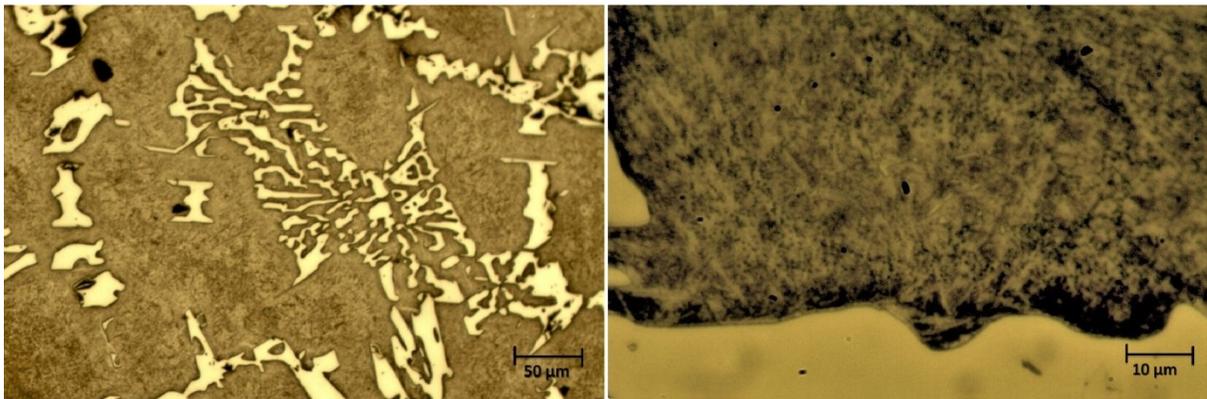


Fig. 5.3-18 Microestructura de 550-3.5 (494 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

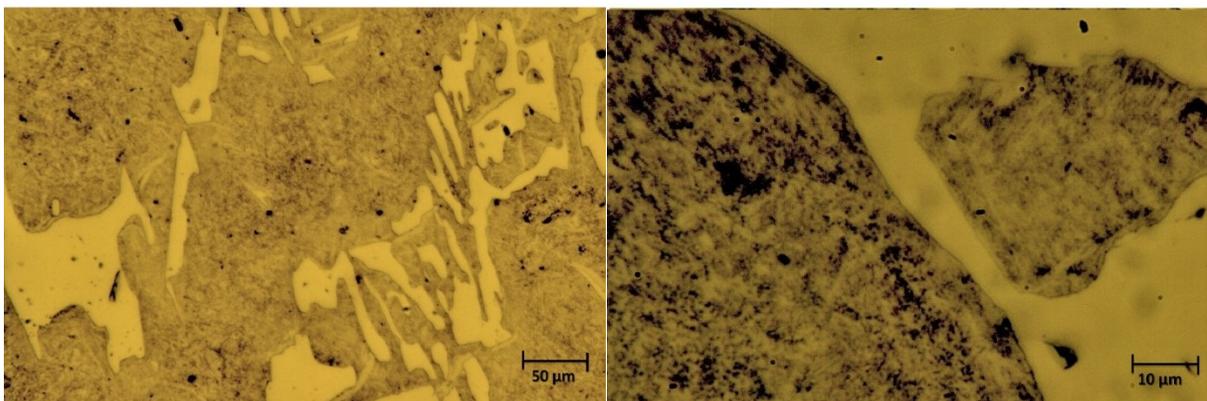


Fig. 5.3-19 Microestructura de 550-5 (502 HBW). Baja resolución izquierda, alta resolución derecha. Carburos eutécticos (CE) matriz martensítica con precipitaciones de carburo aleado.

Corolario:

"El tratamiento sub – crítico a 550°C tuvo un efecto muy negativo sobre la dureza".

Al igual que en los casos anteriores, no fue posible identificar claramente las características microestructurales que confirmen las explicaciones planteadas a continuación.

- No ocurre precipitación de carburos durante las primeras horas de permanencia.

El efecto del tratamiento en la dureza de la pieza 550-2 fue muy similar al observado en la pieza 515-2 por lo que probablemente el retraso en la ocurrencia de la precipitación también sucede en 550-2, la dureza refleja solo el efecto del revenido.

