

PONTIFICIA UNIVERSIDAD CATÓLICA DEL PERÚ

ESCUELA DE POSGRADO



**ESTUDIO DE SOLDABILIDAD APLICADO A LA RECUPERACIÓN DE  
PIEZAS DE HIERRO FUNDIDO NODULAR Y COMPACTO**

**Tesis para optar el grado académico de Magíster en Ingeniería de  
Soldadura que presenta:**

Ing. Renato Sezé Espinoza Cárdenas

**Asesor:**

Dr. Ing. Paul Pedro Lean Sifuentes

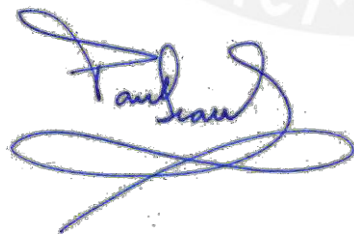
LIMA - 2023

## Declaración Jurada de Autenticidad

Yo, Paul Pedro Lean Sifuentes, docente de la Facultad de Ciencias e Ingeniería de la Pontificia Universidad Católica del Perú, asesor de la tesis de investigación titulada “Estudio de Soldabilidad Aplicado a la Recuperación de Piezas de Hierro Fundido Nodular y Compacto” del autor Renato Sezé Espinoza Cárdenas, dejo constancia de lo siguiente:

- El mencionado documento tiene un índice de puntuación de similitud del 10%. Así lo consigna el reporte de similitud emitido por el software *Turnitin* el 05/11/2022.
- He revisado con detalle dicho reporte y confirmo que cada una de las coincidencias detectadas no constituyen plagio alguno.
- Las citas a otros autores y sus respectivas referencias cumplen con las pautas académicas.

Lima, 02 de diciembre de 2022



---

Lean Sifuentes Paul Pedro

DNI: 07915158

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9411-6984>

## RESUMEN

En el trabajo desarrollado se estudió la soldabilidad del hierro fundido nodular y hierro fundido compacto, en componentes con aplicación industrial, tales como un monoblock y una culata, los cuales tienen una gran demanda en la industria minera en equipos de acarreo. Para ello, se desarrolló procedimientos de soldadura para una eventual reparación de estos componentes, con el objetivo de recuperarlos.

En el primer capítulo, Marco Teórico, se planteó la clasificación de los tipos hierros fundidos existentes en la industria, así como, las aplicaciones, microestructuras y normativas vigentes. Asimismo, en este capítulo, se abordaron las técnicas y recomendaciones para soldar este tipo de hierros fundidos.

En el segundo capítulo, se desarrolla el procedimiento experimental. Se plantean los procedimientos de soldadura: sin precalentamiento y con enfriamiento forzado; proceso de soldadura con precalentamiento y enfriamiento controlado (lento); proceso de soldadura con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones; proceso de soldadura con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento post-soldadura de recocido y; finalmente, procesos de soldadura con precalentamiento en condiciones de embridamiento. El proceso de soldadura utilizado fue SMAW y los electrodos evaluados fueron ENiFe-CI y ENi-CI.

En el tercer capítulo, se muestran los resultados de los ensayos realizados y se lleva a cabo un análisis de los resultados. Los resultados preliminares obtenidos permiten comprobar que el precalentamiento, disminuye la formación de martensita; otro resultado encontrado, es que el hecho de que no se produzcan fisuras durante o después de la reparación por soldadura, no es indicio que la soldadura de reparación fue exitosa, pues siempre se formará martensita, así se emplee precalentamiento y enfriamiento lento.

Como conclusión final, se obtiene que para el soldeo de reparación de ambos componentes, se recomienda soldarlos mediante el proceso SMAW utilizando un precalentamiento de 300°C en el caso del monoblock y de 260°C en la culata, pudiéndose emplear cualquiera de los dos aportes ENiFe-CI o ENi-CI, luego a las uniones soldadas se les debe realizar un tratamiento térmico post-soldadura de recocido, con objeto de eliminar las zonas frágiles y duras, formadas básicamente por martensita.

## **AGRADECIMIENTOS**

Agradezco a mi asesor Dr. Ing. Paul Lean, quien constantemente mostró preocupación por mi avance, por el tiempo dedicado y por los invaluable consejos brindados durante todo este proceso. Asimismo, agradezco al Laboratorio de Materiales, el cual me brindó las facilidades para realizar diversos ensayos para el presente trabajo; asimismo, me encuentro muy agradecido con todos los analistas del Laboratorio de Materiales por todo el apoyo brindado, así como por sus recomendaciones y críticas constructivas. A mi familia, en especial a mi esposa Claudia, por darme soporte y ánimos para concluir esta investigación y no darme por vencido. Y, por último, a mi pequeño hijo Santiago.

## TABLA DE CONTENIDO

RESUMEN .....	iii
INTRODUCCIÓN.....	8
1. MARCO TEÓRICO.....	11
1.1. Hierro Fundido .....	11
1.2. Tipos de Hierro fundido.....	11
1.2.1. Hierro fundido laminar.....	13
1.2.2. Hierro fundido dúctil o nodular .....	15
1.2.3. Hierro fundido compacto .....	17
1.2.4. Hierro fundido blanco.....	18
1.2.5. Hierro fundido maleable .....	19
1.2.6. Hierro fundido de alta aleación .....	20
1.3. Soldabilidad de los hierros fundidos .....	21
1.3.1. Identificación del Material base .....	22
1.3.2. Pre calentamiento .....	23
1.3.3. Temperatura de no fisuración .....	24
1.3.4. Test pre-soldadura .....	25
1.3.5. Preparación del metal base .....	26
1.3.6. Técnicas especiales.....	28
1.3.7. Tratamiento post soldadura .....	32
1.3.8. Proceso de soldeo .....	33
1.4. Recomendaciones para la soldadura de hierro fundido dúctil .....	35
2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL .....	37
2.1. Caracterización del material base.....	37
2.1.1. Análisis químico .....	37
2.1.2. Análisis metalográfico .....	38
2.1.3. Ensayo de tracción.....	39
2.1.4. Ensayo de dureza .....	39
2.2. Proceso de soldeo y material de aporte.....	40
2.3. Desarrollo del procedimiento de soldadura.....	41
2.4. Inspección visual.....	44
2.5. Análisis Macrográfico .....	44
2.6. Inspección de partículas magnéticas .....	46
2.7. Inspección por radiografía industrial .....	46
2.8. Procedimiento de soldadura .....	48

2.8.1.	Ensayo sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA) .....	48
2.8.2.	Ensayo con precalentamiento y enfriamiento controlado (EB) .....	50
2.8.3.	Ensayo con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC).....	51
2.8.4.	Ensayo con precalentamiento, enfriamiento controlado y de recocido completo (ED).....	52
2.8.5.	Ensayo con precalentamiento y embriamiento (EE) .....	53
3.	RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....	56
3.1.	Caracterización del material.....	56
3.1.1.	Análisis químico .....	56
3.1.1.1.	Análisis químico del monoblock .....	56
3.1.1.2.	Análisis químico de la culata .....	56
3.1.2.	Metalografía .....	57
3.1.2.1.	Metalografía del monoblock .....	57
3.1.2.2.	Metalografía de la culata .....	58
3.1.3.	Ensayos mecánicos .....	60
3.1.3.1.	Ensayos mecánicos del monoblock .....	60
3.1.3.2.	Ensayo de mecánicos de la culata.....	60
3.2.	Muestras soldadas .....	60
3.2.1.	Velocidad de enfriamiento.....	60
3.2.2.	Muestras soldadas del monoblock.....	61
3.2.3.	Muestras soldadas de la culata.....	64
3.2.4.	Inspección por partículas magnéticas.....	65
3.2.4.1.	Inspección por partículas magnéticas en muestras EA y EB.....	66
3.2.4.2.	Inspección por partículas magnéticas en muestra EE .....	67
3.2.5.	Inspección radiográfica .....	69
3.3.	Medición de zona afectada por el calor .....	70
3.4.	Microestructura de muestras del monoblock soldado .....	71
3.4.1.	Microestructura EA - Monoblock .....	71
3.4.2.	Microestructura EB - Monoblock .....	73
3.4.3.	Microestructura EC – Monoblock .....	75
3.4.4.	Microestructura ED - Monoblock .....	76
3.5.	Microestructura de muestras de la culata soldada.....	77
3.5.1.	Microestructura EA – Culata .....	78
3.5.2.	Microestructura EB - Culata .....	79
3.5.3.	Microestructura EC - Culata .....	81
3.5.4.	Microestructura ED – Culata .....	82

3.6.	Barrido de dureza.....	83
3.6.1.	Barrido de dureza del monoblock .....	83
3.6.2.	Barrido de dureza de la culata .....	88
	DISCUSIÓN .....	94
	CONCLUSIONES.....	95
	BIBLIOGRAFÍA .....	97
	ANEXOS .....	100



## INTRODUCCIÓN

El hierro fundido es un material metálico empleado con mucha frecuencia en diversos sectores de la industria, cuando se requiere fabricar componentes con una geometría compleja o de gran volumen, éstos se pueden obtener mediante un proceso de fundición. Debido a que el costo unitario de fabricación de un componente en este material es elevado, la producción de estos elementos se realiza en grandes lotes con el objetivo principal de reducir los costos de manufactura; así, frente al daño de algún componente, se suele priorizar la reparación frente a la fabricación individual; no obstante, esta reparación debe ser controlada para asegurar su correcto desempeño en servicio.

Este material, a diferencia del acero, presenta un mayor contenido de carbono, lo cual resulta en una soldabilidad menos satisfactoria y presenta un caso importante de estudio. El presente trabajo de investigación busca desarrollar el proceso de soldadura óptimo para la posterior reparación de dicho material, de manera que los cambios producidos por el ciclo térmico del proceso de soldeo, en la ZAC, no generen fisuras ni compuestos frágiles. Para ello, se deberá seleccionar entre otros, el proceso de soldadura, la temperatura de precalentamiento, la velocidad de enfriamiento y, principalmente, el material de aporte.

En la presente investigación, se utilizará como materiales base dos componentes que necesitan reparación, una culata (figura 1) y el monoblock de un motor de combustión (figura 2a). La culata en estudio, por el proceso de trabajo, presentaba fisuras, las cuales se deseaban reparar. Por otro lado, el monoblock presenta un problema en el proceso de restauración, el cual consiste en retomar la medida del diámetro base del cilindro (total de 20 cilindros) utilizando un anillo postizo con un montaje por interferencia, seguido de un mecanizado. Esta solución presenta filtraciones del fluido de refrigerante de la galería de refrigeración (figura 2c) durante un periodo regular de horas de trabajo. Por lo tanto, para evitar dichas filtraciones se evaluará realizar un proceso de soldadura seguido de un mecanizado.





Figura 1. Muestra del componente culata.



Figura 2. (a) Componente Monoblock, (b) extracción de muestra, (c) Asiento de cilindro en ventana de galería de refrigeración.

Para la realización de la presente investigación, se establecieron los siguientes objetivos:

### **Objetivo general**

Evaluar diferentes procedimientos de soldadura de reparación en componentes de hierro fundido nodular de matriz ferrítica y hierro fundido compacto de matriz perlítica, con el fin de que no se produzcan fisuras ni zonas duras o frágiles. Proponer un modelo de prueba, mediante el cual se acerque a la reparación real por soldadura.

### **Objetivos específicos**

1. Caracterización de los materiales base.
2. Selección del proceso de soldeo, materiales de aporte, temperatura de precalentamiento y tratamiento post-soldadura.
3. Elaborar un modelo de reparación que se acerque a las condiciones reales.
4. Ejecución de uniones soldadas de reparación.
5. Realización de ensayos no destructivos, ensayos microestructurales y de dureza a las muestras soldadas.
6. Obtención de recomendaciones para el soldeo de reparación del hierro fundido nodular de matriz perlítica y hierro compacto de matriz ferrítica.

## 1. MARCO TEÓRICO

### 1.1. Hierro Fundido

El hierro fundido es una aleación de hierro, carbono y silicio, clasificándose históricamente por el color de la superficie de rotura. Por un lado, el hierro blanco presenta una superficie de fractura blanca y cristalina, la cual se produce a lo largo de las placas de carburo de hierro, siendo este el resultado de una solidificación metaestable ( $\text{Fe}_3\text{C}$  eutéctica). Por otro lado, el hierro gris presenta una superficie de fractura gris, pues la fractura ocurre a lo largo de las láminas de grafito, como resultado de una solidificación estable [1]. Otro método de clasificación del hierro se enfoca en la metalografía basada en la microestructura de la disposición del carbono y la matriz. Para la disposición del grafito se tiene una distribución laminar, nodular o de grafito compactado; mientras que, para la matriz de la microestructura, la distribución puede ser ferrítica, perlítica, austenítica, martensítica o bainítica.

Existen gran variedad de hierros fundidos con diferentes propiedades de fluidez, resistencia mecánica, maquinabilidad, dureza, resistencia al desgaste, resistencia a la corrosión, conductividad térmica y capacidad de amortiguamiento. En la tabla 1.1, se muestra un cuadro de comparación de varios hierros fundidos y una fundición de acero de 0,3%C [2].

Tabla 1.1 Comparación de características de varios hierros fundidos respecto a la fundición de acero de 0,3%C [2].

Propiedades	Hierro nodular	Hierro maleable	Hierro laminar	Acero 0.3%C	Hierro blanco
Fluidez	1	2	1	4	3
Maquinabilidad	2	2	1	3	-
Confiabilidad	1	3	5	2	4
Amortiguamiento vibración	2	2	1	4	4
Dureza superficial	1	1	1	3	-
Módulo de elasticidad	1	2	3	1	-
Resistencia al impacto	2	3	5	1	-
Resistencia al desgaste	2	4	3	5	1
Resistencia a la corrosión	1	2	1	4	2
Relación Resistencia/peso	1	4	5	3	-
Costo de producción	2	3	1	4	3

\*1 = bueno; 5=malo

### 1.2. Tipos de Hierro fundido

La metalurgia de los hierros fundidos se considera un análisis de diagrama ternario, a diferencia de los aceros (Fe-C), debido a las considerables cantidades de silicio. Por lo

tanto, los hierros fundidos deben analizarse en un diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C-Si. En la figura 1.1, se muestra diagrama de equilibrio pseudobinario con silicio 2,4%.

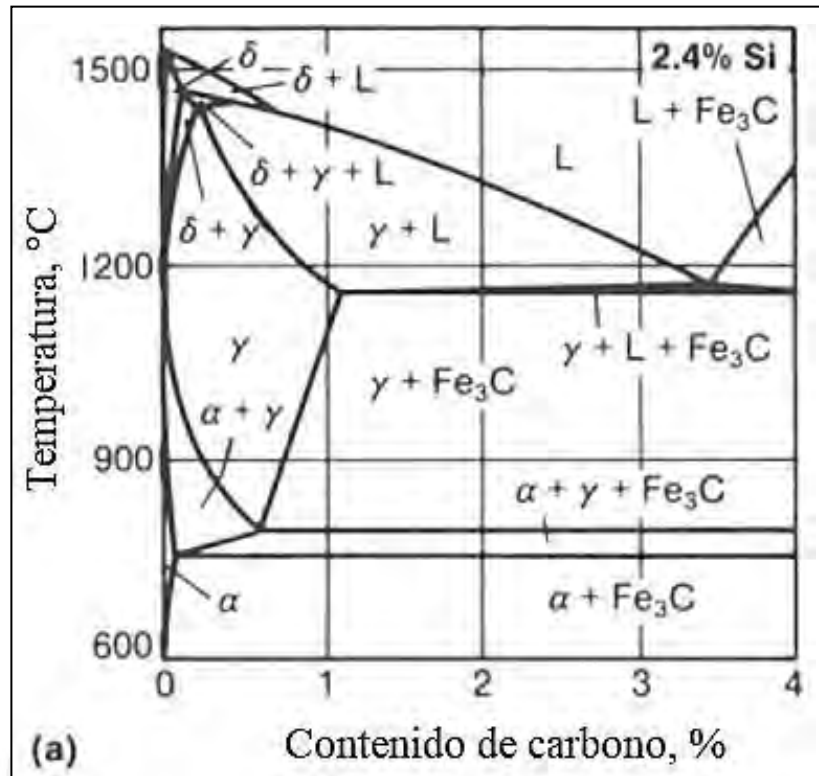


Figura 1.1 Diagrama ternario Fe – Fe<sub>3</sub>C -Si con 2.4% Si [3].

Los hierros fundidos son producidos con un porcentaje de carbono de 2,5 a 4,0% y un rango de 1,0-3,0% de silicio. Asimismo, puede presentar otros aleantes en menor cantidad como aluminio (Al), antimonio (Sb), arsénico (Ar), bismuto (Bi), plomo (Pb), magnesio (Mg), cerio (Ce) y calcio (Ca), los cuales influyen en la grafitización y las propiedades de la estructura de la fundición. En la tabla 1.2, se muestran los rangos típicos de la composición química de hierro fundido laminar, dúctil, compacto, blanca y maleable. Los rangos del porcentaje de composición química se asemejan; por lo tanto, los rangos en algunos casos se traslapan. En la figura 1.2, se visualiza el cruce de los rangos de los tipos de hierro fundido.

Tabla 1.2 Rango de composiciones típicas de algunos Hierros fundido sin aleaciones.[3]

Tipo de Hierro fundido	Composición, %				
	C	Si	Mn	S	P
Laminar	2,5-4,0	1,0-3,0	0,2-1,0	0,02-0,25	0,02-1,0
Nodular	3,0-4,0	1,8-2,8	0,1-1,0	0,01-0,03	0,01-0,1
Compacto	2,5-4,0	1,0-3,0	0,2-1,0	0,01-0,03	0,01-0,1
Blanca	1,8-3,6	0,5-1,9	0,25-0,8	0,06-0,2	0,06-0,2
Maleable	2,2-2,9	0,9-1,9	0,15-0,12	0,02-0,2	0,02-0,2

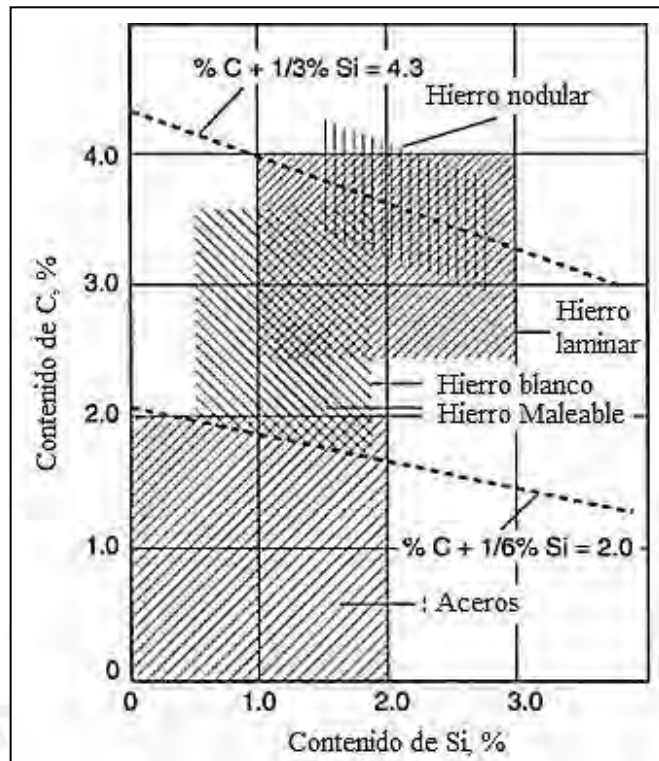


Figura 1.2. Rangos de porcentaje carbono y silicio para hierros fundidos [3].

A continuación, se desarrollará una descripción de las clases de hierros fundidos: hierro fundido gris o laminar, dúctil o nodular, compacto, blanco, maleable y fundiciones especiales.

### 1.2.1. Hierro fundido laminar

La fundición laminar, también conocida como fundición gris, es la más utilizada en aplicaciones de ingeniería. Esto debido al bajo costo relativo de producción, en contraste con otras fundiciones, pues tiene mayor tolerancia en los rangos de composición química para su elaboración.

Este grupo de fundición es mecanizable, resistente a la abrasión, posee buena conductividad térmica, excelente amortiguación y buen comportamiento a los choques térmicos; por lo que resulta adecuado para aplicaciones de cambios térmico. No obstante, la principal desventaja que presenta es su baja resistencia mecánica en componentes de gran espesor.

La resistencia a la tracción del hierro fundido laminar, según la norma ASTM A48 [4], se encuentra en un rango de 150 MPa a 430 MPa (ver tabla 1.3). Asimismo, existen diversas normas para hierro fundido laminar según su aplicación (ver tabla 1.4).

Tabla 1.3 Propiedades mecánicas típicas en hierros fundido laminar [2].

ASTM A48	Tracción		Compresión		Dureza
	MPa	ksi	MPa	ksi	HB
20	150	22	580	83	156
30	215	31	750	109	210
40	295	42,5	965	140	235
60	430	62,5	1300	187,5	302

Tabla 1.4. Aplicaciones y normalizaciones para los hierros fundidos laminares [2].

Especificación	Grado o Clase	Aplicación típica
ASTM A48	20/25	Espesores delgados requieran buena apariencia y buena maquinabilidad y tolerancias exigentes.
	30/35	Maquinaria en general, accesorios de líneas de agua, aplicaciones de compresión liviana, aplicación automotriz
	40/45	Máquinas herramientas, engranajes de mediana carga, aplicación de compresión elevada, monoblocks.
	50/55/60	Dados, cigüeñales, cilindros de compresión, elementos de máquina de elevada carga.
ASTM A159	G1800	Aplicaciones en general de baja carga, colector de escape.
SAE J431	G1800H	Tambores y discos de freno, aplicaciones de amortiguamiento.
	G2500	Cilindros de combustión, culatas, pistones, platos de embrague, funda de bomba aceite,
	G2500A	Trabajos severos para minimizar el efecto del calor, Tambores y discos de freno.
	G3000	Monoblocks de motores diésel, culatas, volantes de inercia, funda de diferencial.
	G3500	Aplicaciones de elevada carga de tambores de freno
ASTM A126	A/ B/ C	Elementos de retención de presión, accesorios de tuberías, bridas.
ASTM A278	40/50/60/70/80	Carcasa de válvulas, rodillos para industria de papel, accesorios de procesos químicos.
ASTM A319	I/ II/ III	Piezas para horno, lingoteras moldes para vidrio.
ASTM A823	...	Componentes para automotriz, piezas de maquinaria en alta producción.
ASTM A436(a)	1	Guías de válvula, compuertas, anillos de pistones
	2	Carcasas de bomba, válvulas, impulsores de bombas
	3	Carcasa de turbo-compresores, bombas,

Los hierros fundidos laminares son producidos con un porcentaje de carbono de 2,5% a 4,0% y un rango de 1,0% a 3,0% de silicio (ver tabla 1.2). Asimismo, el fósforo juega un papel importante al aumentar la capacidad de fluidez, pero su exceso puede fomentar la formación de esteadita ( $Fe_3P$ ) que es frágil y dura, es por ello, que debe controlarse la inclusión del fósforo para lograr buenas propiedades mecánicas [2].



La microestructura del hierro fundido laminar presenta una distribución de grafito en forma de láminas, siendo la morfología de estas láminas clasificada en cinco tipos, según la norma ASTM A247 [5] (ver figura 1.3). El tipo A es una distribución aleatoria, el tipo B tiene una distribución del grafito en forma de roseta, el tipo C se presenta en una solución hipereutéctica con un enfriamiento lento, el tipo D ocurre en una estructura con presencia de Ti y un enfriamiento rápido; por último, el tipo E ocurre en una solución hipoeutéctica en contenidos de carbono equivalentes bajo y la forma detritica de la austenita con una orientación definida.

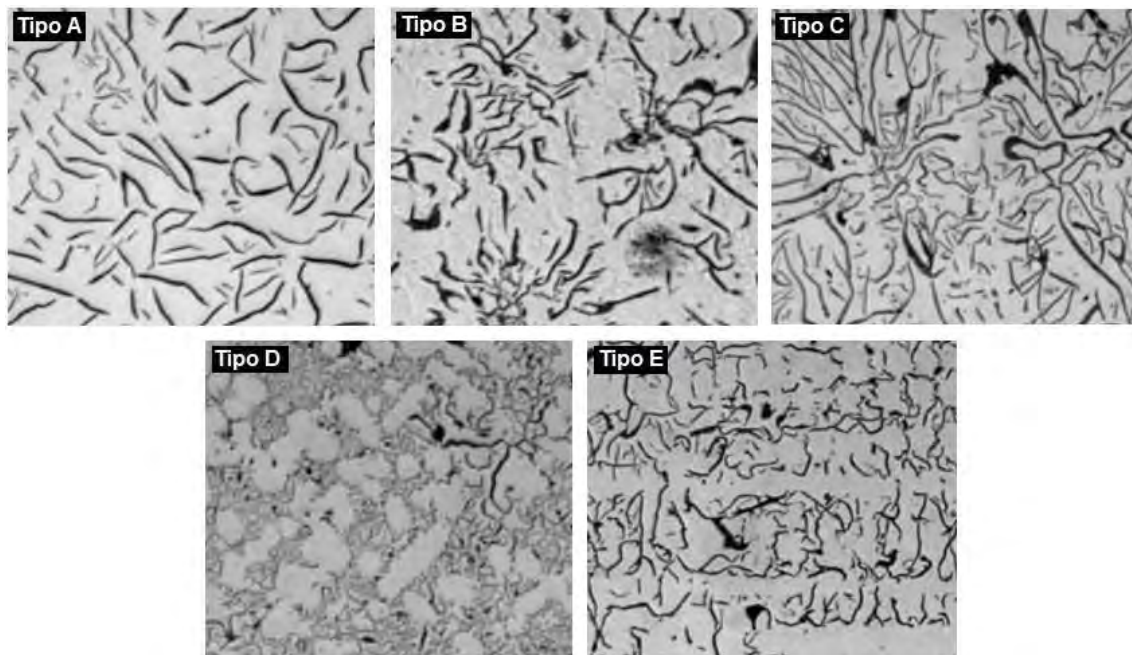


Figura 1.3. Tipos de grafitos laminares en el hierro fundido laminar. [5]

### 1.2.2. Hierro fundido dúctil o nodular

El hierro fundido dúctil se diferencia del hierro fundido laminar por presentar una morfología de grafito en forma de nódulos esferoidales. De este modo, el hierro fundido dúctil presenta una mayor resistencia mecánica y una buena ductilidad; asimismo, se puede mejorar sus propiedades mecánicas con un tratamiento térmico.

La resistencia a la tracción del hierro fundido dúctil, según la norma ASTM A536 [6], se encuentra de 414 MPa a 890 MPa. Las aplicaciones para este hierro se muestran en la tabla 1.5, donde se detallan en diversas normas y aplicaciones típicas.

Tabla 1.5 Propiedades mecánicas y típicas aplicaciones de fundición de hierro nodular [3].

Especificación	Grado o Clase	Dureza HB	Tracción máxima		Fluencia		Elon-gación %	Aplicación típica
			MPa	ksi	MPa	ksi		
ASTM A395; ASME SA395	60-40-18	140-187	414	60	276	40	18	Válvulas y accesorios para vapor.
ASTM A476; SAE AMS 5316	80-60-03	201 min	552	80	414	60	3	Rodillos secadores de papel.
ASTM A536	60-40-18	...	414	60	276	40	18	Recipientes de presión y carcasa de bombas.
	120-90-02	...	827	120	621	90	2	Engranajes
SAE J434	D4018	170 max	414	60	276	40	18	Componentes de articulación de dirección.
SAE AMS 5315C	Clase A	190 max	414	60	310	45	15	Equipo eléctrico, cilindros, carcasas de válvulas.

Los hierros fundidos dúctiles son producidos con un porcentaje de carbono de 3,0% a 4,0% y un rango de 1,8%-2,8% de silicio. Asimismo, presenta otros aleantes que ayudan a generar los nódulos, tales como magnesio (Mg), calcio (Ca), lantano (La), tierras raras y cerio (Ce).

La microestructura de los hierros fundidos dúctiles presenta una distribución de grafito en forma de esferas (nódulos), clasificándose en base a su nodularidad (porcentaje de nódulos en la microestructura) [5]. En los hierros fundidos dúctiles, se requiere una nodularidad del 80 % a 100% (ver figura 1.4) y la no nodularidad afecta a la resistencia mecánica del hierro fundido. Asimismo, se puede realizar un conteo de los nódulos por milímetro cuadrado (ver figura 1.5).

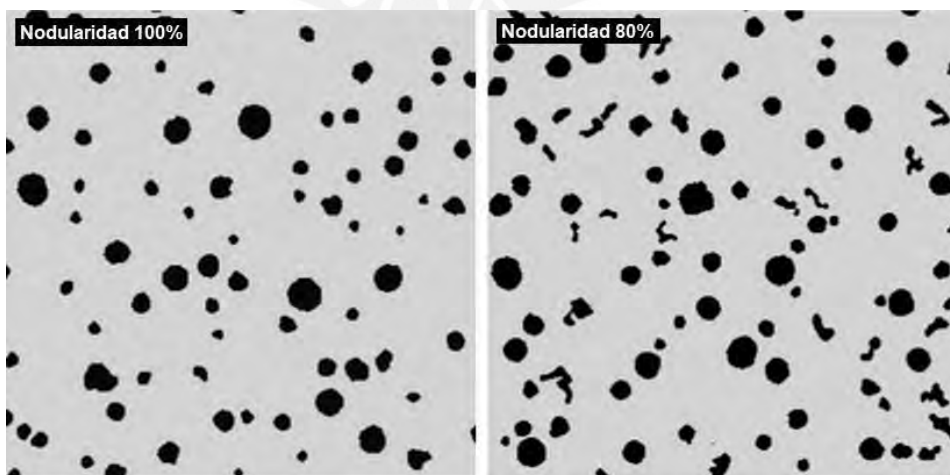


Figura 1.4. Nodularidad 100% y 80%. [5]



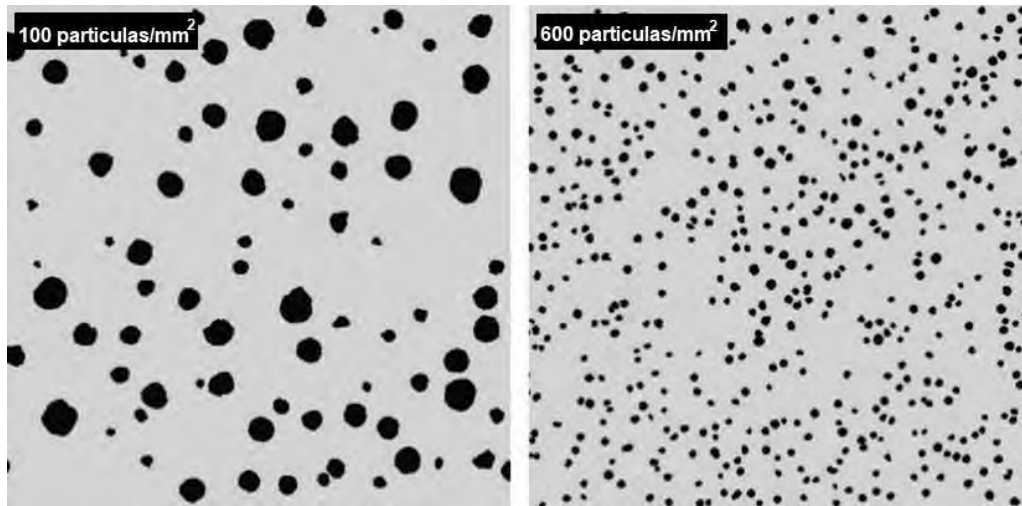


Figura 1.5. Conteo de nódulos en hierro fundido Dúctil. [5]

### 1.2.3. Hierro fundido compacto

El hierro fundido compacto, también conocido como hierro fundido vermicular, fue desarrollado con aplicaciones de ingeniería luego de la creación del hierro fundido laminar y dúctil. El hierro fundido compacto presenta resistencia mecánica en un rango intermedio entre el hierro fundido laminar y dúctil. Cabe mencionar que, en un principio, el hierro fundido compacto se produjo por falta de niveles de aleantes de magnesio y cerio al desear la fabricación de un hierro dúctil. No obstante, el hierro fundido compacto presenta mejor conductividad térmica y amortiguamiento que el hierro fundido dúctil.

La resistencia a la tracción del hierro fundido compacto, según la norma ASTM A842 [7], se encuentra de 250 MPa a 450 MPa. Las aplicaciones habituales para este hierro, así como diversas normas, se pueden observar en la tabla 1.6.

Tabla 1.6 Propiedades mecánicas y aplicaciones de fundición de hierro compacto [3][8].

Especificación	Grado o Clase	Dureza	Tracción máxima		Fluencia		Elongación	Aplicación típica
		HB	MPa	ksi	MPa	ksi	%	
ASTM A842	G450	207-269	450	65	315	45	1.0	Monoblock, discos de freno.
ISO 16112	GJV 400	160 – 220	400	58	280	40	1.0-3.5	Recipientes de presión y carcasa de bombas
	GJV 450		450	65	315	45	1.0-2.5	Componentes bajo cargas de fatiga
SAE J1887	C250	121	987	143	339	49	2	Componentes de articulación de dirección

Los hierros fundidos compactos son producidos con un porcentaje de carbono de 2,5 a 4,0% y un rango de 1,8-2,8% de silicio. Asimismo, presenta otros aleantes que ayudan a generar los nódulos y controlar la matriz deseada (ferrita o perlita), tales como magnesio (Mg), calcio (Ca), aluminio (Al) y cerio (Ce), similar al hierro fundido dúctil.

La microestructura de los hierros fundidos compactos presenta una distribución pseudo laminar, con la diferencia de que los grafitos son más cortos y de mayor espesor. Asimismo, la microestructura presenta una nodularidad en los rangos de 0% a 20% (ver figura 1.6) [5] .

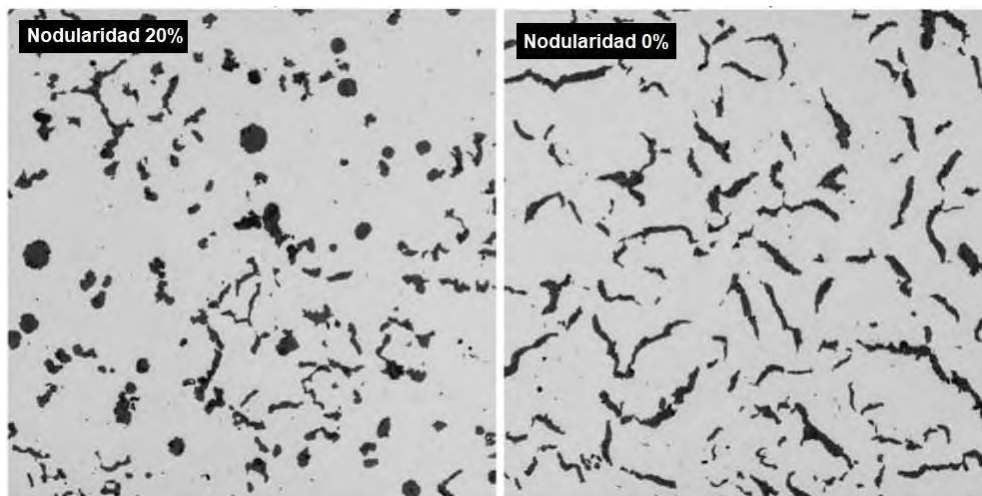


Figura 1.6. Nodularidad 20% y 0%. [5]

#### 1.2.4. Hierro fundido blanco

El hierro fundido blanco es muy frágil por su elevada dureza, la cual le brinda buena resistencia al desgaste, así como buenas propiedades frente a la compresión, mientras que resistencia a la tracción puede variar de 160 MPa a 620 MPa. La fundición blanca presenta menor contenido de carbono de 1,8%-3,6% y el silicio en 0,5%-1,9% [2], en comparación que los hierros fundido laminares y dúctiles. Este tipo de hierro fundido no cuenta con normativa en su estado natural y, para ser utilizado en aplicaciones de ingeniería, se añaden aleantes, los cuales se detallarán más adelante en hierros fundidos de alta aleación, o se debe realizar un tratamiento térmico, el cual se puntualizará en el punto 1.2.5 *Hierros fundidos maleables*.

La microestructura de los hierros fundidos blancos presenta una distribución completa de estructura eutéctica de ledeburita (ver figura 1.7), pues el carbono no precipita como grafito, se transforma en carburo de hierro denominado cementita ( $Fe_3C$ ).

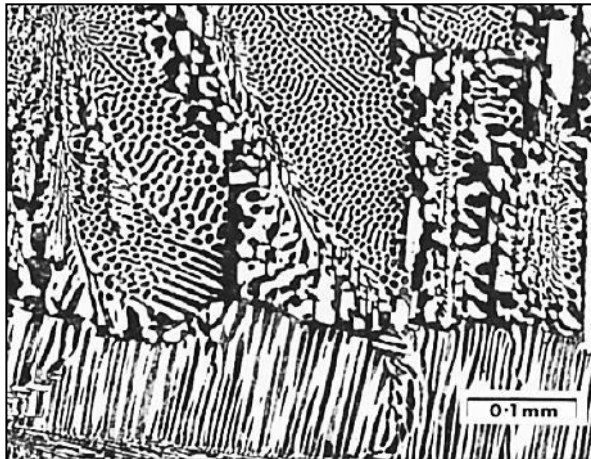


Figura 1.7 Fundición blanca de 4.18% C, 0.42% Si, 0.45% Mn, 0.03% S, 0.02% P, 1.0% Cr (CE=4.32) [2].

### 1.2.5. Hierro fundido maleable

El hierro fundido maleable es producido por un tratamiento térmico a partir del hierro fundido blanco. El procedimiento consiste en realizar un recocido al hierro fundido blanco (800-970°C), logrando la descomposición de la cementita ( $Fe_3C$ ) en grafito ( $Fe_3C \rightarrow \gamma + Gr$ ). El hierro fundido maleable se clasifica en tres tipos: ferrítico maleable, perlítico maleable y martensítico maleable. En el grupo de ferrítico maleable, existen dos sub tipos: corazón blanco (*Whiteheart*) y corazón negro (*Blackheart*) [2][3].

La resistencia a la tracción del hierro fundido maleable, según la norma ASTM 220 [9], se encuentra de 400 MPa a 720 MPa. Las aplicaciones y las normas para este hierro fundido se muestran en la tabla 1.7.

Tabla 1.7. Propiedades y aplicaciones de los hieros fundido maleable [3].

Especificación	Grado o Clase	Dureza	Tracción máxima	Fluencia	Elongación	Aplicación típica
		HB	MPa ksi	MPa ksi	%	
<b>Ferrítico</b>						
ASTM A47/A47M/A338	32510	156 max	340 50	220 32,5	10	Aplicaciones en general con servicio medio
ASTM A197	...	156 max	276 40	207 30	5	Accesorios de líneas de tuberías, válvulas
<b>Perlítico y Martensítico</b>						
ASTM A220/A220M	40010	149-197	400 60	276 40	10	Aplicaciones en general en
	60004	197-241	550 80	414 60	5	servicio elevadas
	90001	269-321	720 105	621 90	1	temperaturas

Los hierros fundidos maleables son producidos con un porcentaje de carbono de 2,2% a 2,9% y un rango de 0,9%-1,9% de silicio. Asimismo, se requiere de otros aleantes tales como cromo (Cr), boro (B), cobre (Cu), níquel (Ni) y molibdeno (Mo) para su producción. (Ver tabla 1.8).

Tabla 1.8. Composición típica en hierros fundido maleable [2].

Elemento	Composición %		
	Corazón blanco	Corazón negro	Perlítica
C	3,0-3,7	2,2-3,0	2,0-2,9
Si	0,4-0,9	0,7-1,2	0,9-1,9
Mn	0,2-0,4	0,2-0,5	0,2-1,3
S	0,3 max	0,05-0,16	0,05-0,2
P	0,1 max	0,12 max	0,2 max
Cr	0,1 max	0,1 max	0,1 max

La microestructura de este tipo de hierros fundidos está conformada por partículas finas uniformemente dispersas de carbono libre esferoidal irregular en una matriz de ferrita, perlítica o martensita. Estas microestructuras pueden partir del mismo material base, pero con diferente tratamiento térmico de recocido del hierro blanco (ver figura 1.8)[3].

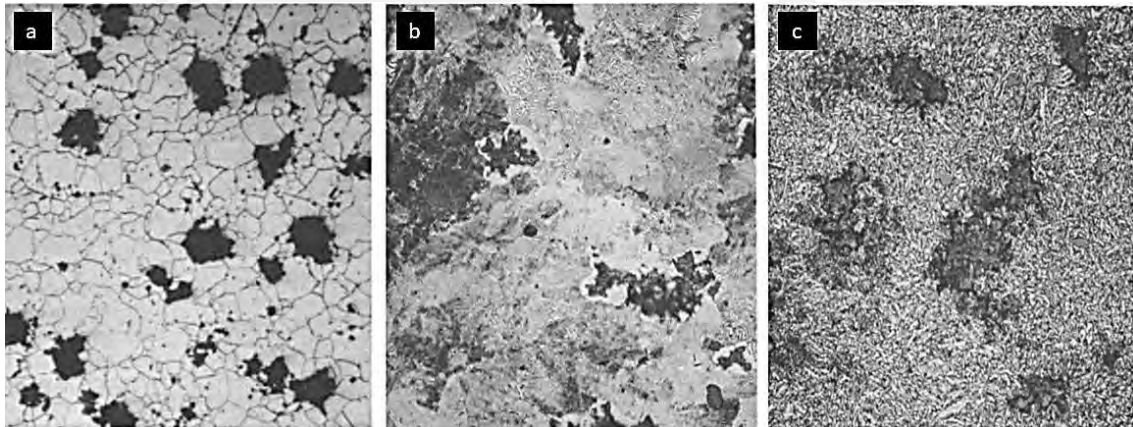


Figura 1.8. (a) Hierro fundido maleable ferrítico; (b) Hierro fundido maleable perlítica; (c) Hierro fundido maleable martensítico [3].

### 1.2.6. Hierro fundido de alta aleación

Los hierros fundidos de alta aleación tienen mayor porcentaje de aleantes que los hierros fundidos vistos en los puntos anteriores (>3%) [2]. El requerimiento de estos hierros fundidos se justifica cuando existe mayor exigencia de resistencia a la corrosión, elevadas temperaturas y resistencia al desgaste o abrasión. A continuación, se mencionará algunos de los hierros fundidos de alta aleación.

#### **1.2.6.1. Aleación resistente a la corrosión**

Las aleaciones resistentes a la corrosión poseen un contenido elevado de Ni y Ni-Si. Asimismo, cuentan con una estructura austenítica y se producen con grafitos en forma de láminas o nódulos, siendo la estructura de grafitos nodulares de mejores propiedades mecánicas. Las concentraciones son de Ni es de 13,0%-36,0%, Cr en 1,8%-6,0% y varían en función del ambiente corrosivo [3].

#### **1.2.6.2. Aleación resistente a elevadas temperaturas**

Los hierros fundidos presentan dificultades cuando la aplicación se expone a elevadas temperaturas de trabajo, pues el hierro fundido debe mantener buenas propiedades mecánicas, estabilidad en la microestructura, resistencia a la corrosión y resistencia al crecimiento de grano. Por tal motivo, para brindar soluciones a estas condiciones, se tienen cuatro tipos de hierros aleados [2].

1. Hierros aleados con Ni, en combinación con Mn y Cu: permiten producir una matriz austenítica estable para brindar una resistencia eficaz a la oxidación.
2. Hierros aleados de Si intermedio con una matriz ferrítica estable: presentan una excelente resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas.
3. Hierros aleados con Al: presentan buena resistencia a la oxidación.
4. Hierros blancos con alto contenido de Cr: con excelente resistencia a la oxidación.

#### **1.2.6.3. Aleación resistente a la abrasión**

Los hierros blancos se utilizan generalmente en condiciones de desgaste abrasivo. Los carburos en la microestructura, según su tipo y morfología, proporcionan la dureza necesaria para triturar materiales. La estructura de la matriz de soporte puede controlarse mediante el contenido de aleación y el tratamiento térmico para desarrollar estructuras perlíticas, austeníticas o martensíticas y proporcionar el equilibrio más rentable entre la resistencia al desgaste abrasivo y la tenacidad.

### **1.3. Soldabilidad de los hierros fundidos**

En toda la familia de los hierros fundidos que se ha detallado en los puntos anteriores, se muestra un rango de las composiciones químicas y la metalurgia de sus microestructuras. Con algunos de los hierros fundidos se pueden realizar procesos de soldadura con parámetros controlados; no obstante, existen algunos hierros fundidos, como el hierro fundido blanco, que se consideran no soldables.

Durante la soldadura se presenta una gradiente de temperatura, la cual se refleja en la zona afectada por el calor (ZAC). En esta zona, se producen diferentes microestructuras y propiedades mecánicas, las cuales dependen del material base, el material de aporte y los parámetros de soldeo. Asimismo, en la figura 1.9 se muestra los cambios microestructurales en las zonas típicas de una soldadura de hierro fundido proyectado en el diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C [10].

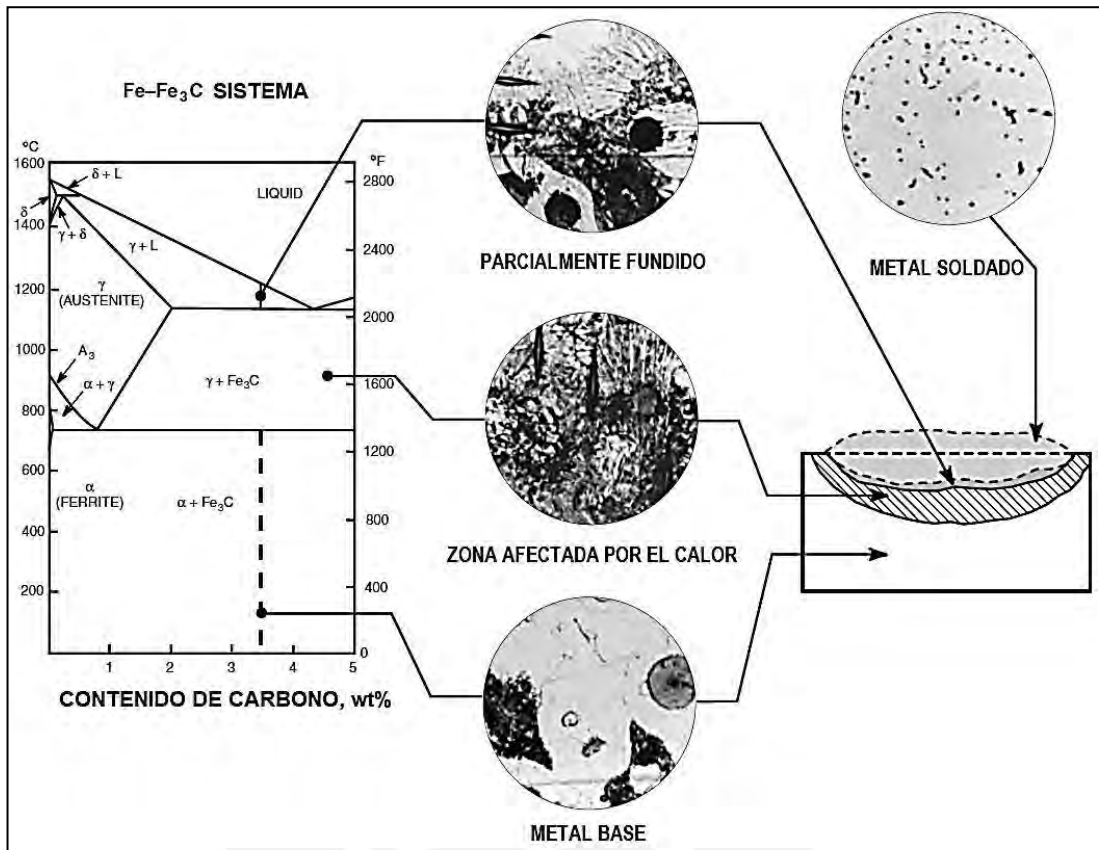


Figura 1.9. Diagrama de fases de zonas típicas en la microestructura de una soldadura de hierro fundido hecha con metal de aporte de níquel [10].

En el curso del proceso de soldadura, el carbono puede difundirse en la austenita y al enfriarse rápidamente se podría transformar en una estructura martensítica, la cual es muy frágil y susceptible a fracturarse. Esta transformación se puede controlar de las siguientes maneras: precalentando, realizar multipases o realizando un tratamiento térmico post soldadura.

Para garantizar un buen cordón de soldadura en hierros fundidos, se deben tomar en consideración los puntos y técnicas mencionadas a continuación:

### 1.3.1. Identificación del Material base

Es importante identificar el tipo de hierro fundido que se va a soldar para asegurar un buen resultado de soldadura. Lo recomendable es solicitar esta información al proveedor, de no tener dicha información, se recomienda realizar un análisis de la

composición química, medir la dureza y, como punto de mayor importancia, realizar una metalografía en una parte del material para identificar la microestructura.