- Probable formación de perlita

En las piezas 550-3.5 y 550-5 está claro que ocurrió una transformación diferente de las discutidas hasta ahora. [Tabrett C. P. et. al., 1997] observó la formación de perlita en una aleación 15Cr-Mo (Fig. 1.3-7), así que la baja dureza de estas piezas podría ser producto de una cantidad considerable de perlita en su matriz. De ser este el caso, la formación de esta fase sería producto de una transformación isotérmica a 550°C por parte de la austenita retenida tras el primer temple.

[Parks J. L., 1978] sugiere que la transformación perlítica puede ocurrir con la aplicación de tratamientos sub – críticos a temperaturas superiores a 600°C y según [Maratray F. et. al., 1982] el intervalo de temperaturas óptimas para la precipitación (evitando la formación de perlita) se abre al aumentar la concentración de molibdeno en la aleación. Los resultados de dureza obtenidos en conjunto con las afirmaciones de estos estudios llevan a concluir que la formación de perlita en las piezas 550-3.5 y 550-5 es producto de un contenido deficiente de molibdeno. Para evitar la transformación perlítica y favorecer la precipitación de carburos se debe aumentar el contenido de molibdeno y/o aleantes como níquel y cobre en la aleación.

VI. Conclusiones

➤ Tratamiento de desestabilización

(La composición de la aleación usada se muestra en la p.p. 38)

No es recomendable llevar a cabo tratamientos de desestabilización con menos de dos horas de permanencia.

No es recomendable llevar a cabo tratamientos de desestabilización con temperaturas menores a 950°C porque podrían generar durezas excesivamente bajas en la martensita formada (especialmente en piezas de sección gruesa).

No es recomendable llevar a cabo tratamientos de desestabilización con temperaturas mayores a 1010°C porque la cantidad tan alta de austenita retenida que estos generan disminuyen la dureza y al mismo tiempo hace inconveniente la aplicación de un tratamiento sub – crítico posterior.

Entre las temperaturas estudiadas, se encontró evidencia de que la disolución parcial de los carburos eutécticos podría ocurrir con temperaturas superiores a 975°C.

El uso de tiempos de permanencia superiores a 3 horas es innecesario ya que una vez alcanzado este tiempo la microestructura ha alcanzado el equilibrio y no sucederán más cambios en la microestructura pasado este punto.

➤ Efecto de la velocidad de enfriamiento (efecto de la sección).

No se encontró evidencia de que el método de enfriamiento en piezas de sección ligera tenga un efecto significativo sobre la dureza.

Se encontró que la velocidad de enfriamiento reducida que es experimentada en el centro de las piezas de sección gruesa tiene un efecto positivo sobre su dureza.

➤ Tratamiento Sub-crítico

(La composición de la aleación usada se muestra en la p.p. 77)

Con el uso de temperaturas entre 400°C y 480°C la precipitación de carburos secundarios en una matriz desestabilizada a 1010°C por 5 horas comienza su progreso poco después del inicio de la permanencia favoreciendo continuamente la dureza. En este caso, el efecto del revenido es considerable pero no muy intenso.

Con una temperatura de 515°C el efecto del revenido es intenso. Con esta temperatura el inicio de la precipitación ocurre tardíamente.

Con una temperatura de 550°C el efecto del revenido tiene un papel determinante de la dureza al inicio de la permanencia. Tiempos superiores a 2 horas ocasionan la transformación isotérmica de austenita a perlita que da origen a una muy importante pérdida de propiedades.

VII. Comentario final

Para tener una mayor claridad con respecto a las microestructuras que se forman como producto de las diferentes condiciones de los tratamientos, es recomendable realizar estudios mediante MEB para alcanzar una mayor resolución. Además sería conveniente realizar mapeos elementales y mapeos puntuales ya que estos estudios podrían ser determinantes para respaldar las explicaciones dadas a los fenómenos encontrados pues estos son complejos.

VIII. Recomendaciones

Recomendaciones respecto al tratamiento de desestabilización:

Para esta aleación es adecuado usar tratamientos de desestabilización con temperaturas entre 950°C y 1010°C con algún tiempo de permanencia entre 2 y 3 horas (lo necesario para alcanzar el equilibrio).