### 1.3.2. Precalentamiento

El precalentamiento es una técnica que permite aminorar la velocidad de enfriamiento, con ello se logra evitar las transformaciones de microestructura de elevada dureza que podrían generar fisuras en la zona soldada, el precalentamiento también reduce la distorsión o esfuerzos residuales y ayuda a eliminar algún contaminante que pueda presentar el componente al soldar. Algunas recomendaciones del precalentamiento para los hierros fundidos son [10] [11]:

- Existe un método aproximado para identificar la temperatura de precalentamiento mínima, la cual se detallará en el punto 1.3.3 – *Temperatura de no fisuración*, este método se basa en calcular el carbono equivalente (CE) del componente.
- A mayor valor de CE, el valor de la temperatura de precalentamiento incrementará.
- Si se conoce el tipo de fundición y no se tiene la composición química. Entonces la temperatura de precalentamiento debe de tomarse en función de la microestructura y la resistencia mecánica de la fundición.
- Se requiere una menor temperatura de precalentamiento en un hierro fundido que tiene menor resistencia mecánica, que otro cuyo valor de resistencia sea superior.
- Un componente de hierro fundido que tenga una geometría compleja requerirá una mayor temperatura de precalentamiento y se debe aplicar calor a todo el componente para prevenir las distorsiones o esfuerzos residuales.
- Cuando se realiza una junta soldada de dos componentes de diferentes espesores, siendo uno de espesor grueso y el otro delgado, se recomienda precalentar el de mayor espesor para reducir la capacidad de disipación de calor y evitar los esfuerzos térmicos.
- Los hierros maleables requieren menor temperatura de precalentamiento respecto a los hierros fundidos laminares y nodulares.
- La temperatura de precalentamiento depende del material a soldar. Asimismo, se deben seguir las recomendaciones del fabricante del material de aporte.
- Se recomienda analizar la geometría del componente a soldar y precalentar en zonas estratégicas, de tal manera que, durante el enfriamiento (posterior a la soldadura),

se presenten fuerzas de compresión en el cordón de soldadura [11]. Es decir, luego de la soldadura es conveniente la presencia de esfuerzos de compresión, ver figura 1.10.

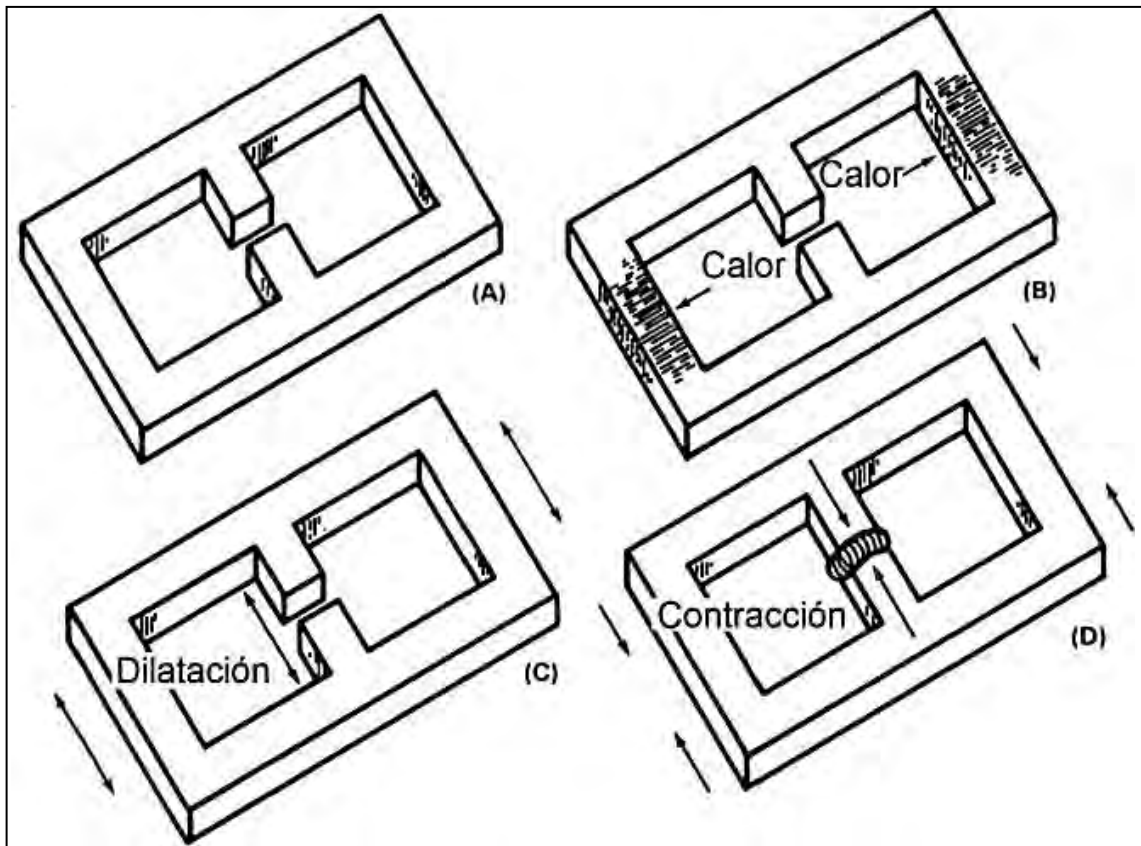


Figura 1.10. Método de precalentamiento [11].

La microestructura obtenida luego de la soldadura se debe controlar, para ello se tiene de referencia los cambios microestructurales que se pueden generar luego del precalentamiento, ver la tabla 1.9.

Tabla 1.9 Cambios microestructurales por precalentamiento en hierros fundidos [3].

Temperatura de precalentamiento (°C)	Microestructura resultante luego de soldar
22	Martensita
100	Ocurre transformación perlítica.
200	Gran proporción de martensita y carburos reemplazados por perlita.
300	Casi toda la martensita se reemplaza por perlita.
400	Toda la martensita se transforma en ferrita y/o perlita.

### 1.3.3. Temperatura de no fisuración

La temperatura de no fisuración es la temperatura mínima que se recomienda como base para no presentar fisuras durante la soldadura [11]. Para ello, se debe conocer la composición química y calcular el carbono equivalente (CE) con la fórmula para los hierros fundidos (ver ecuación 1). Luego de obtener el CE, se tendrá que ubicar la temperatura de no fisuración con uso del gráfico de la figura 1.11.



$$CE = C + 0,31 Si + 0,33 P + 0,45 S - 0,028 Mn + Mo + Cr - 0,02 Ni - 0,01 Cu \dots \text{Ecuación 1}$$

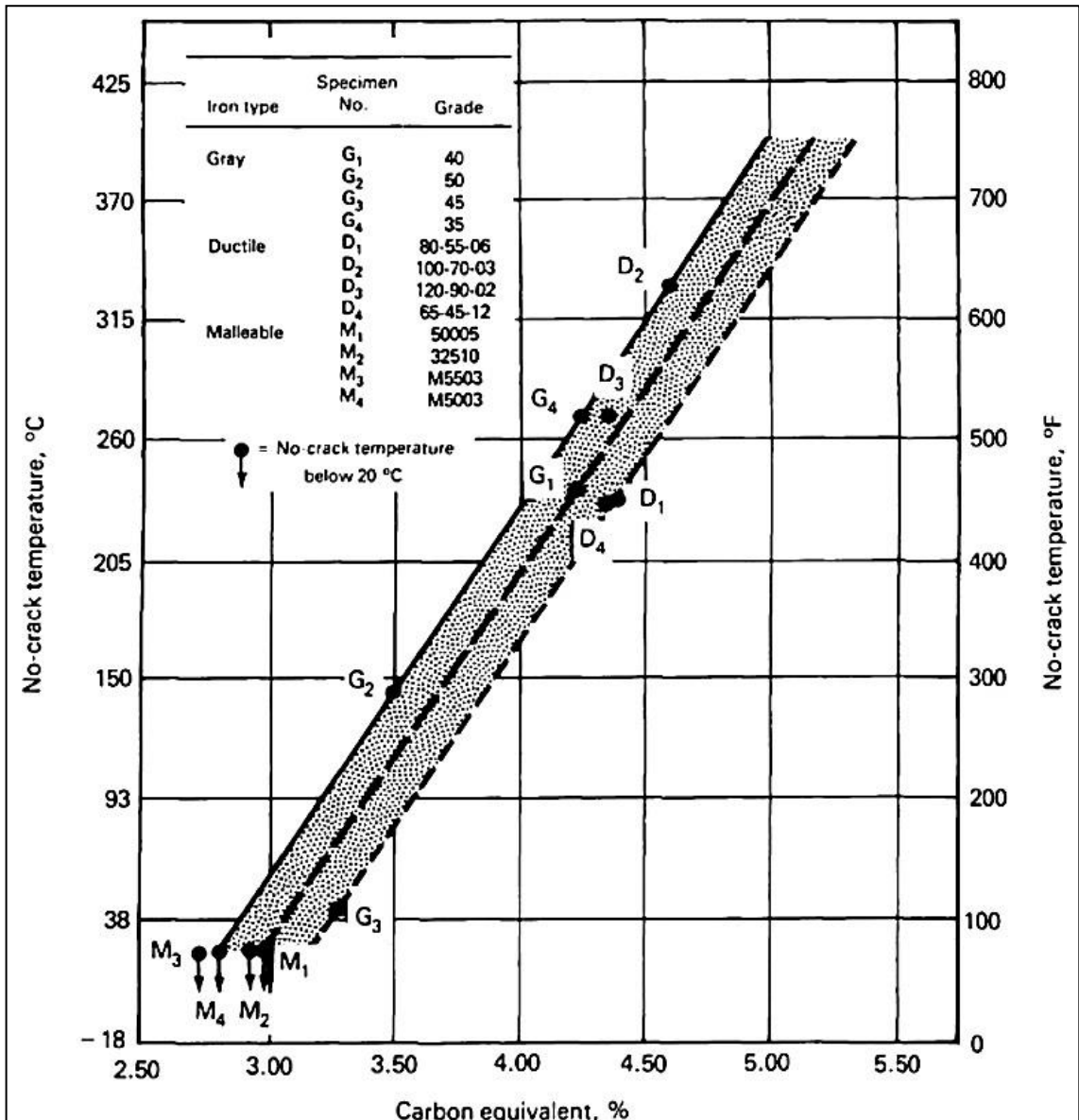


Figura 1.11. Relación temperatura de no fisuración con el carbono equivalente [11].

### 1.3.4. Test pre-soldadura

Los hierros fundidos al ser muy porosos tienden a almacenar contaminantes como grasas, aceites o residuos químicos. Existe una técnica para evaluar el nivel de contaminantes, la cual consiste en utilizar el electrodo que se utilizará para la reparación y realizar un cordón recto de una longitud de 50 a 75 mm en el material de interés. Este cordón deberá ser removido por esmerilado hasta llegar a la referencia de la superficie original. Si la superficie esmerilada se encuentra libre de porosidad se asumirá que los contaminantes no se encuentran en gran agrupación. Sin embargo, si la superficie tiene un exceso de contaminantes, presentará un exceso de porosidades. Esta técnica puede

ser realizada sin precalentamiento en una muestra que no tendrá aplicación o no tendrá uso.

### 1.3.5. Preparación del metal base

Para asegurar un buen cordón de soldadura, se debe realizar una buena limpieza y preparación del metal base. Si la soldadura es de reparación, donde se conoce la zona de fisura, esta deberá ser removida completamente. Primero, se debe utilizar la técnica de fijar la fisura [12], para ello se debe taladrar a cierta distancia de los extremos de la fisura antes de iniciar con la remoción de la misma, esto para evitar que se siga propagando (ver figura 1.12). Otra técnica, es soldar un cordón dúctil en una orientación transversal a la fisura, este cordón puede ser un electrodo en base níquel y luego remover la discontinuidad.

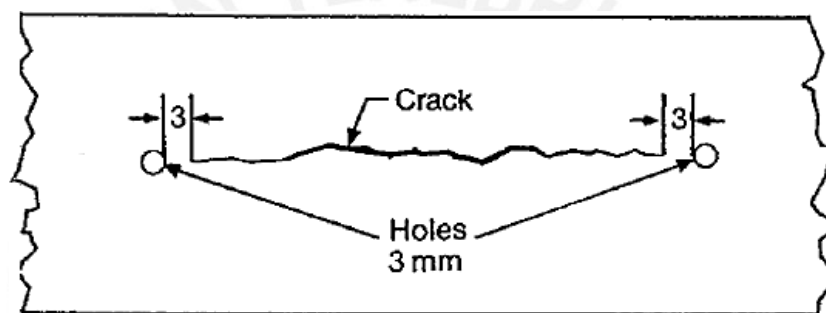


Figura 1.12. Técnica de prevenir la propagación de una fisura.[12]

La preparación de junta de reparación depende de varios factores, tales como el tipo del material base, el espesor de los elementos a soldar, el proceso de soldadura, el tipo de electrodo y la aplicación del elemento en servicio. La preparación de la junta se puede realizar por diversos métodos, ya sean de remoción por corte por arco y aire, esmerilado o fresado. Para la reparación de los hierros fundidos, se tienen las siguientes recomendaciones [3] [12] :

- Cuando el material base es superior a 13 mm, la junta debe ser diseñada para que las tensiones se distribuyan uniformemente en el hierro fundido durante la soldadura. Se recomienda utilizar junta en doble V o U, si es posible (ver figura 1.13).
- Para espesores superiores a 19 mm, utilizar doble U – doble J.
- Si solo se tiene acceso a una cara de la junta, utilizar una junta en U.
- Cuando los espesores son gruesos, se recomienda utilizar la técnica de enmantecillado para reducir las tensiones residuales.

En general, se recomienda utilizar una unión de penetración completa (CPJ). No obstante, esta depende de algunos factores, como la resistencia del cordón de soldadura, la resistencia del material base, los esfuerzos durante el servicio y el espesor a soldar. Algunas recomendaciones a seguir en el caso no sea viable realizar la CPJ:

- En los hierros fundidos laminares, se puede utilizar una unión parcial. Esto debido al uso de los electrodos consumibles en base níquel son más resistentes que el material base y logran una unión aceptable. Para ello se recomienda, para espesores mayores a 13 mm, utilizar dos tercios del espesor con una preparación en doble U.
- Para aplicaciones de mucha exigencia mecánica, cargas de fatiga, uniones de tuberías como en el caso de los hierros dúctiles, es recomendable una unión de penetración completa.

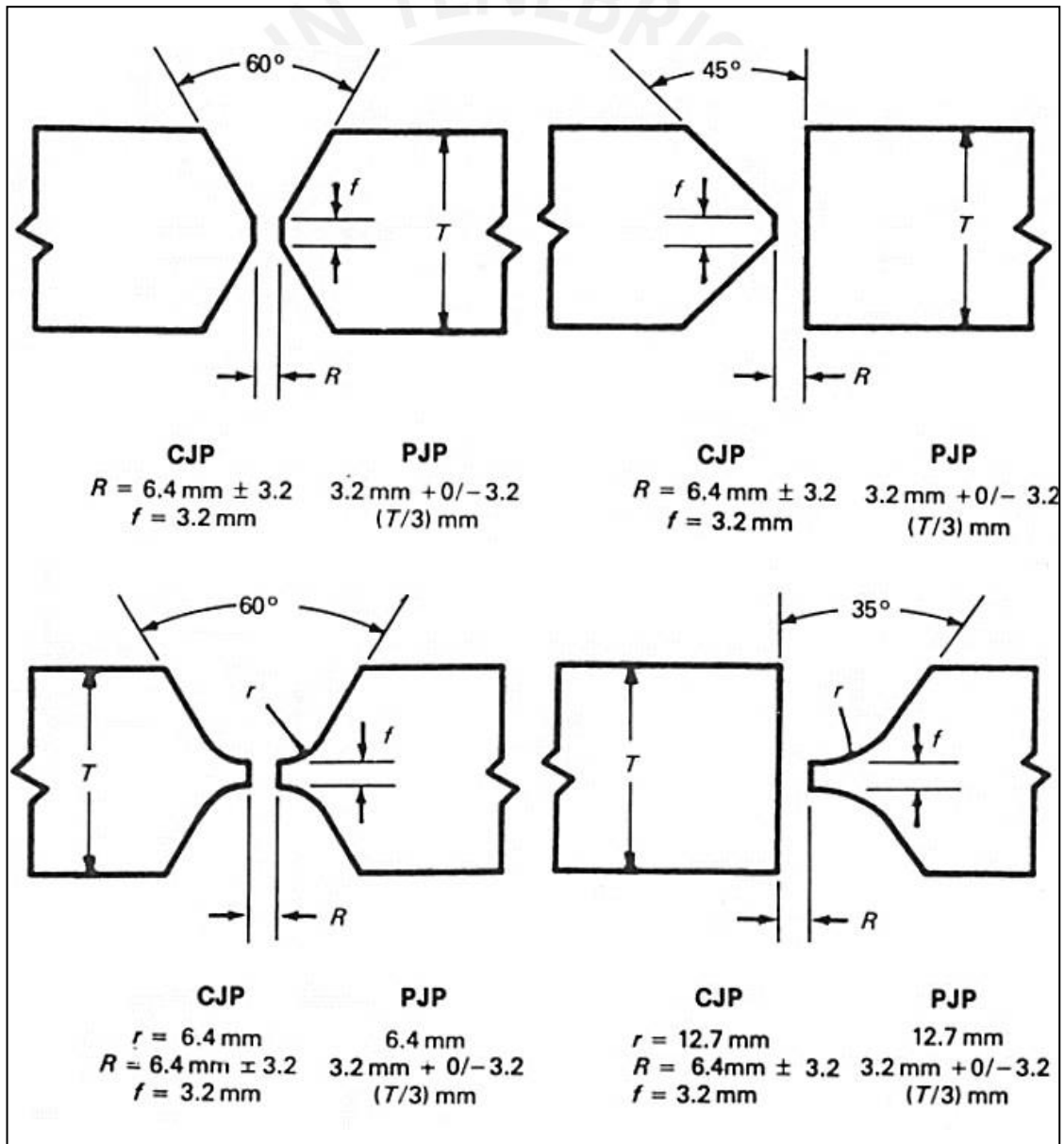


Figura 1.13. Recomendación de preparación de juntas [3].

### 1.3.6. Técnicas especiales

- **Ranuras de cordones en la junta de soldadura**

Esta técnica consiste en soldar longitudinalmente cordones en la cara de preparación (ver figura 1.14) y sirve para reducir el riesgo de propagación, en el caso se produzca una fisura durante la ejecución de la soldadura final. Los cordones previos se realizan con el objetivo de generar irregularidades que no promuevan el crecimiento de la grieta.

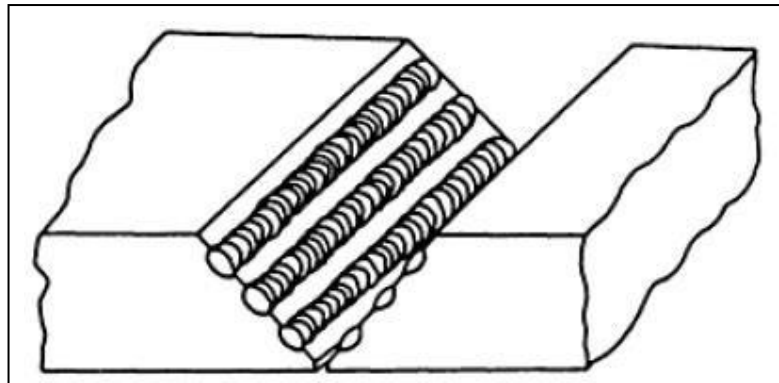


Figura 1.14. Ranuras de cordones en la junta de soldadura. [3]

- **Espárragos (Studding)**

Esta técnica se utiliza para mejorar la resistencia y la calidad de la unión soldada. Estos espárragos son roscados y deben ser compatibles con el material base y el material de aporte (ver figura 1.15).

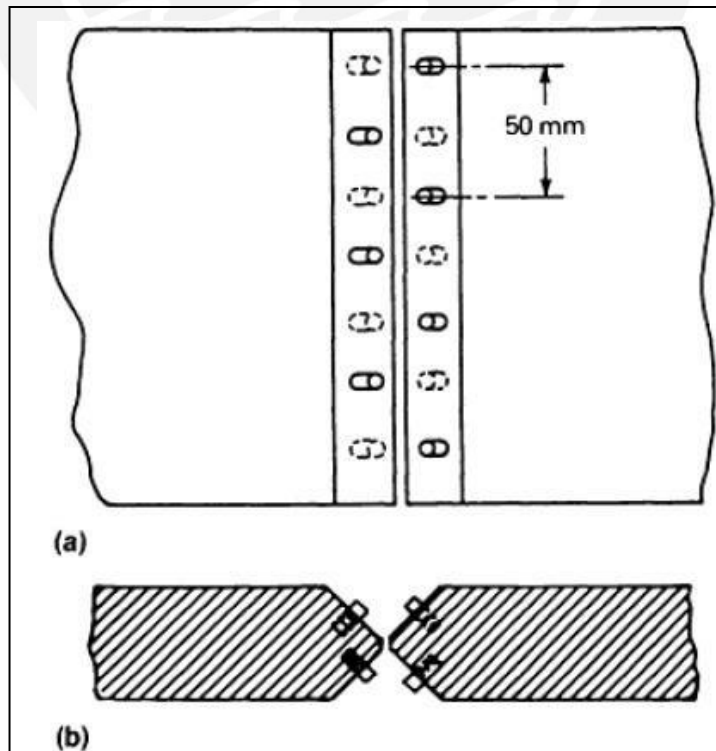


Figura 1.15. Aplicación de espárragos roscados[3].

- **Modificación de juntas**

Las juntas de soldadura se pueden mejorar para un mejor desempeño durante el trabajo. Por ejemplo, la figura 1.16 (a) muestra una mejora de una junta parcial a una junta completa, en (b) se mejora el cambio de sección de espesor, en (c) se agrega un filete de cordón para ayudar en la flexión.

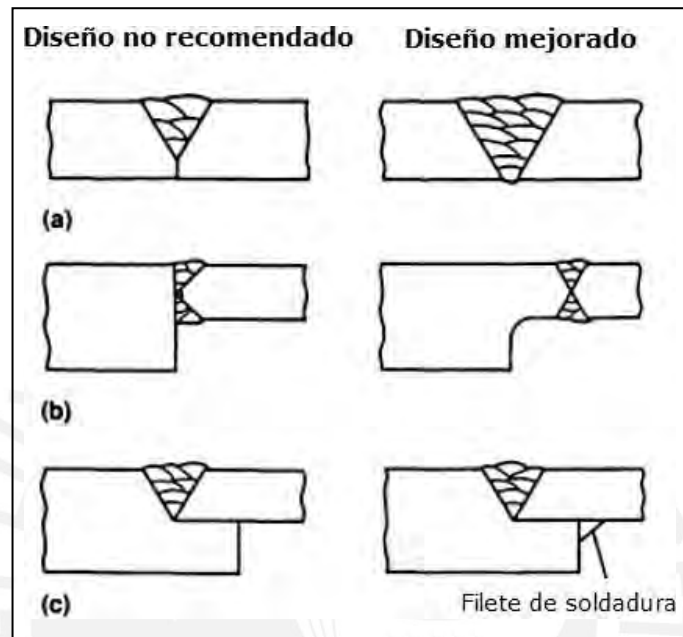


Figura 1.16. Modificación de mejora en uniones soldadas [3].

- **Martilleo**

Esta técnica ayuda a distribuir el esfuerzo asociado al cordón de soldadura. Para ello, se recomienda utilizar un martillo de bola de 13 mm a 19 mm e impactar en la zona perpendicular al cordón de soldadura en cada pase, el martilleo se debe realizar a una elevada temperatura de color rojizo, no debe llegar a un tono gris (por debajo de 540°C) [13]. En la figura 1.17, se muestra una gráfica en la que, al ejecutar el martilleo, se aporta esfuerzo de compresión, logrando disminuir las tensiones residuales.

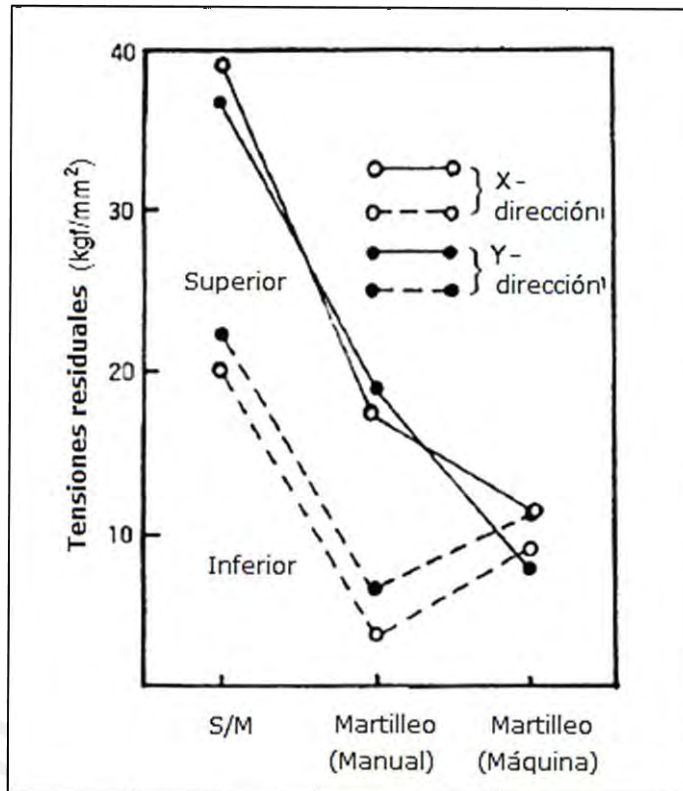


Figura 1.17. Efecto del martilleo y las tensiones residuales [13].

- **Métodos de deposición**

- Utilizar cordones cortos de deposición de 30 mm a 50 mm.
- Utilizar valores bajos de corriente y electrodos de bajo diámetro.
- Utilizar, en lo posible cordones rectos, aunque también se puede utilizar la técnica oscilación, manteniendo como máximo el ancho de la oscilación 1.5 veces el diámetro.
- Se puede utilizar la técnica multipases o de enmantequillado en el cordón (ver figura 1.18). El objetivo de estas técnicas es reducir la dureza de la ZAC y previenen la aparición de fisuras (ver figura 1.19).

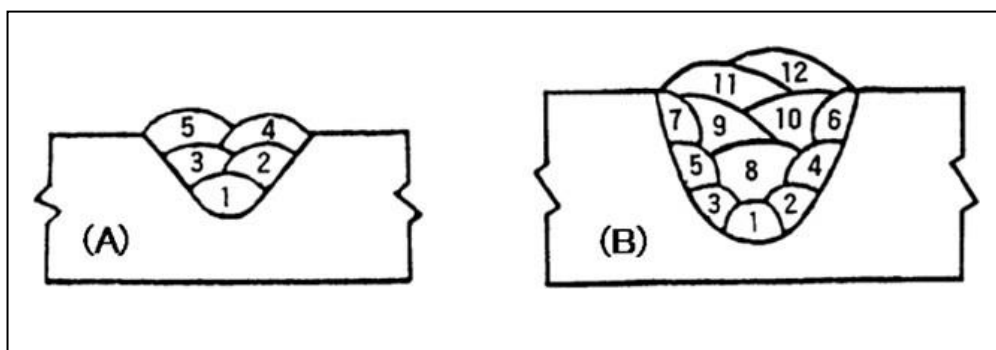


Figura 1.18 (A) Deposición de multipases. (B) Deposición de multipases con enmantequillado del pase 1 – 7 [13].

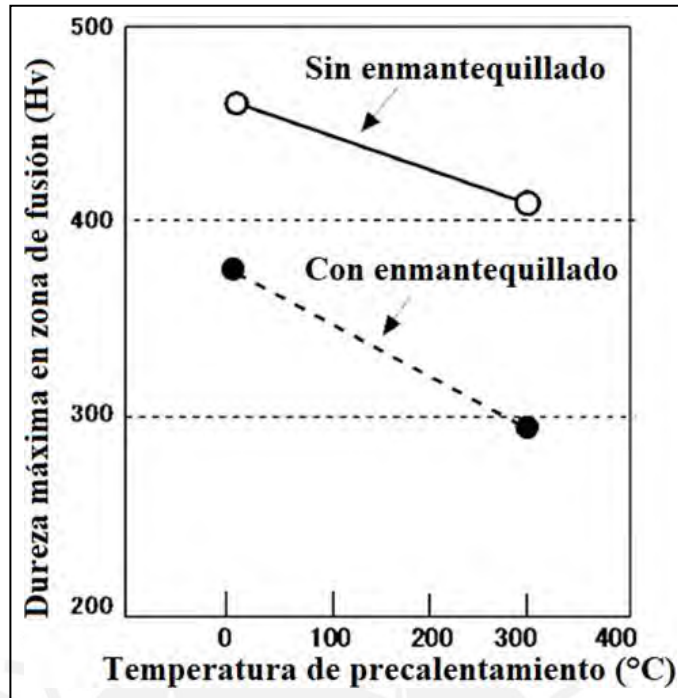


Figura 1.19. Efecto de la técnica de enmantequillado y multipases en una junta (Figura 1.18B), con Material base Hierro dúctil (espesor de 40 mm) y material de aporte ENiFe-CI.[13]

- e) La técnica de soldeo de paso hacia atrás, o paso de peregrino, reduce los esfuerzos de contracción de la soldadura en el sentido transversal y longitudinal, al modificar la distribución de calor del cordón de soldadura (ver figura 1.20).

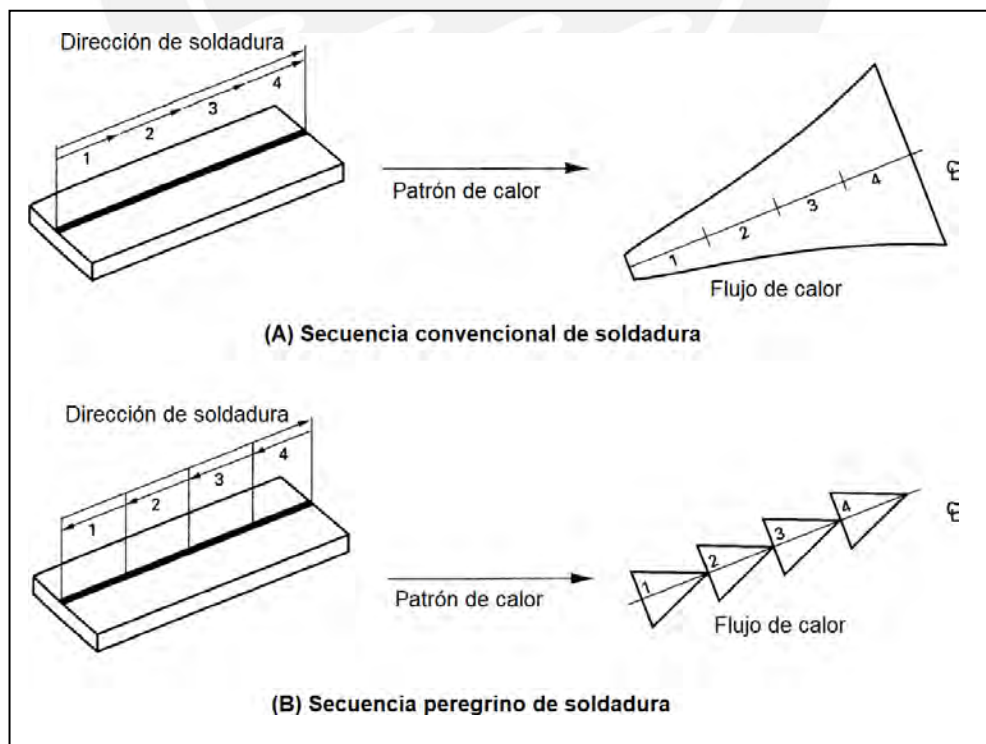


Figura 1.20 Comparación de secuencia convencional – secuencia paso peregrino y el flujo de calor. [13]

### 1.3.7. Tratamiento post soldadura

Las tensiones residuales de una pieza soldada aumentan con la velocidad de enfriamiento del componente luego del proceso de soldadura. Por ello, se debe contemplar algunas acciones para enfriar lentamente y minimizar las tensiones causadas. Con tratamientos térmicos, se puede mejorar la ductilidad, la maquinabilidad del cordón en la zona ZAC, transformar la microestructura de la martensita en una fase menos frágil y reducir las tensiones residuales del componente.

Algunas actividades recomendadas para reducir la velocidad de enfriamiento son las siguientes [3] :

- Enterrar el componente soldado en arena o vermiculita.
- Trasladar el componente a un horno y realizar un tratamiento térmico (ver tabla 1.10).
- Cubrir la unión soldada con una manta térmica.

Tabla 1.10. Recomendaciones de tratamientos térmicos de hierros fundidos [3].

Tratamiento térmico	Temperatura (C°)	Tiempo de permanencia (por espesor)	Ratio de enfriamiento
<b>Hierro Dúctil</b>			
Alivio de tensiones	510-565 (A)	1H/in	(F)
	565-595 (B)	1H/in	(F)
	540-650 (C)	1H/in	(F)
	620-675 (D)	1H/in	(F)
Recocido de ferrita	900-955	1H + 1H/in	(G)
Recocido total	870-900	1H/in	(H)
Normalización, templado y recocido	900-940	2H/in	(I)

(A) Hierro no aleado.

(D) Austenítica.

(B) Baja aleación.

(E) 2H mínimo.

(C) Alta aleación.

(F) Horno de enfriamiento a 315°C y enfriar a 55°/H

(G) Horno de enfriamiento a 690°C; mantener a 690°C por 5 H +1H/in y enfriar a 55°/H

(H) Horno de enfriamiento a 345°C y enfriar a 55°/H

(I) Enfriamiento rápido al aire a 540 de 640°C, horno de enfriamiento a 345°C y enfriamiento a 55°/H.

Un ciclo de recocido de alta temperatura disuelve los carburos de hierro y transforma la martensita. El enfriamiento lento permite la formación de ferrita, perlita y la precipitación del carbono como grafito, evitando, al mismo tiempo, la reformación de los constituyentes más duros como la martensita y bainita.



### 1.3.8. Proceso de soldeo

- Soldadura por arco eléctrico con electrodo revestido (SMAW)

El proceso de soldadura SMAW es el más utilizado en las reparaciones de hierros fundidos debido a sus múltiples ventajas respecto a los otros métodos de soldadura por arco eléctrico, las cuales son su bajo costo en equipo y electrodos, las buenas propiedades mecánicas y la compatibilidad en la microestructura y el material base.

Este proceso utiliza electrodos revestidos de diferentes tipos, los cuales deben analizarse para su correcta selección. Los electrodos recubiertos ayudan a reducir la porosidad y agregan aleantes a la unión soldada. A continuación, se detallarán algunos de estos electrodos para soldar hierro fundido.

- Electrodo de acero

Son electrodos con núcleo de acero de medio carbono y se pueden utilizar para cualquier posición. No obstante, el cordón realizado con este electrodo no se puede mecanizar, debido a que no es posible prevenir la formación de zonas duras en el cordón que reducen su ductilidad.

Las aplicaciones de este tipo de electrodos se dan para fisuras y picaduras pequeñas. Se recomienda el precalentamiento para reducir las tensiones residuales y utilizar bajo amperaje [11].

- Electrodo de bajo hidrógeno

Los electrodos de bajo hidrógeno son clasificados en la norma ANSI/AWS A5.1-87 como, por ejemplo, E7015, E7016, E7018, E7028 y E7048. Estos electrodos son de bajo costo, fácil disponibilidad y excelente operabilidad. Tiene compatibilidad de color con el material base y el cordón de soldadura resultante contendrá entre un 0,8 y un 1,5 % de carbono. Por lo tanto, el cordón de soldadura será un acero con alto contenido de carbono que tendrá una alta templeabilidad, el cual, sumado a un enfriamiento rápido, produce una microestructura martensítica, sensible a grietas. Estos electrodos se utilizan con mayor frecuencia en áreas no estructurales, donde el mecanizado no es necesario y el agrietamiento no es crítico [11].

- Electrodo de acero inoxidable

Los electrodos de acero inoxidable no son recomendables para soldar hierro fundido, debido a la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano, dando como resultado una microestructura frágil y propensa a agrietarse. Asimismo, el agrietamiento de la zona afectada por el calor se presenta por las diferencias en la resistencia a la tracción entre la soldadura y el metal base. Además, la diferencia del coeficiente de

expansión de los diferentes materiales produce tensiones residuales en una magnitud considerable para ocasionar grietas en el cordón de soldadura [11].

- Electrodo en base níquel

Los electrodos en base níquel son altamente recomendados para soldar hierro fundido. A diferencia del hierro, el níquel no forma carburos estables y, en estado sólido, tiene una baja solubilidad para el carbono. A medida que el metal de soldadura se solidifica y se enfría, el carbono se separa de la solución y se agrupa como grafito. Esta reacción aumenta el volumen del metal de soldadura, reduciendo así las tensiones de contracción y disminuyendo la probabilidad de que el metal de soldadura y la zona afectada por el calor se agrieten. Los electrodos a base de níquel que se utilizan usualmente para soldar piezas de fundición de hierro son ENi-CI, ENiFe-CI, ENiFeMn-CI y ENiCu-A/B [11].

- Electrodo en base cobre

Los electrodos a base de cobre se emplean principalmente en aplicaciones de superficies de hierro fundido de apoyo, resistencia a la corrosión, al desgaste o para unir hierro fundido a metales diferentes. Para este tipo de electrodo se debe contemplar precauciones adicionales en la limpieza del metal base. Los electrodos utilizados para soldar hierros fundidos se incluyen en ANSI / AWS A5.6-84. Las especificaciones para electrodos de soldadura por arco eléctrico de cobre y aleación de cobre cubiertos son ECuSn-A, ECuSn-C, ECuAl-A2 y ECuMnNiAl [11].

A continuación, en la gráfica de la figura 1.21, se muestran barridos de dureza para diferentes cordones de soldadura de diversos electrodos en hierro fundido.

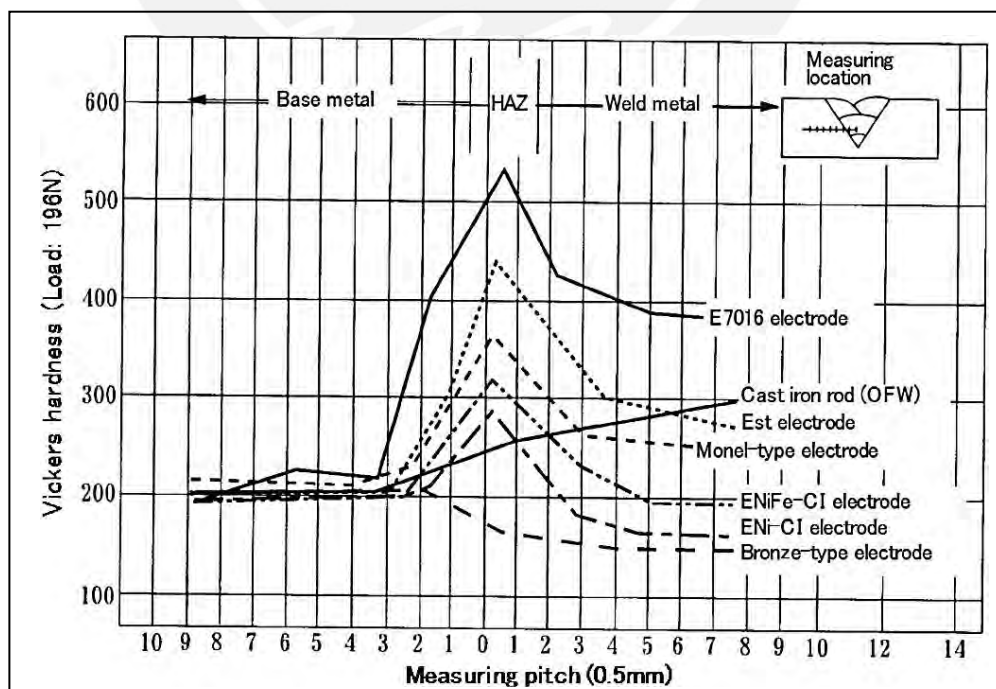


Figura 1.21 Barrido de dureza de diversos materiales de aporte para hierro fundido.[13]

#### 1.4. Recomendaciones para la soldadura de hierro fundido dúctil

La estructura del hierro nodular presenta cambios durante el aporte de calor, cuando la matriz presenta perlita, esta sufre una transformación en ferrita. La transformación se refleja en las propiedades, reduciendo la resistencia mecánica, pero aumentando la ductilidad.

El hierro fundido nodular presenta grupos donde se puede soldar sin precalentamiento, con precalentamiento y no se puede soldar cuando tiene una geometría de fabricación que impida el precalentamiento. En el grupo de precalentamiento, se previene la formación de martensita, pero puede incrementar la formación de carburos de hierro en la zona ZAC, siendo esta más perjudicial que la martensita para las propiedades mecánicas. Es preferible soldar sin precalentamiento, ya que ello produce una banda estrecha de martensita que evita los carburos de hierro, obteniendo buenos resultados en los ensayos mecánicos por diferentes métodos de soldadura SMAW, GMAW, GTAW y SAW [14].

- Para el proceso sin precalentamiento se puede utilizar electrodos de Ni-Fe-Mn, pues se cuenta con evidencia de que se obtienen resultados deseables en la ZAC y buenas propiedades mecánicas [15].
- El precalentamiento debe utilizar un rango de límite inferior de la temperatura de no fisuración (vista en el punto 1.3.3 – *Temperatura de no fisuración*). La temperatura máxima será limitada por la transformación de fase del diagrama temperatura, tiempo y transformación (TTT) [16] para evitar la formación de carburos de hierros no deseados.
- Varios autores concuerdan en evitar temperaturas altas de precalentamiento (500°C), pues promueven redes continuas de carburos en la zona parcial de fusión [17][18].
- Para soldar hierro fundido de matriz perlítica con el proceso de SMAW, los electrodos que requieren precalentamiento, es conveniente realizar un tratamiento térmico proceso post-soldadura.
- Para hierros fundidos de mayor resistencia, se debe utilizar la técnica de enmantequillado para evitar fisuras por la alta resistencia en la zona ZAC.
- El material de aporte Ni-Cu no es recomendado para los hierros dúctiles de matriz perlítica por la tendencia de generar fisuras en caliente.

- El aporte de acero inoxidable austenítico no es adecuado para la soldadura de hierro dúctil perlítico, debido a una fuerte tendencia al agrietamiento en la zona de fusión.
- Los electrodos de Ni de alta pureza muestran una mejor ductilidad y una distribución uniforme del grafito en el cordón de soldadura respecto a los electrodos de Ni-Fe.[19]
- Un tratamiento de recocido puede reemplazar al procedimiento de soldadura con precalentamiento. [19]



## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

A continuación, se detallarán los procedimientos experimentales y los ensayos realizados a las muestras obtenidas. Los resultados se mostrarán en el capítulo 3, donde además se realizará un análisis de los mismos.

### 2.1. Caracterización del material base

La caracterización de los materiales base es el paso inicial para establecer qué tipo y el estado de suministro de material se va a trabajar y brindar los puntos de partida para la presente investigación. Para ello, se realizaron los siguientes ensayos: composición química, análisis microestructural y ensayos mecánicos de los componentes. Asimismo, para realizar la caracterización de los materiales base y las probetas de soldadura, se extrajeron muestras como se aprecia en la figura 2.1.



Figura 2.1 Muestras extraídas para los procesos de soldadura (a) Monoblock (b) Culata.

#### 2.1.1. Análisis químico

El análisis químico se desarrolló de acuerdo a la normativa ASTM E1999, "Método de prueba estándar para el análisis de hierro fundido por espectrometría de emisión

atómica de chispa”[20]; y ASTM E1019, “Métodos de prueba estándar para la determinación de carbono, azufre, nitrógeno y oxígeno en aleaciones de acero, hierro, níquel y cobalto mediante diversas técnicas de combustión y fusión de gas inerte”[21]. Para el análisis, se empleó un espectrómetro de emisión óptica por chispa de la marca BRUKER, modelo MAGUELLAN Q8, que permitió determinar la composición química de la mayoría componentes químicos; también fue necesario el uso de un analizador por combustión marca BRUKER, modelo G4 ICARUS con el que se determinó el porcentaje en peso de carbono y azufre, ambos equipos se muestran en la figura 2.2. Para preparar las muestras y realizar el análisis químico, se consideró los siguientes requisitos:

#### Análisis del espectrómetro de emisión óptica

- Las muestras extraídas deben tener un espesor de 10 a 38 milímetros.
- Las muestras deben mecanizarse manteniendo el espesor paralelo.
- La superficie de la muestra debe ser pulida y encontrarse libre de contaminantes.

#### Análisis por combustión

- Se requiere viruta de las muestras, para ello se procedió a realizar taladrados en el material base y recolectar la viruta.

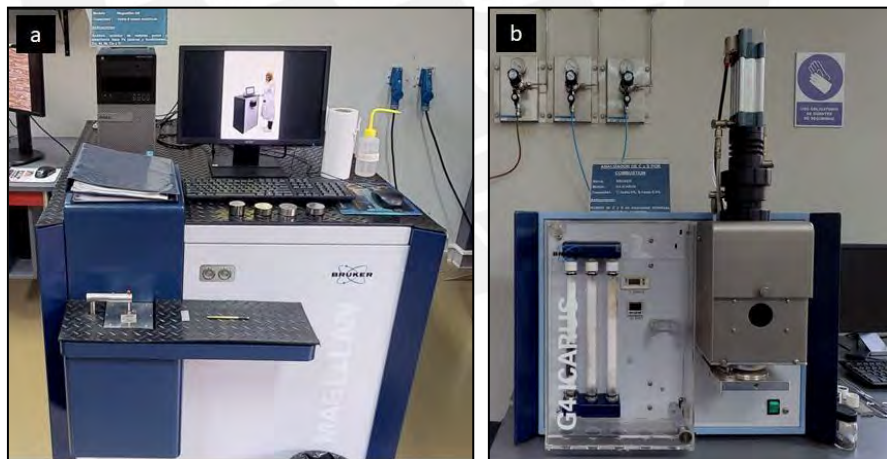


Figura 2.2. (a) Espectrómetro modelo MAGELLAN Q8, (b) Analizador por combustión modelo G4 ICARUS, ambos marca BRUKER.

#### **2.1.2. Análisis metalográfico**

El análisis metalográfico se desarrolló de acuerdo a las normativas ASTM E3, “Preparación de Especímenes Metalográficos” [22]; ASTM E7, “Terminología de Metalografía” [23]; ASTM A247, “Evaluación de microestructura de grafito en hierro fundido” [5]; y ASTM E407, “Microataque de Metales y Aleaciones” [24]. Asimismo, se utilizó el ASM Metal Handbook, Volume 9 [25] . Para el análisis microestructural, se

utilizó un microscopio óptico de la marca LEICA, modelo DMI 5000, que permite alcanzar los 1000 aumentos, tiene incorporada una cámara digital y un software de procesamiento de imágenes (ver figura 2.3).

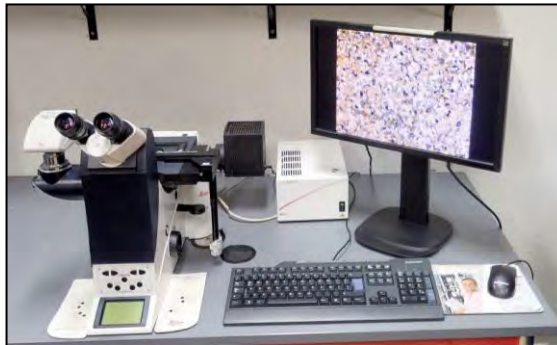


Figura 2.3. Microscopio óptico, modelo DMI 5000 - LEICA.

### 2.1.3. Ensayo de tracción

El ensayo de tracción se realizó con una máquina universal de ensayos de la marca ZWICK, modelo Z250 (ver figura 2.4). Para realizar el ensayo se siguieron los lineamientos de las siguientes normas; ASTM A536, “Especificación estándar para fundiciones de hierro dúctil” [6]; ASTM A842, “Especificación estándar para fundiciones de hierro de grafito compacto” [7].



Figura 2.4. Máquina universal de ensayos, modelo Z250 – ZWICK.

### 2.1.4. Ensayo de dureza

Para el ensayo de dureza se emplearon dos métodos de medición. El primer método, dureza Vickers con los lineamientos de ASTM E92, “Métodos de Ensayo Estándar para Dureza Vickers” [26]. El segundo método, dureza Rockwell B con los lineamientos ASTM



E18, “Métodos de prueba estándar para la dureza Rockwell de materiales metálicos” [27].

El ensayo de dureza Vickers se ejecutó empleando un durómetro de la marca ZWICK, modelo ZHV con una carga de 500 gramos (ver figura 2.5a). Para el ensayo de dureza Rockwell B, se ejecutó empleando un durómetro de la marca WILSON modelo 2002T, con una precarga de 10 kilogramos y una carga mayor de 100 kilogramos (ver figura 2.5b).

Se realizaron mediciones de dureza en el material base y en las muestras soldadas; para estas últimas, se realizó un barrido de durezas en la zona del material de aporte y la zona afectada por el calor. Para el barrido de dureza, se utilizó el método de dureza Vickers y, para el material base, el método de dureza Rockwell B.