Recomendaciones respecto al efecto de la sección:

Las piezas de sección gruesa estarán inevitablemente sometidas a velocidades de enfriamiento más lentas cerca del centro que permiten una segunda etapa de precipitación. Los tratamientos con temperaturas altas (975°C-1010°C) y tiempos cortos (2 a 3 horas) son ideales para estas piezas si se desea alcanzar altas durezas, bajos porcentajes de austenita retenida y evitar la pérdida de tiempo.

Recomendaciones respecto al tratamiento sub - crítico:

Los tratamientos entre 400°C y 480°C permiten un control adecuado de la disminución de carbono en la austenita retenida pero se debe determinar el efecto del revenido que este intervalo de temperaturas ocasiona sobre la tenacidad para determinar su conveniencia.

El tratamiento a 515°C también puede ser una opción viable si se determina que es deseable el revenido intenso que este tratamiento genera.

Para aplicar tratamientos a temperaturas superiores a 515°C debe elevarse el contenido de molibdeno, cobre y níquel para evadir la transformación perlítica ocasionada por la permanencia. Si no se opta por añadir más de estos elementos a la aleación, deberán evitarse estas temperaturas.

IX. Referencias

Ai-Rubaie K. S., Pohl M., Heat treatment and two-body abrasion of Ni-Hard 4. *Wear*, 312(1-2), 2014, pp. 21–28.

Albertin E., Sinatora A., Effect of carbide fraction and matrix microstructure on the wear of cast iron balls tested in a laboratory ball mill, *Wear* 250 (1–12), 2001, pp. 492–501

Allen L. Affolter, Mechanical Properties of low carbon martensite, *Journal of Materials Science*, 29(01), 1971, pp 11-12.

ASM Handbook Volume 1, Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys, 6th edit., 1985 Published Chicago 1985, pp 34-36.

Avery H. S., The nature of abrasive wear, Journal article published by SAE International, 1975, pp. 2083-2097.

Axen N., Jacobson S., Hogmark S., Influence of hardness of the counter body in three-body abrasive wear - an overlooked hardness effect, *Tribology International*, 27, 1994, pp. 233-241.

Bedolla-Jacuinde, Hernandez B., Béjar-Gomez L., SEM study on the M_7C_3 carbide nucleation during eutectic solidification of high-chromium white irons, *Wear* 50 (4–76), 2005, pp 53-59.

Bee J. V., Powell G. L. F., Bednartz B. A., Substructure within the Austenitic Matrix of High Chromium White Irons, *Scripta Metalurgica et Materialia*, 31, 1994, pp. 1735-1736.

Çetinkaya C., An investigation of the wear behaviors of white cast irons under different compositions, *Mater. Des.* 27 (6), 2006, pp. 437–445.

Chakrabarti A. K., Casting technology and cast alloys, Indian Institute of Technology Kharagpur, Prentice-Hall of India, New Delhi-110001, 2005, pp. 170.

Chen S. L., Daniel S., Zhang F., Chang Y. A., Yan X., Oates W. A., The PANDAT software package and its applications CALPHAD, 2002, pp. 175–188.

Chicco B., Thorpe W. R., Cast Metals Chapter 5 presentation, University of Massachusetts, 1993.

Cohen M., The Strengthening of Steel, Trans. Met. Soc. of AIME, Vol. 224, 1962, pp. 638-656.

Coronado J.J., Sinatora A., Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micro mechanisms: part 2, Wear 271 (9–10), 2011, pp. 1804–1812.

Dodd J., Gundlach R.B., Morton P. A., The Metallurgy of High Hardness Chromium-Molybdenum and Vanadium-Molybdenum Rolling Mill Rolls, ATME, 1981 pp. 475-503.

Dupin P., Saverna J., Schissler J. M., A Structural Study of Chromium White Cast Irons, Transactions of the AFS, 90, 1982, pp. 711-718.

Durman R. W., The application of alloyed white cast irons in crushing, grinding and materials handling processes, The British Foundryman, 69, 1976, pp. 141-149.

Elliott R., Cast Iron Technology, the University of Michigan, Butterworth-Heinemann publisher, 1988, pp. 204 y 205.

Fairhurst W., Rohrig K., Abrasion-resistant High-chromium White Cast Irons, Foundry Trade Journal, 136, 1974, pp. 685-698

Fang L., Rao Q., Zhou Q.: in Proceedings of the Conference Wear of Materials, Houston, TX, April, ASME, 1987, pp. 733-741.