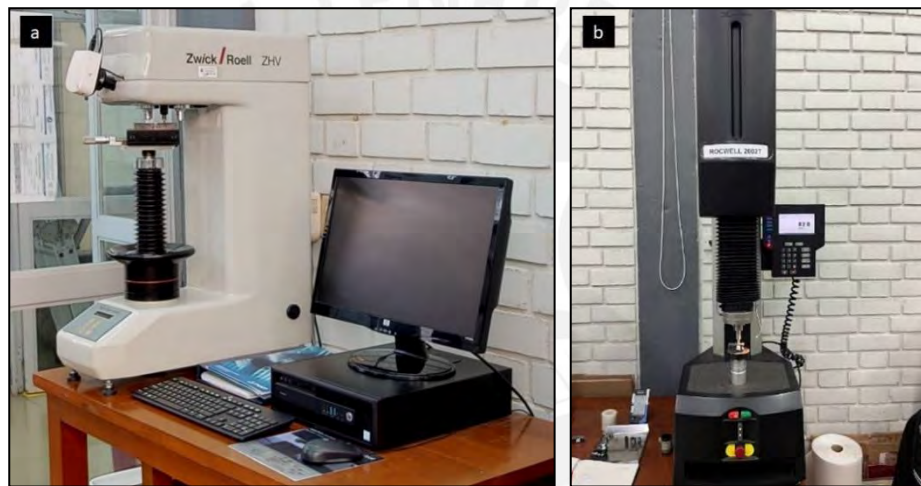


Figura 2.5. (a) Durómetro Vickers, modelo ZHV - ZWICK. (b) durómetro Rockwell, modelo 2002T – WILSON.

## 2.2. Proceso de soldeo y material de aporte

Para el proceso de soldeo y material de aporte se priorizó la disponibilidad de opciones comerciales y de fácil acceso en la industria nacional. Se encontraron diversas propuestas para el hierro fundido en el proceso SMAW, siendo los electrodos seleccionados el ENi-CI y ENiFe-CI. En las tablas 2.1, 2.2 y 2.3, se muestran características de la composición química, propiedades mecánicas y parámetros recomendados para el soldeo con estos electrodos.

Tabla 2.1. Composición química de los materiales de aporte.[28]

Electrodo	Norma	Composición Química (%)									
		C	Mn	Si	V <sup>1</sup>	Fe	P	S	Ni	Cu	Al
ENi-CI	AWS A5.15	<2.0	<2.5	<4.0	-	<8.0	-	<0.03	≥85	<2.5	<1.0
ENiFe-CI	AWS A5.15	<2.0	<1.0	<2.0	-	Resto	<0.03	<0.03	45-55	-	-

<sup>1</sup>V – Formador de carburos



Tabla 2.2. Propiedades mecánicas típicas del depósito de los materiales de aporte.[28]

<b>Propiedades mecánicas</b>			
<b>Electrodo</b>	<b>Fluencia</b>	$\sigma_{\text{máx}}$	<b>Dureza</b>
	MPa	MPa	HB
ENi-CI	220	-	180
ENiFe-CI	340	500	220

Tabla 2.3. Recomendaciones de operación de los materiales de aporte por el fabricante.[28]

<b>Electrodo</b>	<b>ENi-CI AWS A5.15</b>	<b>ENiFe-CI AWS A5.15</b>
Polaridad	DCEN	DCEN
Corriente (I)	80-110	90-100
Diámetro (mm)	3,2	3,2
Temperatura precalentamiento (°C)	250-300	250-300

### 2.3. Desarrollo del procedimiento de soldadura

Para realizar los cupones de soldadura, se utilizaron los siguientes criterios para la ejecución de los cordones de soldadura:

#### a) Cupones de soldadura

Para la investigación, se realizaron en total dieciocho cupones de soldadura de los materiales base del monoblock y la culata (ver figuras 1 y 2). Estos cupones se rotularon como se muestra en la tabla 2.4, los que se encuentran divididos en cinco grupos según el tipo de procedimiento: soldadura sin precalentamiento y enfriamiento forzado; soldadura con precalentamiento y enfriamiento controlado; soldadura con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones; soldadura con precalentamiento, enfriamiento controlado y de recocido completo y; finalmente, soldadura con precalentamiento y embriamiento. Asimismo, los cupones fueron elaborados con dos diferentes materiales base y dos materiales de aporte, siendo estos últimos los electrodos revestidos ENiFe-CI y ENi-CI.

Las muestras extraídas para el proceso de soldadura se muestran en la figura 2.1, las muestras del monoblock tienen una forma paralelepípeda rectangular de dimensión aproximada de 110 mm x 70 mm x 14 mm y las muestras de la culata tienen una dimensión irregular de aproximadamente 100mm x 50mm x 11 mm.

Cabe mencionar, que los procedimientos de soldadura realizados en los cinco grupos, se detallarán en el punto 2.8. *Procedimiento de soldadura.*

b) Deposición del cordón

Para la presente investigación se realizaron cordones de soldadura en el material base como se muestra en la figura 2.6. con objeto de simular un proceso de soldeo de recuperación, se realizó de esta manera debido a que no se contaba con materiales base suficiente.

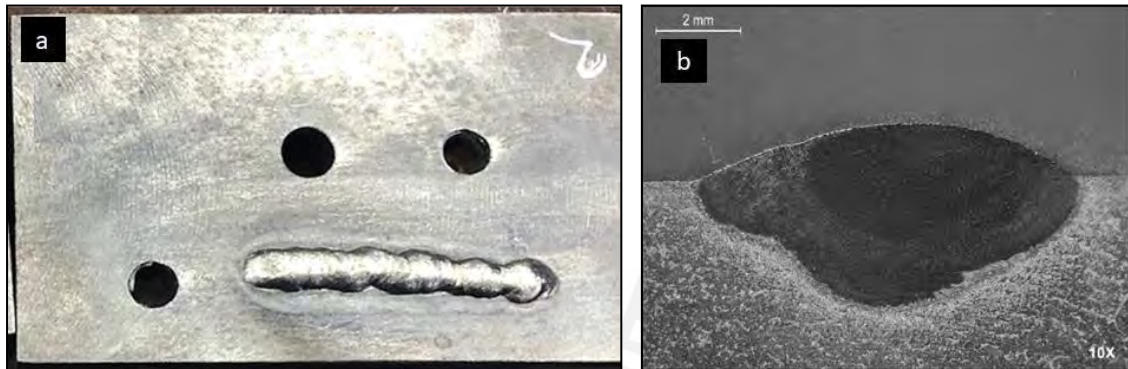


Figura 2.6. Cordón de deposición en material base del monoblock; (a) vista superior y (b) sección del cordón.

Tabla 2.4 Cupones de soldadura

Cupón	Procedimiento	Material Base	Electrodo	Procedimiento previo
EA1	Soldadura sin precalentamiento y enfriamiento forzado.	Monoblock	ENiFe-CI	Ninguno
EA2		Monoblock	ENi-CI	
EA3		Culata	ENiFe-CI	
EA4		Culata	ENi-CI	
EB1	Soldadura con precalentamiento y enfriamiento controlado.	Monoblock	ENiFe-CI	Ninguno
EB2		Monoblock	ENi-CI	
EB3		Culata	ENiFe-CI	
EB4		Culata	ENi-CI	
EC1	Soldadura con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones.	Monoblock	ENiFe-CI	EB1
EC2		Monoblock	ENi-CI	EB2
EC3		Culata	ENiFe-CI	EB3
EC4		Culata	ENi-CI	EB4
ED1	Soldadura con precalentamiento, enfriamiento controlado y de recocido completo.	Monoblock	ENiFe-CI	EB1
ED2		Monoblock	ENi-CI	EB2
ED3		Culata	ENiFe-CI	EB3
ED4		Culata	ENi-CI	EB4
EE1	Soldadura con precalentamiento y embridamiento.	Monoblock	ENi-CI	Ninguno
EE2		Culata	ENi-CI	

c) Posición de soldeo

Para la operación de soldeo se utilizó una posición plana 1G y el método de soldeo se realizó por arrastre. En la figura 2.7, se muestran los ángulos aplicados.

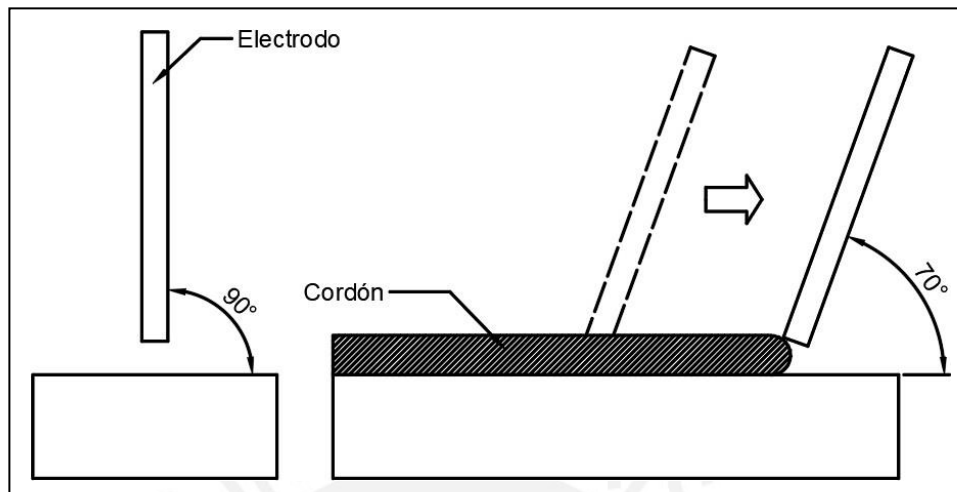


Figura 2.7. Posición y ángulo de soldeo.

d) Pre calentamiento

Para determinar la temperatura de pre calentamiento, se aplicó la ecuación 1 (mencionado en el punto 1.3.3 – *Temperatura de no fisuración*) con la composición química obtenida de los materiales base cuyos resultados se muestran en las tablas 3.1 y 3.2, dando como resultado el carbono equivalente (CE.) 3,38 para el monoblock y 4,28 para la culata. Estos resultados se interceptaron en la gráfica de la figura 1.11, obteniendo las temperaturas mínimas de no fisuración de [50°C-110°C] y [205°C-260°C] para el monoblock y la culata, respectivamente.

Por otro lado, se tienen las recomendaciones del fabricante del material de aporte en la tabla 2.3 que indican un rango [250°C-300°C] para los dos electrodos a evaluar. Por lo tanto, se eligió la temperatura de pre calentamiento de [250°C-300°C] para el monoblock y para la culata.

e) Tratamiento térmico post soldadura

En esta investigación se realizaron cinco procedimientos de soldadura. En dos procedimientos se aplicaron tratamiento térmico post soldadura, los cuales se detallan en la tabla 2.4. Un procedimiento es Soldadura con pre calentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC). El otro procedimiento es Soldadura con pre calentamiento, enfriamiento controlado y de recocido completo (ED).

A continuación, se describirá el tratamiento de alivio de tensiones realizado en el procedimiento EC, el cual se tomó de las recomendaciones de AWS D11.2, Guía para soldar fundiciones de hierro [11]:

- I. Se calentaron las muestras a 482°C (900°F).
- II. Se mantuvo la temperatura a 482°C por una hora por pulgada de espesor.
- III. Se enfrió a temperatura ambiente sin corrientes de aire.

Para el otro ensayo ED, se aplicó un ciclo de recocido a la muestra soldada [11]:

- I. Se calentaron las muestras a 900°C, sin sobrepasar 55°C/h.
- II. Se mantuvo a 900°C por una hora por pulgada de espesor.
- III. Se enfrió a 260°C sin sobrepasar 55°C/h.
- IV. Se mantuvo a 260°C por media hora.
- V. Enfrió a temperatura ambiente sin corrientes de aire.

#### f) Características eléctricas

Para determinar las características eléctricas se utilizó las recomendaciones del fabricante del material de aporte (tabla 2.7). El tipo de corriente es corriente directa (DC) para ambos electrodos, empleando polaridad con el electrodo negativo (DCEN). La intensidad está en los rangos [80I -100I] y [90I -100I] para los electrodos ENi-CI y ENiFe-CI, respectivamente.

#### **2.4. Inspección visual**

La inspección visual se utiliza en el control de calidad de soldaduras en fundiciones de hierro, ya que este tipo de pruebas pueden detectar discontinuidades sin menoscabar la utilidad del material. Una prueba visual se usa antes de soldar, durante la eliminación del defecto de fundición, durante la soldadura para la detección de defectos como grietas o fusión incompleta y en la soldadura terminada. Se realizó la inspección visual con los lineamientos de la norma ANSI/AWS B1.10, "Guía para ensayos no destructivo de soldaduras"[29].

#### **2.5. Análisis Macrográfico**

El análisis macrográfico es un método que permite observar discontinuidades en la unión soldada con la ayuda de lentes de aumentos hasta una magnificación de 40 aumentos [30]. Se realizó considerando los criterios de aceptación de AWS D11.2-89, "Guía para soldadura de hierro fundido" [11]. Para el análisis se utilizó un estereoscopio a 10X marca LEICA, modelo S6D (ver figura 2.8).

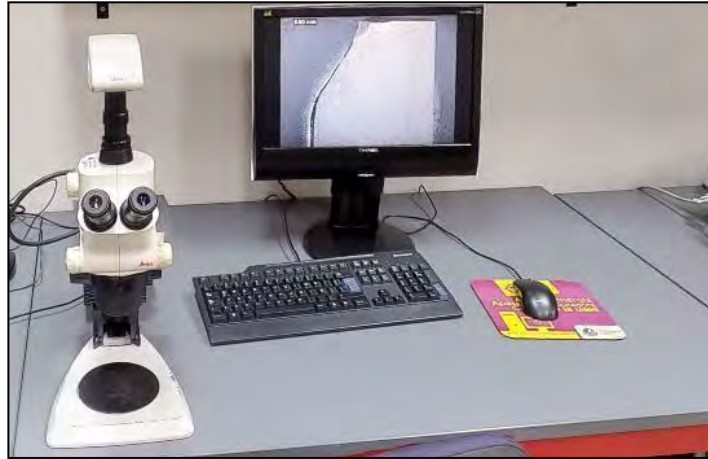


Figura 2.8. Estereoscopio modelo S6D - LEICA.

Asimismo, se realizó mediciones a las imágenes registradas por el estereoscopio para determinar el porcentaje de dilución y la penetración del cordón de soldadura. El porcentaje de dilución y la medición de la penetración, permite comparar cuanto material base conformará parte del cordón de soldadura en función a los parámetros de soldadura utilizados (ver figura 2.9) [31]. Para el cálculo de dilución, la medición del ancho de la zona afectada por el calor y la medición de la penetración, se utilizó el programa ImageJ, que es un software para el procesamiento de imágenes (ver figura 2.10).

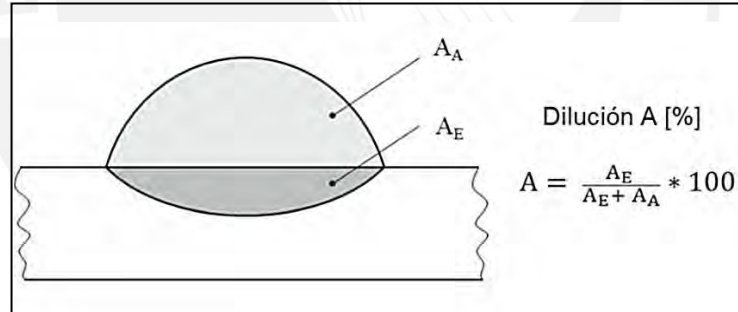


Figura 2.9. Determinación de dilución. [31]

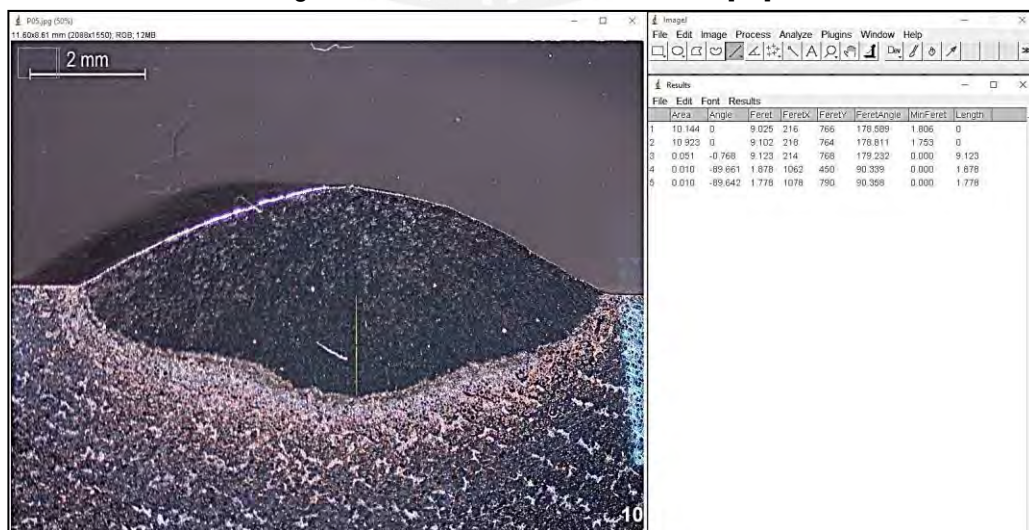


Figura 2.10. Medición de Dilución y penetración del cordón – Software ImageJ.



## 2.6. Inspección de partículas magnéticas

El ensayo de partículas magnéticas es un ensayo no destructivo que se emplea para detectar discontinuidades superficiales y subsuperficiales en materiales ferromagnéticos. Se realizó la inspección con los lineamientos de la norma ASTM E709, “Práctica Estándar para Evaluación por Partículas Magnéticas”[32].

## 2.7. Inspección por radiografía industrial

La inspección por radiografía industrial se desarrolló de acuerdo a la normativa ASTM E94, “Guía estándar para el examen radiográfico con película radiográfica industrial”[33]; ASTM E142 “Método para controlar la calidad de las pruebas radiográficas”[34]; ASTM E747, “Práctica estándar para el diseño, la fabricación y la clasificación de agrupamiento de materiales de los indicadores de calidad de imagen de alambre”[35]; y finalmente, ASME V , “Examen no destructivo SECCIÓN V”[36]. Para la inspección, se emplearon Tubo de Rayos X de la marca BALTEAU NDT, modelo GFD 165 (ver figura 2.11). Para la medición de la densidad de calidad de imagen se utilizó el densímetro digital de la marca XRAY, modelo 301 (ver figura 2.12).



Figura 2.11. Armado de la fuente, Tubo rayos x - BALTEAU NDT.



Figura 2.12. Densímetro digital modelo 301 – XRAY.

Para preparar las muestras y realizar la inspección por radiografía industrial, se consideró los siguientes requisitos:

Método de inspección por radiografía industrial

- Se procede a la codificación con selección de indicadores de calidad de imagen (*IQI*). Para las muestras del monoblock y de la culata de espesores de 15 mm, según ASME V, el *IQI* será el alambre número 8. Por lo tanto, se utilizó el *IQI* del SET B.
- En función al espesor de las muestras, se debe calcular el tiempo de exposición a la radiación. Para ello, se utilizó la cartilla del equipo del tubo de rayos x, siendo los valores calculados los siguientes:

Distancia Foco-Película: 600mm

Técnica una pared – una imagen

KV:200 mA: 5

Tiempo de exposición: 55 segundos.

- Luego de obtener la placa irradiada, se revela y verificar si cumple la calidad de imagen descrita por el ASME V. Para ello se calcularon la penumbra máxima y la densidad de imagen, dando como resultados valores dentro de lo permitido.

Tiempo de revelado: 5 minutos.

Tiempo de fijado: 10 minutos.

Tipo de película: AGFA Structurix D7.

Penumbra ( $U_g$ ): 0,09 mm.

Densidad de imagen placa monoblock: 2,44

Densidad de imagen placa culata: 1,94

## 2.8. Procedimiento de soldadura

Para obtener los cupones de soldadura se realizaron cinco procedimientos, de estos procedimientos, se obtuvieron 18 cupones. En la tabla 2.4., se listaron los cupones obtenidos. En los siguientes puntos, se describirá el proceso seguido para desarrollar cada uno de los cinco procedimientos para la obtención de los cupones.

### 2.8.1. Ensayo sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA)

En este ensayo (EA), el cordón de soldadura se realizó a temperatura ambiente aproximada de 19°C, es decir, sin precalentamiento, seguido de un enfriamiento forzado, el cual fue provisto por una placa de aluminio con recorrido de agua a temperatura ambiente (ver figura 2.12). El objetivo de este arreglo es simular una velocidad de enfriamiento elevado, el cual se daría en un trabajo de soldadura en una pieza de gran espesor o gran volumen.

Para registrar los valores de velocidad de enfriamiento, se utilizó un registrador de datos y tres termopares tipo k calibre 24, los cuales se instalaron por debajo de la superficie soldada a unas distancias de 3 mm, 5 mm y 10 mm del centro del cordón de soldadura. Las muestras del monoblock tienen un espesor aproximado de 13 mm y 11 mm para las muestras de la culata.

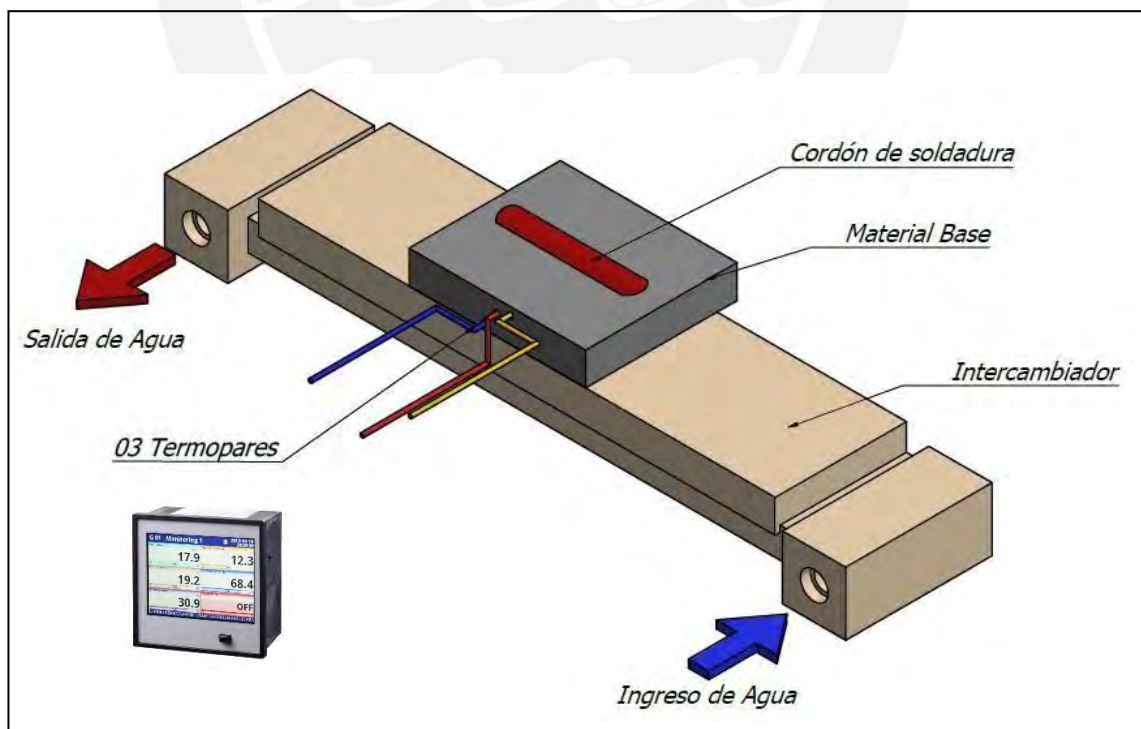


Figura 2.12. Esquema del ensayo EA.

El montaje realizado para el ensayo EA, se muestra en la figura 2.13. En las figuras 2.14, se observan las muestras soldadas del monoblock (ver figura 2.14a), la muestra



de la culata (ver figura 2.14b) y los cupones obtenidos (ver figura 2.14c). Asimismo, se disponen de dos electrodos ENiFe-CI y ENi-CI; por lo tanto, en este ensayo se obtuvieron cuatro cupones soldados. Los parámetros de soldeo registrados y los cupones obtenidos en este ensayo se detallan en la tabla 2.5.



Figura 2.13. Montaje de ensayo EA.



Figura 2.14. Ensayos EA, (a) muestra de soldadura del monoblock, (b) muestra de soldadura de la culata y, (c) cupones soldados del monoblock y culata.

Tabla 2.5 Parámetros de soldeo en ensayos EA

Ensayos EA	Material Base	Electrodo	Temp. precalentamiento [°C]	Amperios [I]	Voltios [V]	Velocidad [cm/min]	Aporte <sup>1</sup> de calor [kJ/mm]
EA1	Monoblock	ENiFe-Cl	19	97	16	10,8	0,69
EA2	Monoblock	ENi-Cl	19	104	17	10,3	0,83
EA3	Culata	ENiFe-Cl	19	104	15	10,0	0,75
EA4	Culata	ENi-Cl	19	84	18	8,0	0,91

<sup>1</sup>Considerando una eficiencia al 80% por ser proceso SMAW

### 2.8.2. Ensayo con precalentamiento y enfriamiento controlado (EB)

En el ensayo EB, la soldadura se realizó con precalentamiento de [315°C-350°C] para el monoblock y [250°C-300°C] para la culata. Para ello, se calentaron las muestras utilizando una antorcha con gas propano (ver figura 2.15a). Asimismo, para disminuir la velocidad de enfriamiento luego de ejecutar el cordón de soldadura, se cubrió la pieza con una manta térmica (ver figura 2.15b). Para registrar los valores de la velocidad de enfriamiento, se utilizó el mismo arreglo de termopares que en el ensayo EA.