George Krauss, Martensite in steel: strength and structure, Materials Science and Engineering A273-275, Colorado School of Mines, Golden, CO 80401, USA., 1999, pp 40-57.

George V. V., Ltd. LakeBluff III, Martensite and Retained Austenite, Industrial Heating. The International Journal of Thermal Technology, 2009.

George V. V., Metallographic Procedures for Cast Irons, 2015.

Gundlach R. B., Microstructure, Hardness and Abrasion Resistance of As-Cast 17.5% Chromium White Irons, Transactions of the AFS, 82, 1974, pp. 309-316.

Heino V., Kallio M., Valtonen K., V. –T.kuokkala, The role of microstructure in high stress abrasion of white cast iron, Tampere university of technology, Department of Materials Science, 2017.

Ishida K., Calculation of the effect of alloying elements on the Ms temperature in steels, Journal of Alloys and Compounds, 220, 1995, pp. 126-131.

Junyt S., Yuding Y., The Effect of Orientation and Thickness of Carbides on the Abrasive Wear Resistance of High Chromium Iron, in Proceedings of the Conference Wear of Materials, Houston, TX, April, ASME, 1987, pp. 661-671.

Kuwano M., Ogi K., Sawamoto A., Matsuda K., Studies on the Precipitation process of Secondary Carbides in High-Chromium Cast Iron, Transactions of the AFS, 90, 1982, pp. 726-734.

Laird G., Gundlach R., Röhrig K., Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook, AFS, Des Plaines, Illinois, 2000.

Laird G., Microstructures of Ni-Hard I, Ni-Hard IV and high-Cr white cast irons, AFS Trans. 99, 1991, pp. 339–357.

Laird G., Nielsen R. L., Macmillan N. H., On the Nature of Eutectic Carbides in Cr-Ni White Cast Irons, Metallurgical Transactions A, 22A, 1991, pp. 1709-1720.

Laird, G., Some Comments on White Cast Iron Microstructures and Wear Properties, Transactions of the AFS, 101, 1993, pp. 497-504.

Makinson J. D., Weins W. N., Xu Y., DeAngelis R. J., Ferber M. K., Riester L., Lawrence R. V., Inoue K., Mukherjee K., Otsuka K., Chen H. (Eds.), Displacive Phase Transformations and Their Application in Materials Engineering, TMS, Warrendale, 1998, pp. 391.

Maratray F., Choice of Appropriate Compositions for Chromium-Molybdenum White Irons, Transactions of the AFS, 79, 1971, pp. 121-124.

Maratray F., Poulalion A., Austenite Retention in High-Chromium White Irons, Transactions of the AFS, 90, 1982, pp. 795-804.

Maratray F., Poulalion A., The retention of austenite its control and its transformation in high carbon - high chromium ferrous alloys (Contribution to the study of the hardness of martensitic structures), Climax Molybdenum Publication No.M-399, 1977

Moore, M. A., & King, F. S. Abrasive wear of brittle solids. Wear, 1980. 60(1), pp. 123–140.

Murray M. J., Mutton P. J., Watson D., Abrasive Wear Mechanisms in Steels, Lubric. Tech. 104, 1982, pp. 9 - 15.

Norman T. E., Abrasion-Resistant Refrigeration-Hardenable Ferrous Alloy, US Patent No. 4547221, 1985.

Parks J. L., Characteristics of As-Cast and Sub critically Heat-Treated High-Chromium-Molybdenum White Irons for Thick-Section Castings, Transactions of the AFS, 86, 1978, pp. 93-102.

Pearce, J. T. H., Elwell D. W. J., Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron, Journal of Materials Science Letters, 5, 1986, pp.1063-1064.

Pero – Sanz J. A., Plaza D., Verdeja J. I., Asensio J., Metallographic Characterization of Hypoeutectic Martensitic White Cast Irons: Fe-C-Cr system, Materials Characterization, vol. 43, 1999, pp. 33 - 39.

Petty, E.R., Physical Metallurgy of Engineering Materials. George Allen and Unwin, Ltd. Londres, 1968, pp. 109.

Powell, G. L. F., Carlson, R. A., & Randle, V., The morphology and microtexture of M_7C_3 carbides in Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Si alloys of near eutectic composition. Journal of Materials Science, 29(18), 1994, pp. 4889–4896.

Powell G. L. F., Heard L. S. Misinterpretation of Microstructure in Wear Resistant Alloy White Irons, in proceedings of the Conference Metals in Mining, Qld, Australia, ATIVI, 1981, pp. 58-62.

Powell G. L. F., Laird G., Structure, nucleation, growth and morphology of secondary carbides in high chromium and Cr-Ni white irons, Journal of Materials Science, 27, 1992, pp. 29-35.

Powell G. L. F., The design of rotary-mill liners, and their backing materials, Journal of South African Institute of Mining and Metallurgy, 91, 1991, pp. 63-75.

Richardson R. C. D., The maximum hardness of strained surfaces and the abrasive wear of metals and alloys, Wear 10, 1967, pp. 353–382.

Rozhkova E. V., Ivanova M. Y., Processes occurring during the tempering of wear-resistant cast irons, Metals Science and Heat Treatment, 29, 1988, pp. 519-522.

Rudnev V., Don L., Cook R., Black M., Handbook of induction heating, INDUCTOHEAT, Inc. Madison Heights, Michigan, U.S.A., Marcel Dekker, Inc., 2003, pp. 51- 53.

Sare I. R., Arnold B. K., Gouging Abrasion of Wear-Resistant Alloy White Cast Irons, Wear, 131, 1989, pp. 15-37.

Sailors R., Cast high chromium media in wet grinding, Minerals and Metallurgical Processing, 6, 1989, pp. 172-178.

Shan-Chang C., Computer calculations of metaestable and stable Fe-C-Si phase diagrams from binary thermodynamic properties, Iowa state university digital repository, 1986. pp 1-12

Sharma C. P., Properties and applications of metals and alloys, Department of metallurgical Engineering Malaviya National Institute of Technology Jaipur (Rajashthan), 2004, pp. 127 – 129.

Tabrett C. P., Sare I. R., *The effect of heat treatment on the abrasion resistance of alloy white irons*, *Wear* 206–219, 1997 pp. 203-204.

Tisza M., Physical Metallurgy for Engineers, ASM International Materials Park, Ohio and Freund Publishing House Ltd., 2001, pp. 338.

Trzaska J., Dobrzański L. A., Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, pp. 192-193.

Wang K., Li D., Formation of core (M_7C_3)-shell ($M_{23}C_6$) structured carbides in white cast irons: A thermo-kinetic analysis. *Computational Materials Science*, 2018, pp. 154, 111–121.

Watson J. D., Mutton P. J., Sare I. R., Abrasive Wear of White Cast Irons, *Metals Forum*, 4, 1980, pp. 74-88.

Zum Gahr K. H., Eldis G. T., Abrasive Wear of White Cast Irons, *Wear*, 64, 1980, pp. 175-194.

Zum Gahr K. H., Microstructure and Wear of Materials, *Tribol.* 10, 1987, pp. 227–252.

Zum Gahr K. H., Modeling of two-body abrasive wear. *Wear*, 124(1), 87-103. Institute of materials technology, University of Siegen, D-5900 Siegen (F.R.G), accepted January 14, 1988.

Zum Gahr K. H., Scholz W. G., Fracture Toughness of White Cast Irons, *Journal of Metals*, 32, 10, 1980, pp. 38-44.

Anexo 1

Se busca demostrar que las mediciones de dureza tomadas a piezas enfriadas con convección natural pertenecen a la misma población que las tomadas a piezas enfriadas con convección forzada. Se establece la hipótesis: "La dureza media de las piezas, con el mismo tratamiento térmico y diferente forma de enfriamiento, no es diferente".