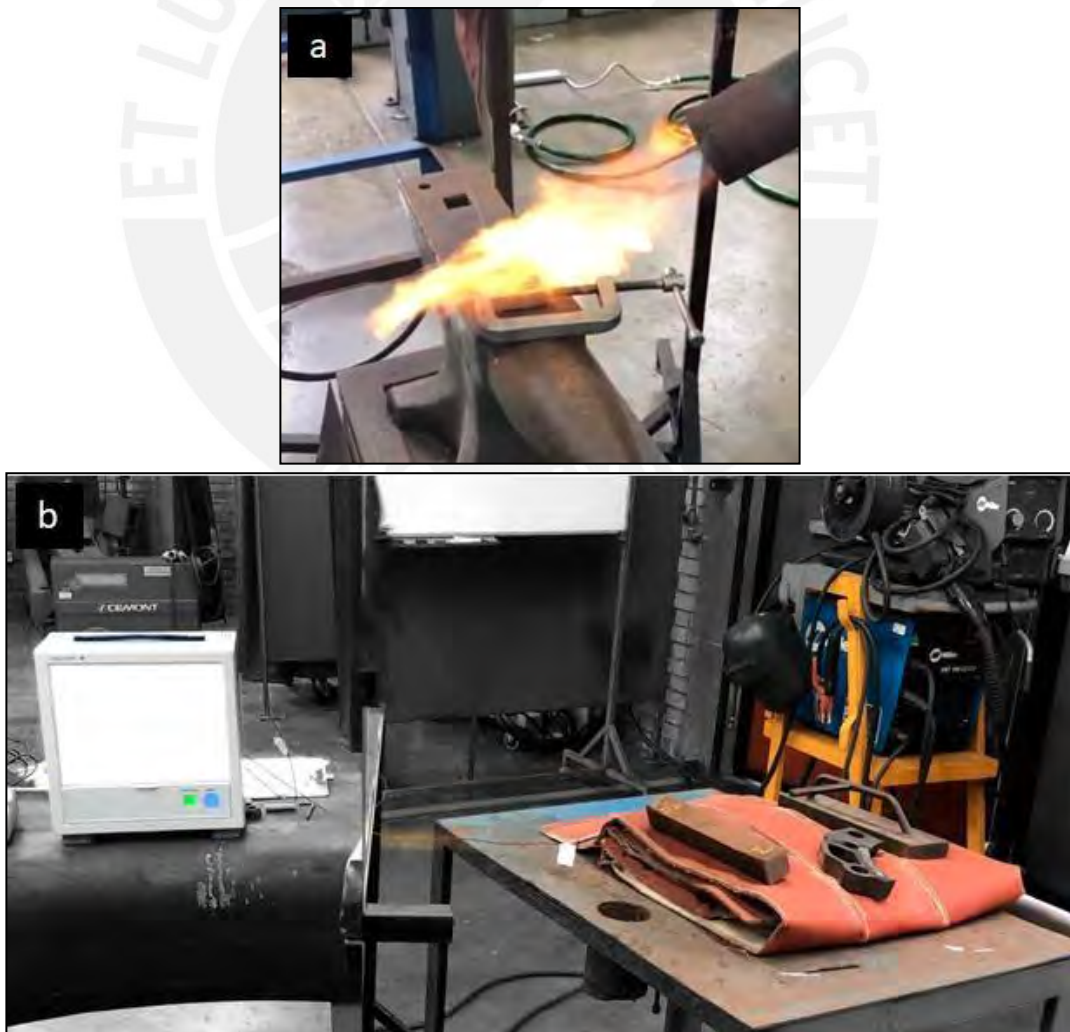


Figura 2.15. Ensayos EB, (a) precalentamiento con antorcha, (b) montaje de ensayo con muestra soldada recubierta con una manta térmica.

Similar al ensayo EA, en el ensayo EB se dispone de dos electrodos ENiFe-CI y ENi-CI. Por lo tanto, en este ensayo se obtuvieron cuatro cupones soldados. Los parámetros de soldeo registrados y los cupones en este ensayo, se detallan en la tabla 2.6.

Tabla 2.6 Parámetros de soldeo en ensayos EB.

Ensayos EB	Material Base	Electrodo	Temp. precalentamiento [°C]	Amperios [I]	Voltios [V]	Velocidad [cm/min]	Aporte <sup>1</sup> de calor [kJ/mm]
EB1	Monoblock	ENiFe-CI	312	100	16	12.0	0.64
EB2	Monoblock	ENi-CI	325	110	15	10.7	0.74
EB3	Culata	ENiFe-CI	260	107	16	12.3	0.67
EB4	Culata	ENi-CI	278	100	17	12.0	0.68

<sup>1</sup>Considerando una eficiencia al 80% por ser proceso SMAW

### 2.8.3. Ensayo con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC)

El presente ensayo EC consiste en realizar un tratamiento térmico de alivio de tensiones a los procedimientos con precalentamiento y enfriamiento controlado; es decir, se realizó el tratamiento de alivio de tensiones a las muestras EB1, EB2, EB3 y EB4. En la tabla 2.7, se describen los parámetros utilizados para el tratamiento de alivio de tensiones y en la figura 2.16, se muestra el ciclo térmico. Para el tratamiento térmico se utilizó un horno tipo mufla marca CARBOLITE (ver figura 2.17).

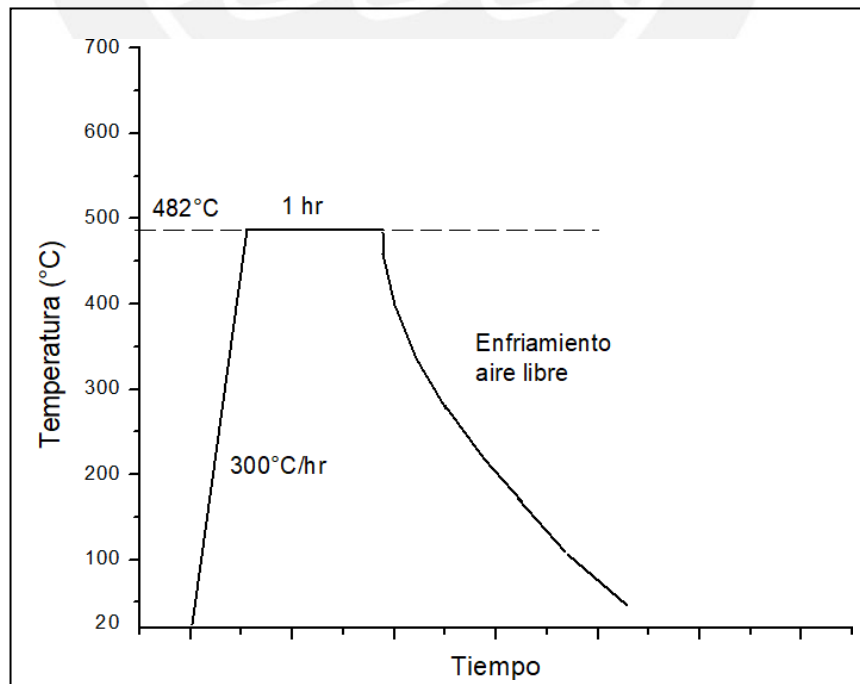


Figura 2.16. Ciclo de alivio de tensiones para Ensayos EC.



Tabla 2.7 Parámetros de alivio de tensiones en ensayos EC

Ensayo EC	Ensayo Previo	Material Base	Electrodo	Temperatura	Velocidad de calentamiento	Tiempo de permanencia	Enfriamiento
EC1	EB1	Monoblock	ENiFe-CI	482°C (900°F)	300°C/h	1 h	temperatura ambiente sin agitación
EC2	EB2	Monoblock	ENi-CI				
EC3	EB3	Culata	ENiFe-CI				
EC4	EB4	Culata	ENi-CI				



Figura 2.17. Horno tipo mufla, CARBOLITE.

#### 2.8.4. Ensayo con precalentamiento, enfriamiento controlado y de recocido completo (ED)

El ensayo ED consiste en lograr una menor dureza. Para ello, se realizó un ciclo de recocido a los procedimientos con precalentamiento y enfriamiento controlado; es decir, se realizó el tratamiento de recocido a las muestras de EB1, EB2, EB3 y EB4. En la tabla 2.8, se describen las muestras que se realizaron el ciclo de recocido y, en la figura 2.18, se muestra el ciclo térmico utilizado. Para el ciclo térmico, se utilizó un horno tipo mufla marca CARBOLITE (ver figura 2.17).

Tabla 2.8 Muestras ensayos ED

Ensayo ED	Ensayo Previo	Material Base	Electrodo
ED1	EB1	Monoblock	ENiFe-CI
ED2	EB2	Monoblock	ENi-CI
ED3	EB3	Culata	ENiFe-CI
ED4	EB4	Culata	ENi-CI

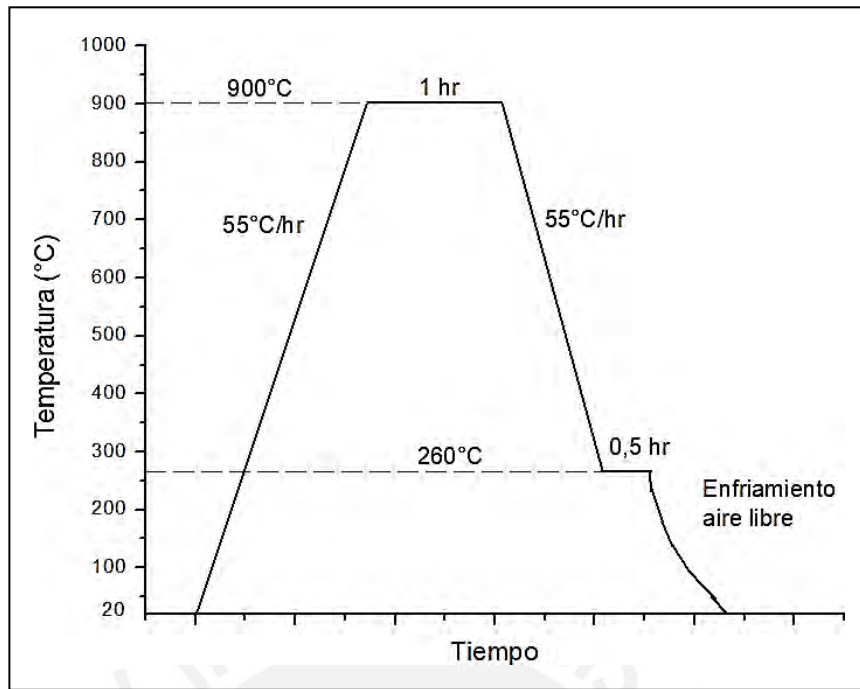


Figura 2.18. Ciclo de recocido para Ensayos ED.

### 2.8.5. Ensayo con precalentamiento y embridamiento (EE)

Para el ensayo EE, se prepararon las muestras de interés mecanizando una ranura con una fresa de punta de bola (diámetro 4 mm), simulando la preparación de reparación de una fisura previa (ver figuras 2.19 y 2.20, "TEST SOLDADURA") [37].

Luego, se realizó el acondicionamiento de embridamiento, para lo cual se realizaron cordones de soldadura de restricción, los cuales fueron cortos y discontinuos (menor a 30 mm de longitud y de cateto 6 mm), en el perímetro de las muestras de interés con una placa base (espesor 25 mm). Cabe mencionar que los cordones de restricción fueron soldados sin precalentamiento, con el fin de evitar el exceso de aporte de calor. Luego de realizar los cordones de restricción, para incrementar el embridamiento, se realizó la unión atornillada con pernos y tuercas entre las muestras y la placa base (ver figuras 2.19 y 2.20, "unión atornillada M10").

Una vez realizada la condición de embridamiento, se procedió a soldar con precalentamiento de [280°C-310°C] para el monoblock y para la culata, proceso similar al EB (precalentamiento y enfriamiento controlado). El ensayo EE, se realizó solo con el electrodo ENi-CI en el monoblock y la culata, pues con dicho electrodo se obtuvo mejores resultados de dureza que en los ensayos previos con el electrodo ENiFe-CI. Por último, los ensayos no destructivos ejecutados, se realizaron luego de 24 horas de ejecutado el cordón de soldadura en la zona de evaluación.

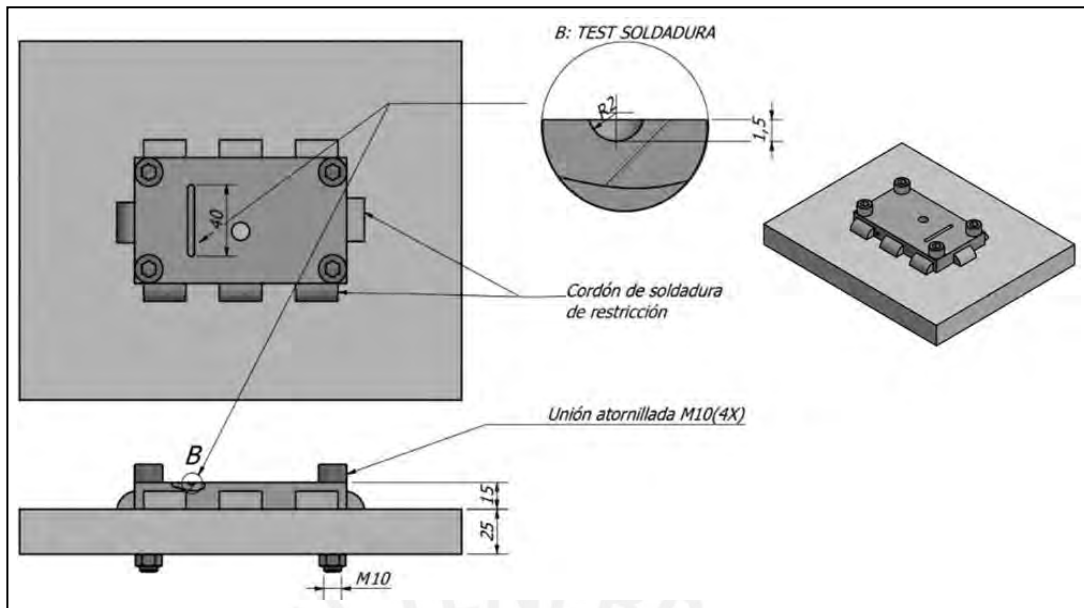


Figura 2.19. Esquema de montaje de embridamiento de la muestra del monoblock.

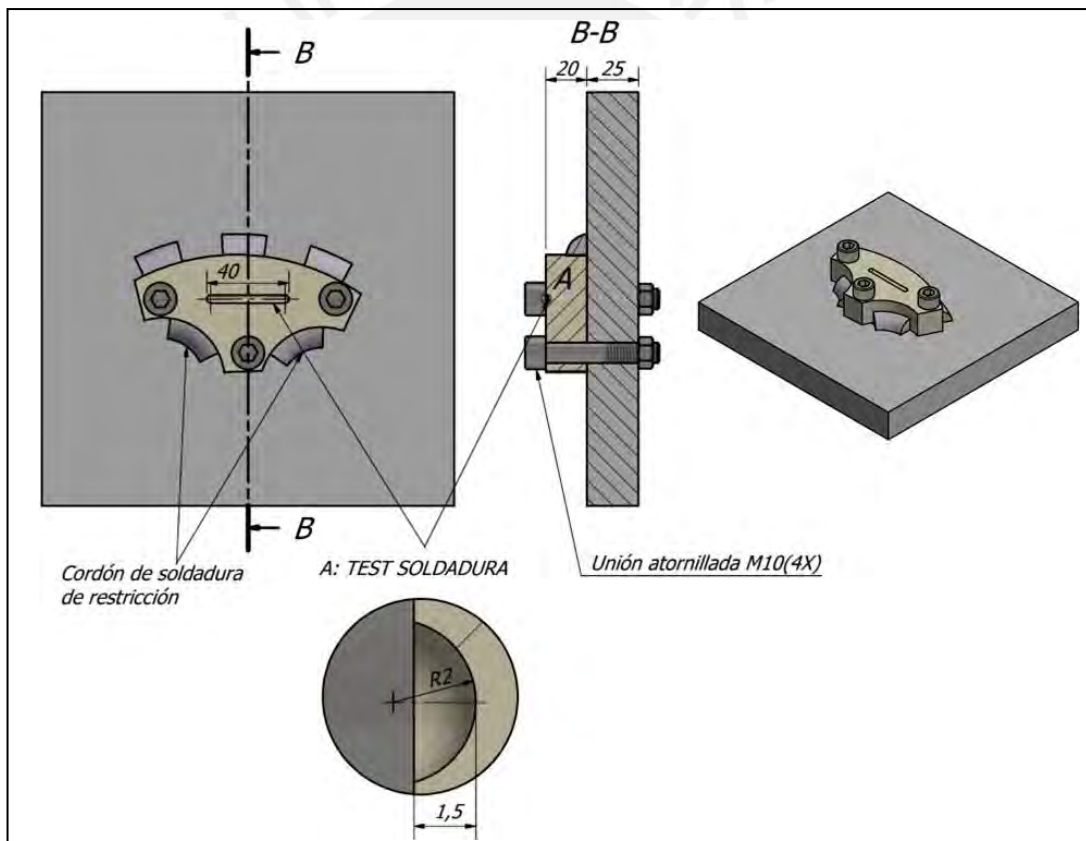


Figura 2.20. Esquema de montaje de embridamiento de la muestra de la culata.

En las figuras 2.21 y 2.22, se muestran los montajes realizados antes y luego de ejecutar el cordón de soldadura en la zona de evaluación.

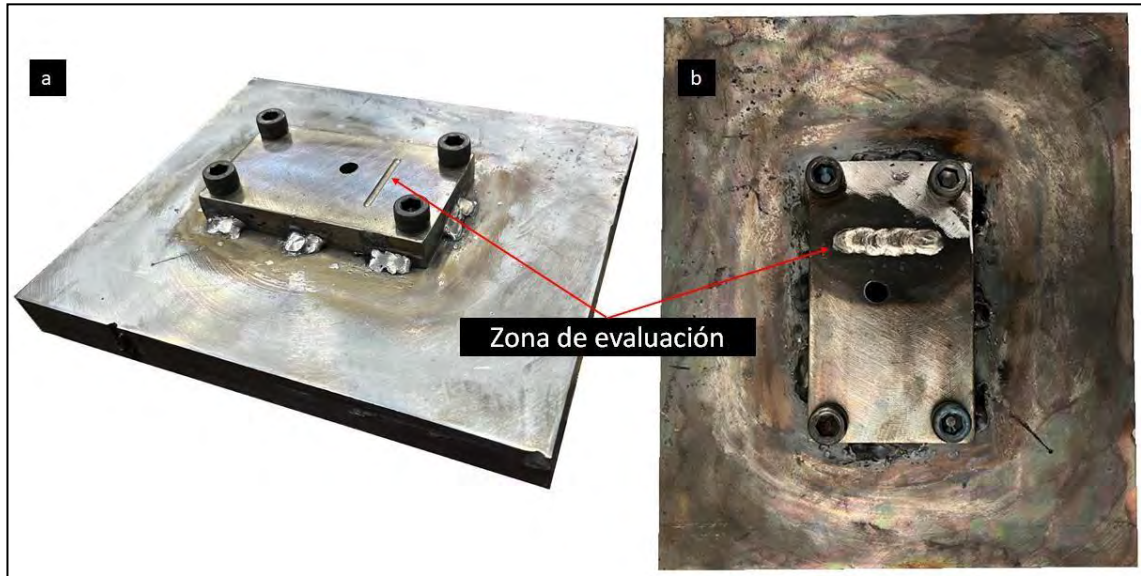


Figura 2.21. Montaje de ensayo EE del monoblock, (a) antes del cordón de soldadura en la zona de evaluación, (b) luego del cordón de soldadura en la zona de evaluación.

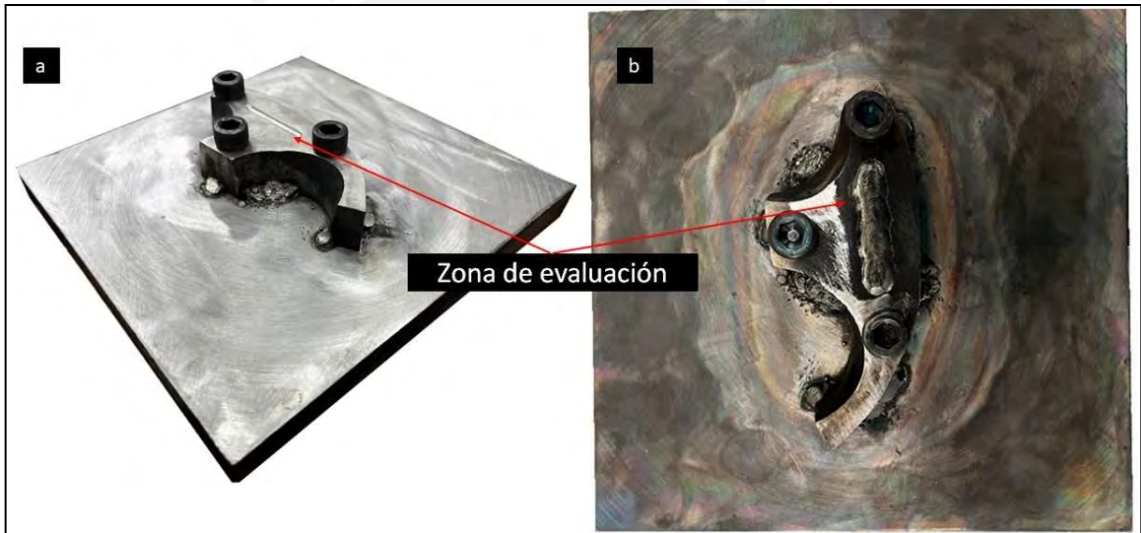


Figura 2.22. Montaje de ensayo EE de la culata, (a) antes del cordón de soldadura en la zona de evaluación, (b) luego del cordón de soldadura en la zona de evaluación.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Caracterización del material

La primera fase de ejecución de este trabajo consiste en identificar con qué tipo de hierro fundido se va a trabajar, por tal motivo, se realizaron análisis químicos, análisis metalográficos y ensayos mecánicos para obtener una correcta identificación.

##### 3.1.1. Análisis químico

###### 3.1.1.1. Análisis químico del monoblock

El resultado del análisis químico del monoblock realizado con el espectrómetro de emisión óptica por chispa se muestra en la tabla 3.1, donde los valores mostrados se encuentran en porcentaje en peso. El valor del contenido de carbono determinado en el presente análisis se comprobó por el método de combustión, debido que superaba los límites de carbono que el método puede determinar.

Tabla 3.1. Resultados de análisis químico del monoblock.

Composición Química (%)										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Co	Cu
2,47 <sup>1</sup>	2,81	0,30	0,019	0,004 <sup>1</sup>	0,04	0,03	0,01	0,025	0,017	0,33
Ti	V	Ce	Ni	Te	Mg	Pb				
0,007	0,022	<0,005	0,03	<0,00	0,03	0,0021				

<sup>1</sup>Se realizó por el método de combustión.

De acuerdo con la composición química determinada, en principio, se puede suponer que el material corresponde a un hierro fundido nodular o hierro fundido compacto (por el contenido de Mg de 0,03%)[2][3], esto se debe comprobar realizando el correspondiente análisis metalográfico.

###### 3.1.1.2. Análisis químico de la culata

Los resultados del análisis químico realizado a la culata se muestran en la tabla 3.2.

Tabla 3.2. Resultados de análisis químico de la culata.

Composición Química (%)										
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Co	Cu
3,59 <sup>1</sup>	2,08	0,23	0,018	0,012 <sup>1</sup>	0,04	0,02	<0,01	0,003	0,008	1,04
Ti	V	Ce	Ni	Te	Mg	Pb				
0,006	0,005	0,041	0,02	0,00	0,01	0,0025				

<sup>1</sup>Se realizó por el método de combustión.

De acuerdo a la composición química y tomando en consideración el contenido de carbono y Ce (0,041%), se puede suponer que se trata de un hierro fundido nodular [2][3], esto se comprobará en el análisis metalográfico. Cabe mencionar, esta muestra fue extraída de la zona 2, detallada en el punto 3.1.2.2. *Metalografía de la culata*.



### 3.1.2. Metalografía

#### 3.1.2.1. Metalografía del monoblock

La microestructura que presenta el componente del monoblock corresponde a un hierro fundido nodular con una matriz totalmente ferrítica, esto lo muestran las figuras 3.1 y 3.2, donde se aprecia una nodularidad del 100% de tipo I y II acorde con lo establecido en la norma ASTM A247 [5]. El conteo estimado de nódulos es de 150 partículas/mm<sup>2</sup> y se encuentran en una matriz ferrítica. Las muestras de metalografía se ejecutaron con base en los lineamientos de las normas ASTM E3, "Preparación de especímenes Metalográficos"[22]; ASTM E7, "Terminología de Metalografía"[23]; y ASTM E340, "Macroataque de Metales y Aleaciones"[38].

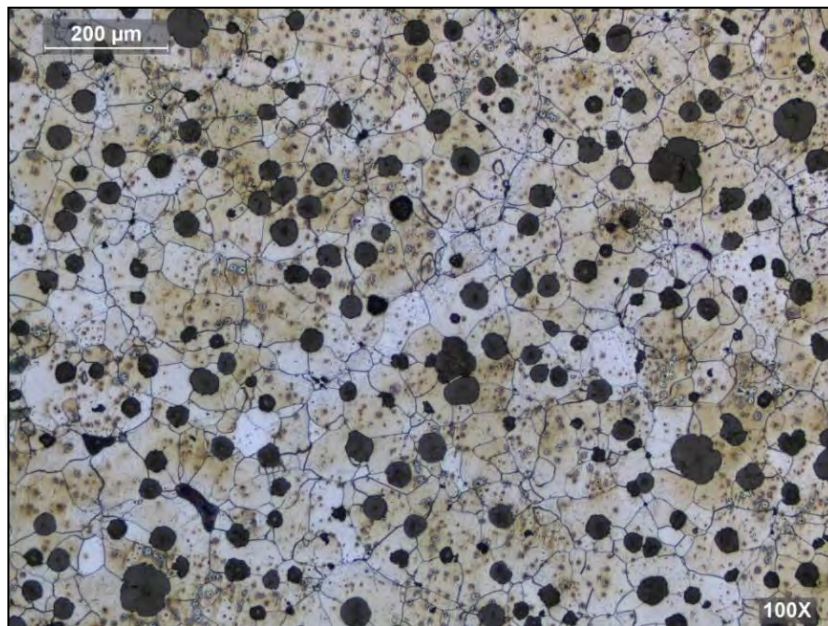


Figura 3.1. Metalografía del monoblock, 100x (Nital 5%).

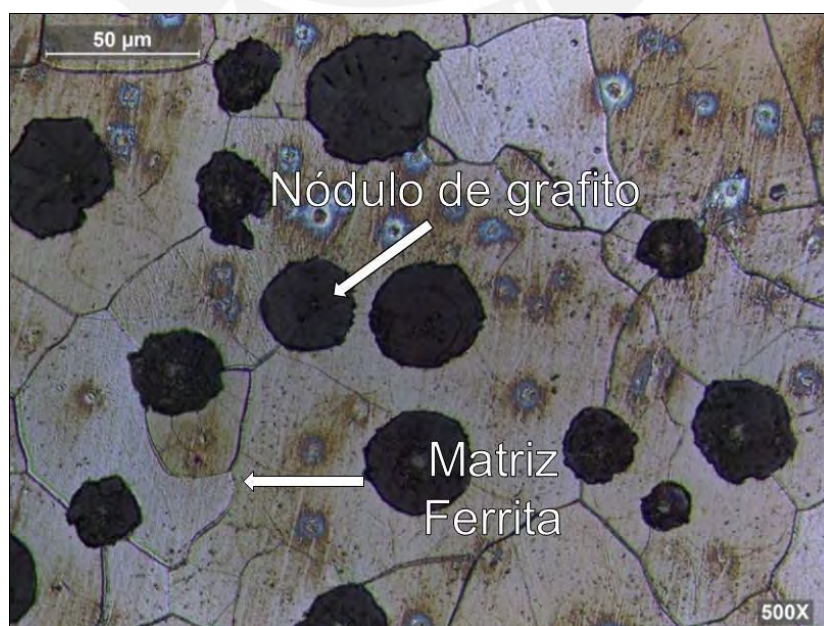


Figura 3.2. Metalografía del monoblock, 500x (Nital 5%).

### 3.1.2.2. Metalografía de la culata

Las microestructuras evaluadas en la culata pertenecen a dos zonas 1 y 2; la primera pertenece a una zona que se encuentra alejada de las zonas que se destinaron para realizar las pruebas de soldadura, esto se muestra en la figura 3.3a señalada con un recuadro en color rojo; y la segunda, a una zona de donde se obtuvieron las muestras a soldar (ver figura 3.5a).

La microestructura que presenta el material de la primera muestra, zona 1, corresponde a un hierro fundido nodular perlítico, como se aprecia en las figuras 3.3b y 3.4, presenta una nodularidad aproximada del 80% del tipo I y tipo II y, a su vez, presenta grafito pseudo laminar tipo IV. El conteo estimado de nódulos es de 150 partículas/mm<sup>2</sup>; además, los nódulos de grafito se encuentran rodeados por ferrita 30%, denominado *ojos de buey (bull's eye)* [3] [5].

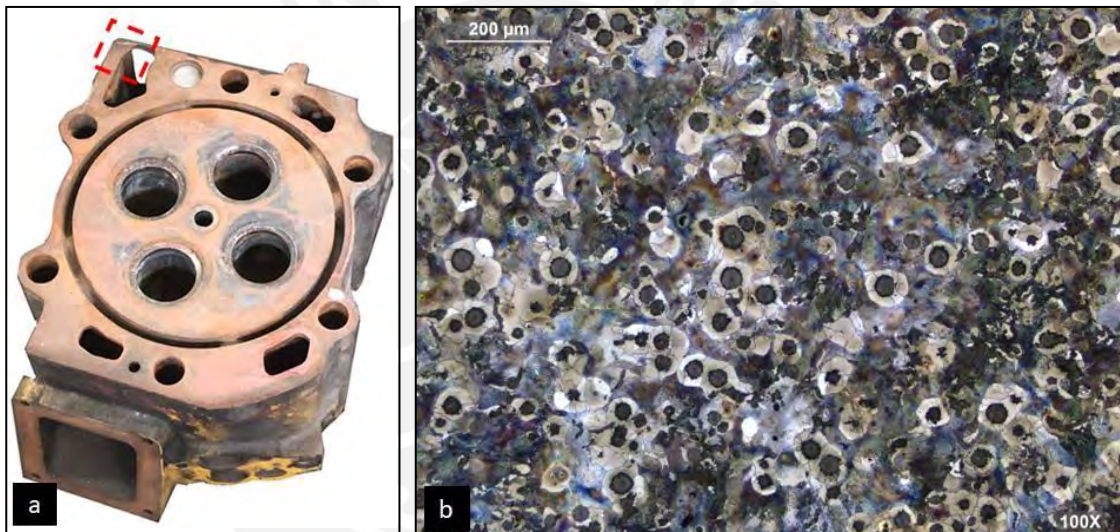


Figura 3.3. (a) Zona de extracción de muestra - zona 1. (b) Metalografía de la culata- zona 1, 100x (Nital 5%).

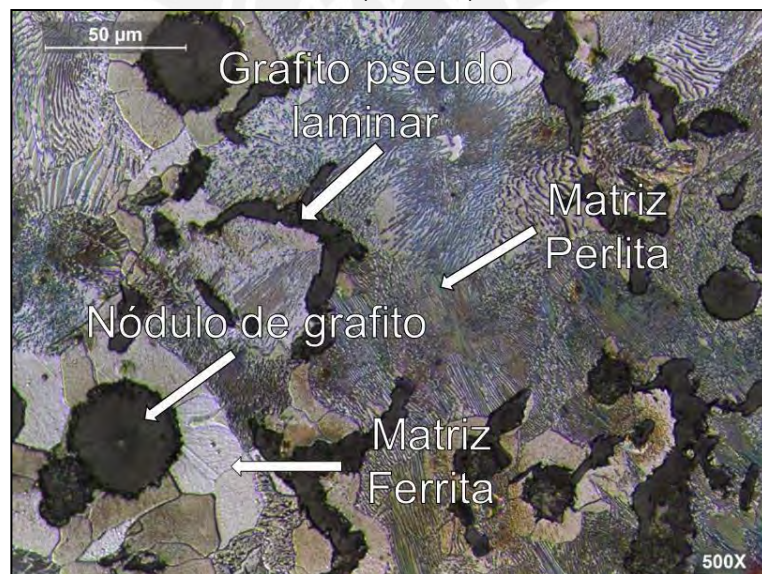


Figura 3.4. Metalografía de la culata - zona 1, 500x (Nital 5%).



La microestructura que muestra el material en la zona 2, donde se extrajeron las muestras para los procesos de soldeo, presenta una diferente microestructura. La metalografía muestra que corresponde a un hierro fundido compacto o vermicular tipo IV con una nodularidad de 8% tipo I y tipo II, en una matriz de 95% perlita y 5% de ferrita (ver figuras 3.5b y 3.6) [5]. Esta diferencia de microestructura se debe a las variaciones de velocidad de enfriamiento en su fabricación debido a la geometría compleja del componente.

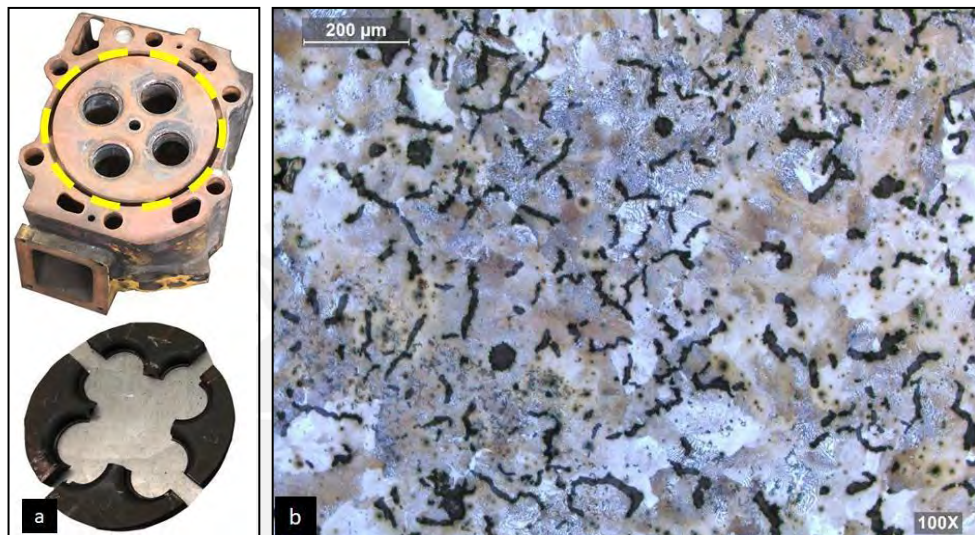


Figura 3.5. (a) Zona de extracción de muestra - zona 2. (b) Metalografía de la culata - zona 2, 100x (Nital 5%).

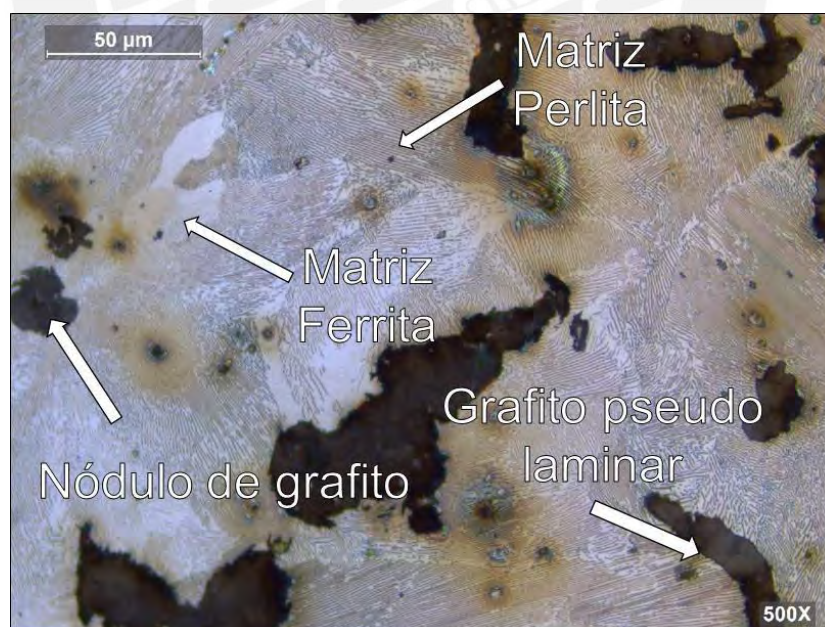


Figura 3.6. Metalografía de la culata - zona 2, 500x (Nital 5%).

### 3.1.3. Ensayos mecánicos

#### 3.1.3.1. Ensayos mecánicos del monoblock

Los valores obtenidos del ensayo de tracción y de dureza, realizado en muestras obtenidas del monoblock, se visualizan en la tabla 3.3; donde por los resultados obtenidos y, según la norma ASTM A536 [6], se puede identificar el material del monoblock como un hierro fundido nodular grado 60-40-18.

Tabla 3.3. Resultados del ensayo de tracción y de dureza del monoblock

Tipo	Esfuerzo fluencia		Esfuerzo máximo		Alargamiento	Dureza
	MPa	ksi	MPa	Ksi		
ASTM A536					%	HB
Muestra	283	41	431	62.6	24	152 <sup>a</sup>
60-40-18	276	40	414	60	18	-

<sup>a</sup>Medido en HRB y transformado a HB.

#### 3.1.3.2. Ensayo de mecánicos de la culata

Los valores obtenidos del ensayo de tracción y de dureza realizados a la culata se muestran en la tabla 3.4, y según la norma ASTM A842 [7], se puede identificar el material de la culata como un hierro fundido compacto Grado 450 (95% perlita y 5% ferrita).

Tabla 3.4. Resultados del ensayo de tracción y de dureza de la culata

Tipo	Esfuerzo fluencia		Esfuerzo Máxima		Alargamiento	Dureza
	MPa	ksi	MPa	ksi		
ASTM A842					%	HB
Muestra	338	49,1	452	65,6	4	200 <sup>a</sup>
Grado 450 (95%P,5%F)	315	45,6	450	65,2	1,0	207-269

<sup>a</sup>Medido en HRB y transformado a HB.

### 3.2. Muestras soldadas

Las muestras soldadas se realizaron utilizando los electrodos y los parámetros de soldeo detallados en las tablas 2.4 y 2.5. En los siguientes puntos, se detallarán los registros obtenidos de los procesos de soldadura para el monoblock y la culata.

#### 3.2.1. Velocidad de enfriamiento

El registro de las temperaturas de los ensayos EA y EB se muestran en la figura 3.7, siendo el grupo EA los ensayos sin precalentamiento y el grupo EB con precalentamiento. Se aprecia que se logra, una mayor temperatura de soldeo y una

menor velocidad de enfriamiento cuando se emplea precalentamiento, lo cual indicaría que con precalentamiento se debería presentar menor cantidad de zonas duras por la formación de martensita, esto se debe comprobar mediante el análisis metalográfico.

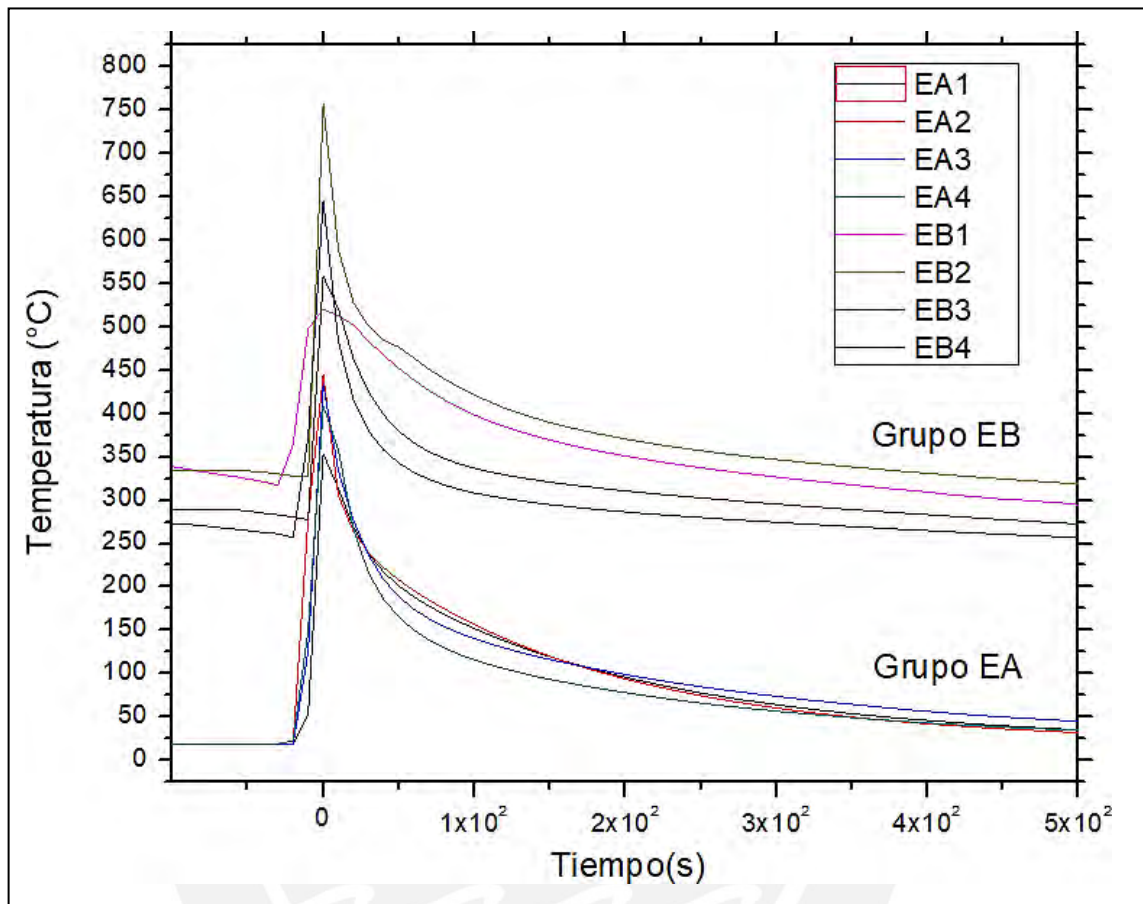


Figura 3.7. Gráfico de Velocidad de enfriamiento de ensayos EA y EB.

### 3.2.2. Muestras soldadas del monoblock

A continuación, se muestran las soldaduras obtenidas con los dos aportes, sin precalentamiento y con precalentamiento, que fueron realizadas a muestras extraídas del monoblock.

Se observan en las muestras soldadas del monoblock (ver figuras 3.8 y 3.9), una mayor dilución y penetración con el electrodo ENi-CI (EA2 y EB2), ya sea para los procesos sin precalentamiento (EA) y para aquellos con precalentamiento (EB). Asimismo, se aprecia que los cordones de soldadura obtenidos con los electrodos ENi-CI mantienen un cordón más uniforme respecto al electrodo ENiFe-CI.



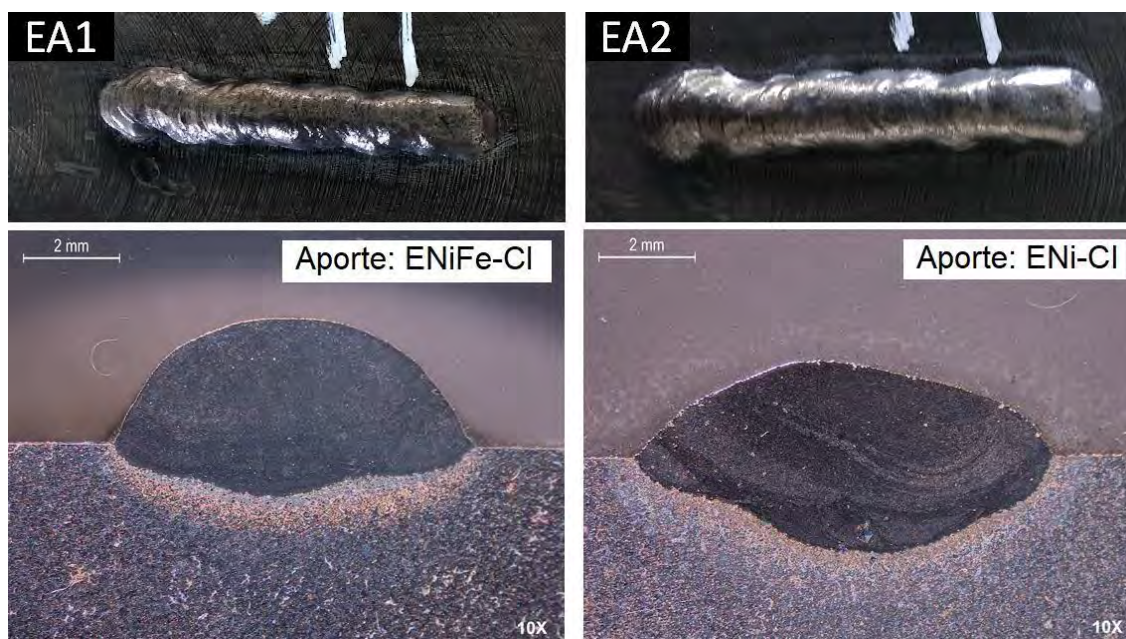


Figura 3.8. Cordones en monoblock de ensayo sin precalentamiento, muestras EA1 y EA2.

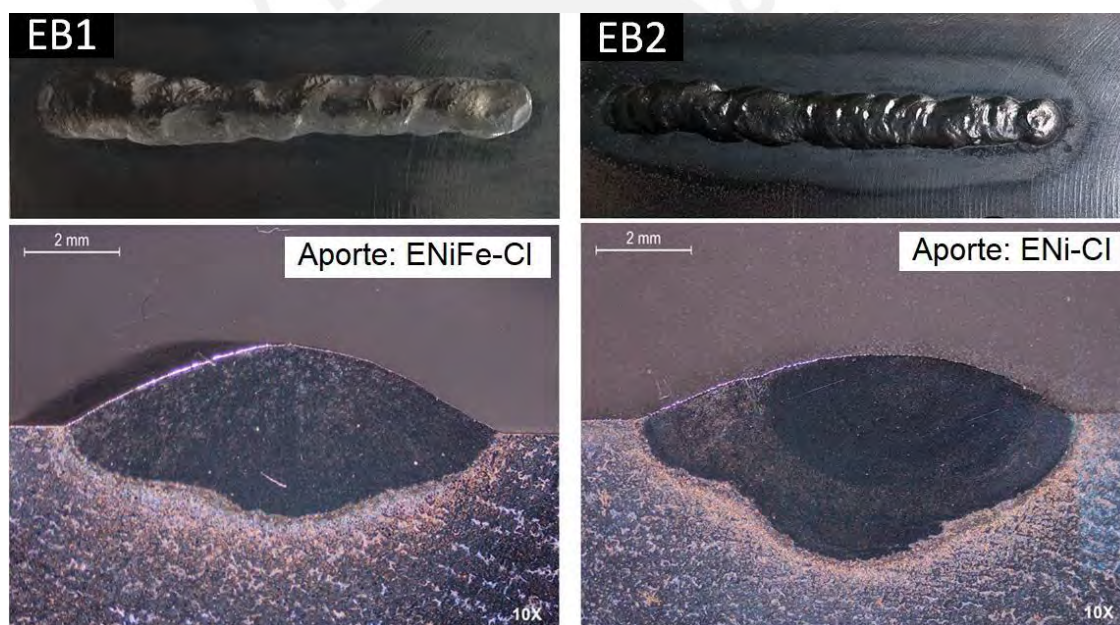


Figura 3.9. Cordones en monoblock con precalentamiento, muestras EB1 y EB2.

En la figura 3.10, se muestra el porcentaje de dilución que se presenta en el monoblock y en la culata, cuando no se emplea precalentamiento (EA) y cuando si se emplea (EB); se aprecia que el hecho de emplear precalentamiento hace que aumente la dilución, tanto en el monoblock (comparar EA1 con EB1 y EA2 con EB2) y en la culata (comparar EA3 con EB3 y EA4 con EB4) para ambos metales de aporte, además que la dilución y la penetración conseguidas con el aporte ENi-Cl es mayor que con el otro aporte.