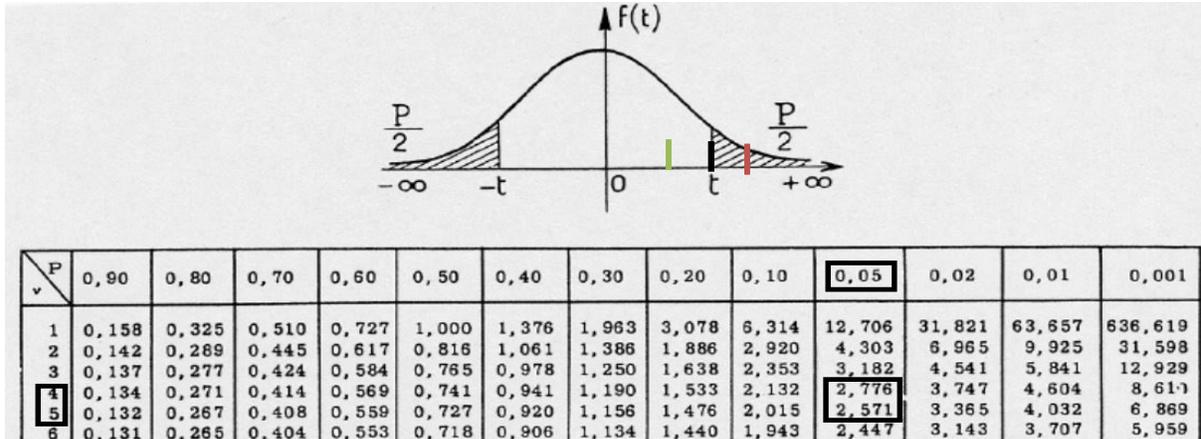


Fig. 5.2-39 Tabla de valores para la t de student e ilustración de la distribución. Señalado con una marca verde el ejemplo de un valor para la t_p que no contradice la hipótesis nula, en rojo el ejemplo de uno que si lo hace.

Con un nivel de confianza de 95% el valor para la t de student en la Fig. 5.2-39 (línea negra) es de 2.776 con 4 grados de libertad (ósea 3 mediciones por cada pieza) y de 2.571 con 5 grados de libertad (7 mediciones entre ambas piezas).

Tabla 5.2-3. Mediciones de dureza Brinell en piezas enfriadas por convección natural (izquierda σ_1^2) y forzada (derecha σ_2^2). Varianza de las mediciones hechas a cada pieza.

	1 hora			2 horas			3 horas		
900°C	601	601	$\sigma_1^2 = 600.74$ $\sigma_2^2 = 600.74$	653	691	-	653	653	-
	601	653		691	653		653	653	
	653	653		653	653		691	691	
950°C	601	653	$\sigma_1^2 = 1360.8$ $\sigma_2^2 = 320.8$	691	691	-	691	691	-
	653	653		691	691		653	653	
	691	691		653	653		653	691	
975°C	691	691	$\sigma_1^2 = 1518.8$ $\sigma_2^2 = 0$	691	692	$\sigma_1^2 = 546.8$ $\sigma_2^2 = 0$	653	691	$\sigma_1^2 = 361$ $\sigma_2^2 = 320.8$
	691	691		691	692		653	653	
	691	691		691	692		691	691	
	653	691		745	692		691	691	

La dureza de las piezas fue tomada al menos por triplicado. A cada grupo de mediciones se asocia la varianza. Esta información se presenta en la Tabla 5.2-3.

Las siguientes ecuaciones en conjunto con la información de las Tablas 5.2-2 y 5.2-3 permiten calcular la t_p o "t de student de prueba" para cada par de piezas

"Si el valor absoluto de t_p es mayor al valor de la t de la Fig. 5.2-39, la hipótesis se deshecha para ese par de piezas. Esto se ilustra con las marcas verde y roja de la Fig. 5.2-39".

$$t_p = \frac{(\bar{x}_1 - \bar{x}_2) - (\mu_1 - \mu_2)}{\sqrt{\frac{\sigma_1^2}{n_1} + \frac{\sigma_2^2}{n_2}}}$$

El significado matemático de la hipótesis es $\mu_1 - \mu_2 = 0$

$$t_p = \frac{(\bar{x}_1 - \bar{x}_2)}{\sqrt{\frac{\sigma_1^2}{n_1} + \frac{\sigma_2^2}{n_2}}}$$

La Tabla 5.2-4 compara los valores de t y muestra que en ninguno de los 9 casos es posible desechar la hipótesis.

Tabla 5.2-4. Comparación de t_p calculado con el valor de t de la distribución

	1 hora	2 horas	3 horas
900°C	$ t_p = 0.884$ < 2.776	$ t_p = 0$	$ t_p = 0$
950°C	$ t_p = 0.715$ < 2.776	$ t_p = 0$	$ t_p = 0$
975°C	$ t_p = 0.121$ < 2.571	$ t_p = 1.069$ < 2.571	$ t_p = 0.427$ < 2.776