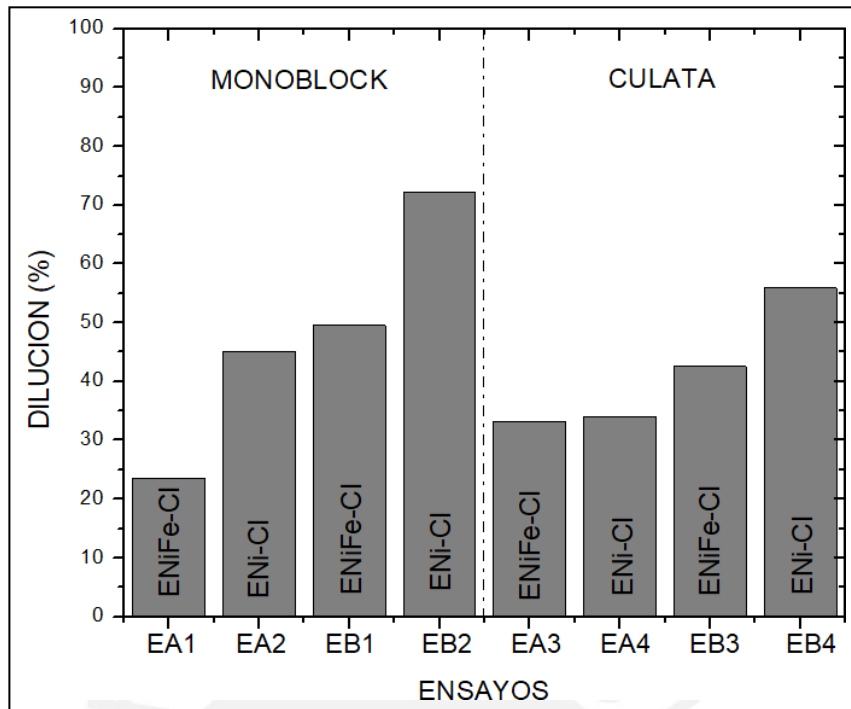


Figura 3.10. Gráfico de porcentaje de dilución de muestras soldadas para el monoblock y culata.

Por otro lado, en la figura 3.11, se muestra un gráfico donde se indica la penetración obtenida con ambos electrodos con el empleo y sin el empleo de precalentamiento, se aprecia que en los procesos con precalentamiento (EB) con ambos electrodos, se exhibió una mayor penetración respecto al proceso sin precalentamiento (EA), y de manera general que con el aporte ENi-CI se consigue mayor penetración.

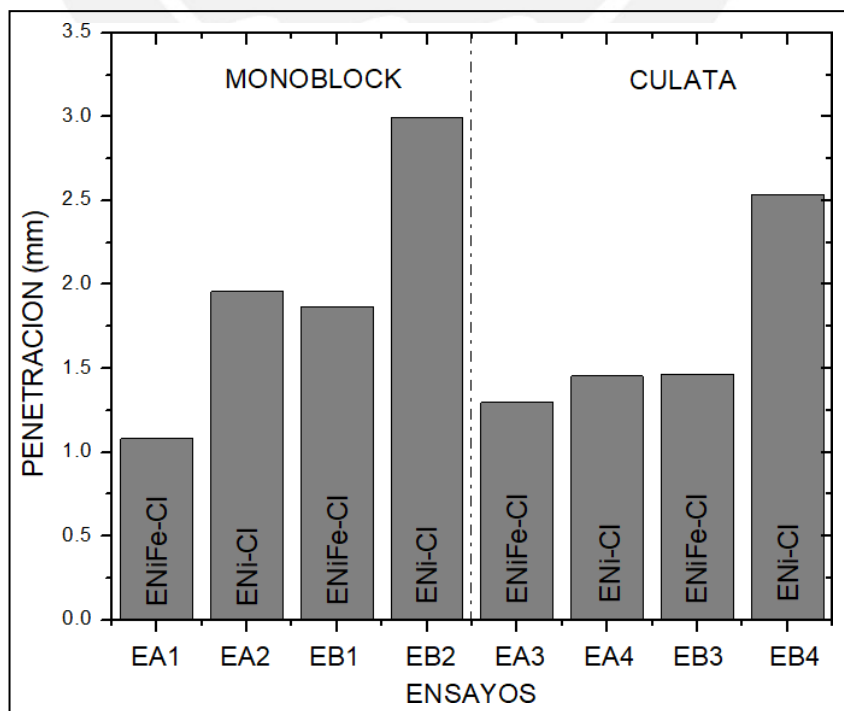


Figura 3.11. Gráfico de penetración de muestras soldadas para el monoblock y culata.

En conclusión, se puede decir que el precalentamiento no solo incrementa la dilución, sino que también incrementa la penetración; por otro lado, con el aporte ENi-CI (EA2 y EB2) la dilución y la penetración aumentan siendo el cordón de soldadura más uniforme respecto al aporte ENiFe-CI (EA1 y EB1).

### **3.2.3. Muestras soldadas de la culata**

De manera similar que, en el caso del monoblock, ahora se muestran las soldaduras realizadas en la culata (ver figura 3.12 y 3.13) soldadas bajo similares condiciones, se puede apreciar que los procesos con precalentamiento (EB) presentan mayor dilución y penetración respecto a los procesos sin precalentamiento (EA), del mismo modo, se consigue mayor penetración con el electrodo ENi-CI. Asimismo, en este caso los cordones de soldadura realizados con el electrodo ENiFe-CI (EA3 y EB3) muestran un cordón más uniforme y de mejor aspecto respecto a los cordones realizados con el electrodo ENi-CI (EA4 y EB4), este último resultado difiere del anterior, obtenido con el monoblock.





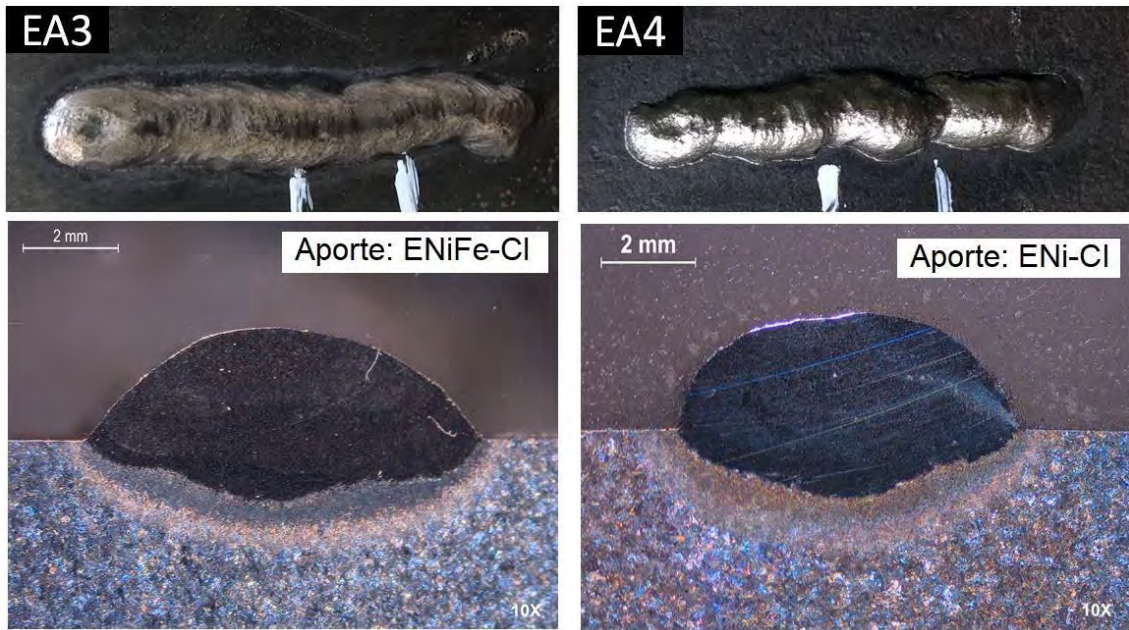


Figura 3.12. Cordones en culata sin precalentamiento, muestras EA3 y EA4

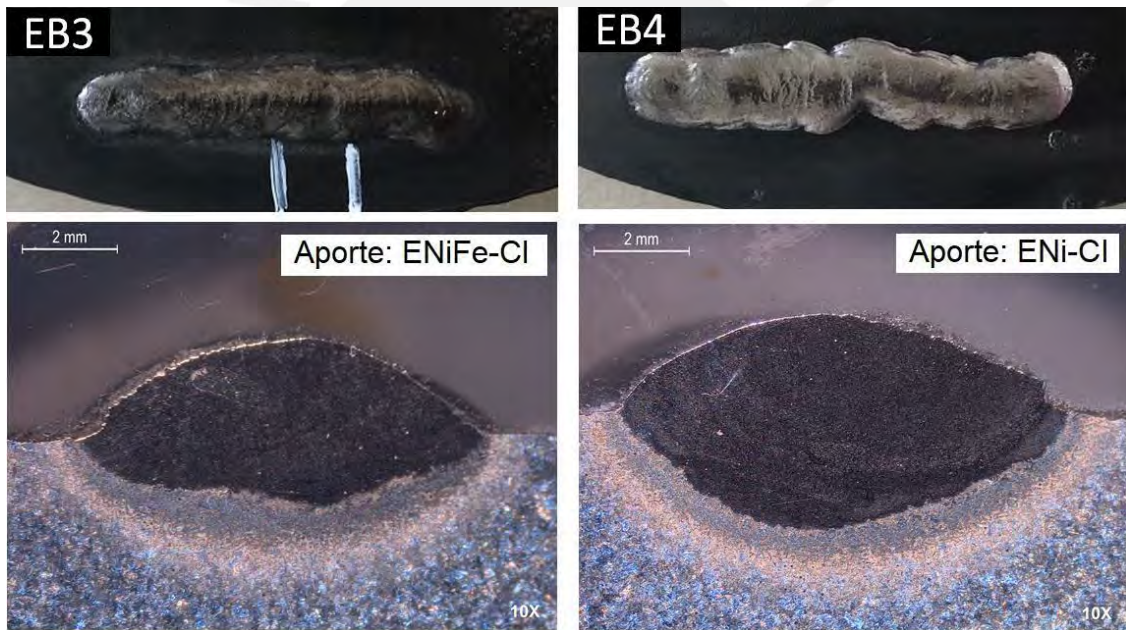


Figura 3.13. Cordones en culata con precalentamiento, muestras EB3 y EA4

### 3.2.4. Inspección por partículas magnéticas

A continuación, se detallará los resultados obtenidos de las inspecciones realizadas por partículas magnéticas fluorescentes a los cupones de soldadura. Los cupones EC y ED parten de los cupones de soldadura previos EB (ver tabla 2.4) y seguido de un tratamiento post soldadura. Por tal motivo, solo se realizó la inspección de partículas magnéticas a los cupones EA, EB y EE.

### 3.2.4.1. Inspección por partículas magnéticas en muestras EA y EB

En las figuras 3.14 se muestran los resultados de la inspección de partículas magnéticas fluorescentes realizados a los cupones de soldadura, obtenidos del monoblock sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA) y, con precalentamiento y con enfriamiento controlado (EB). Las muestras soldadas realizadas sin precalentamiento y con enfriamiento forzado, a pesar de las drásticas condiciones de soldeo a las que fueron sometidas, no mostraron evidencias de fisuras en el ensayo por partículas magnéticas. Al respecto, si bien es cierto que no se presentaron fisuras después del soldeo, éstas se pueden producir si el componente soldado es puesto en servicio, por ello es muy importante la realización de ensayos microestructurales, para determinar si se han producido zonas frágiles que posteriormente, durante la operación, podrían generar fisuras.

Cabe indicar que las tomas fueron realizadas en las muestras ya cortadas, estos cortes fueron para realiza el análisis metalográfico posterior y no están relacionados con alguna fisura.

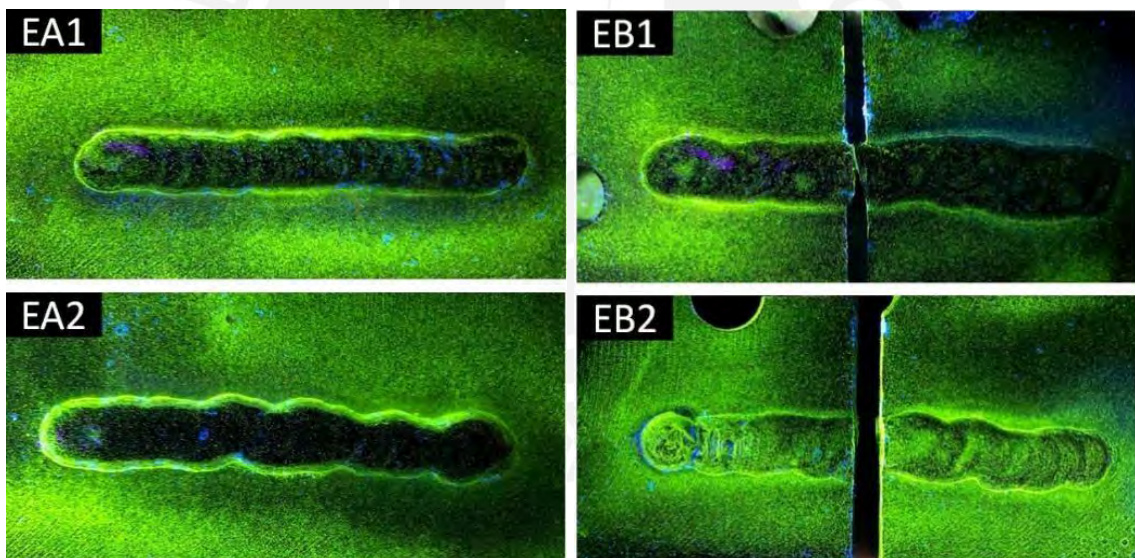


Figura 3.14. Inspección de partículas magnéticas fluorescentes, ensayos EA y EB en el monoblock.

La figura 3.15, de manera similar que la anterior, muestran los resultados de la inspección por partículas magnéticas en muestras obtenidas de la culata. Se aprecia que no se producen fisuras, siendo lo esperado en los ensayos EB, debido a que se empleó condiciones de soldeo menos críticas que los ensayos EA, pues se utilizó precalentamiento y un enfriamiento controlado. Se debe hacer incidencia en que el hecho que no se hayan producido fisuras, no es señal que se tuvo una soldadura exitosa, pues se podrían producir fisuras cuando el componente entre en servicio.



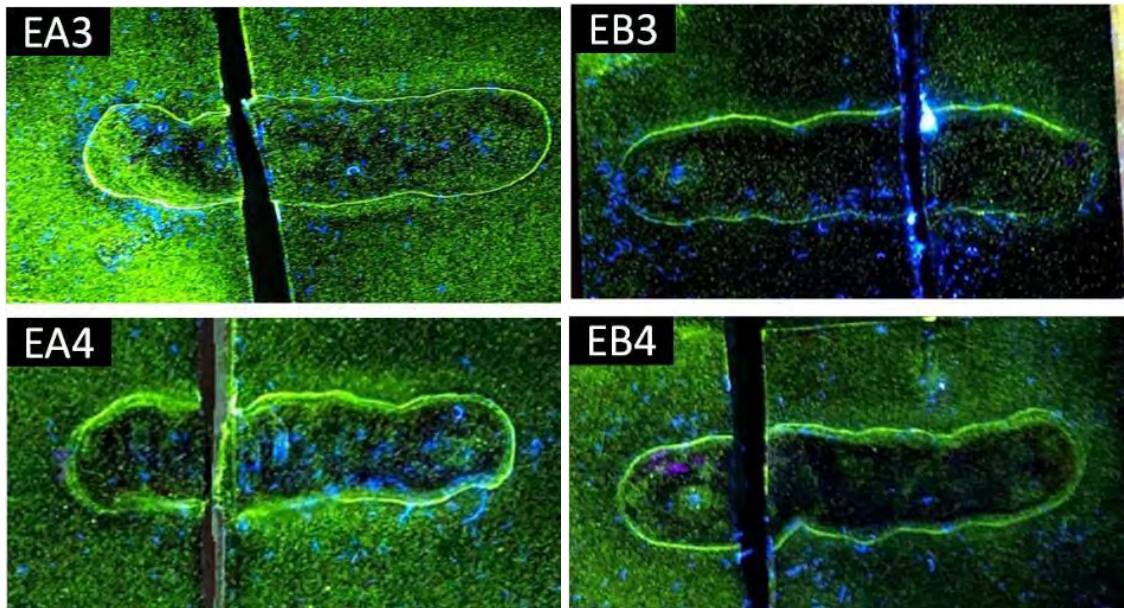


Figura 3.15. Inspección de partículas magnéticas fluorescentes, ensayos EA y EB en la culata.

### 3.2.4.2. Inspección por partículas magnéticas en muestra EE

En la figura 3.16 se aprecia el ensayo por partículas magnéticas realizada en una soldadura de “reparación” en el monoblock, en este caso se trató de simular una reparación real del componente, por ello la soldadura fue sometida a un fuerte embriamiento. La soldadura se realizó con precalentamiento y con un enfriamiento controlado y, como material de aporte se seleccionó el electrodo ENi-CI, debido a que fue con el que se obtuvieron los mejores resultados.

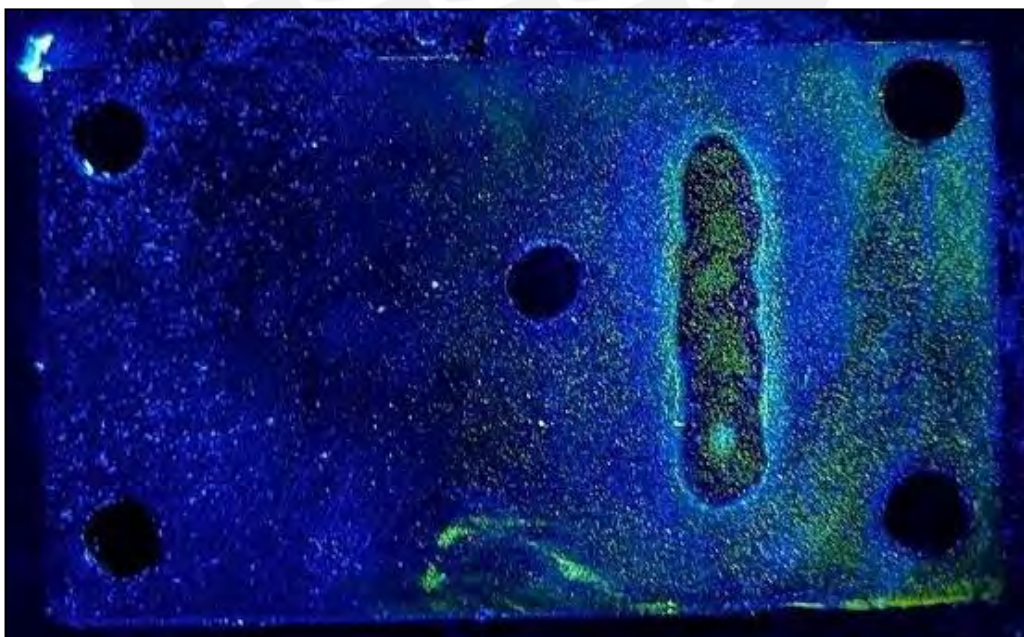


Figura 3.16. Inspección de partículas magnéticas fluorescentes del monoblock, ensayos EE.

A pesar del fuerte embridamiento al que fue sometido la soldadura, no se aprecian rastros o evidencias de fisuras. Cabe mencionar que dichos cupones fueron soldados con el electrodo ENi-CI en condiciones de embridamiento (descritos en el punto 2.7.5. Ensayo con precalentamiento y embridamiento). Asimismo, la inspección fue realizada luego de 24 horas del proceso de soldadura en la zona de interés.

En la figura 3.17 se muestra el ensayo por partículas magnéticas realizada en la soldadura de “reparación” en la culata, donde no se aprecian rastros o evidencias de fisuras.

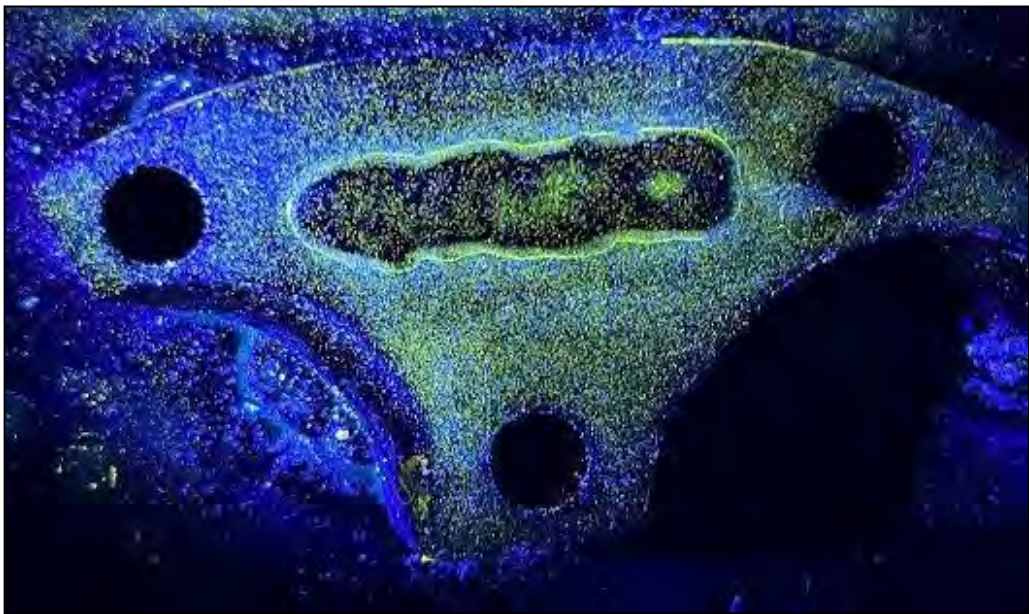


Figura 3.17. Inspección de partículas magnéticas fluorescentes de la culata, ensayos EE.

Cabe mencionar que el ensayo de la culata se emplearon las mismas condiciones del ensayo previo del monoblock, la soldadura fue sometida a un fuerte embridamiento, se emplearon las mismas condiciones del proceso de soldadura y el mismo electrodo. Por último, la inspección fue realizada similar al proceso previo; es decir, luego de 24 horas del proceso de soldadura en la zona de interés.



### 3.2.5. Inspección radiográfica

De acuerdo a los resultados encontrados, solo se realizó la inspección radiográfica en las soldaduras realizadas con fuerte embridamiento, en los que se simuló un proceso de reparación real.

En la figura 3.18, se muestra la placa radiográfica de la soldadura de “reparación” del monoblock, luego del análisis realizado a la placa se observó que no presentaba fisura alguna ni en el metal de soldadura ni en el metal base. Asimismo, cabe indicar que el ensayo de inspección radiográfica se ejecutó luego de 24 horas de realizar el proceso de soldadura de “reparación”.

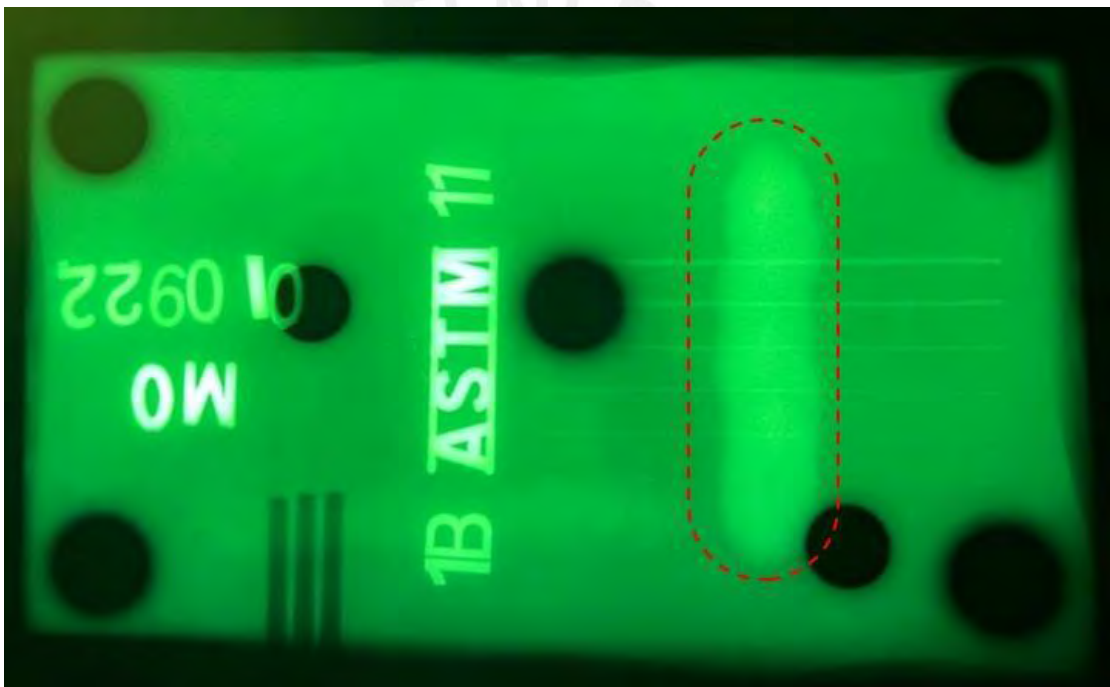


Figura 3.18. Inspección radiográfica industrial del monoblock – ensayo EE.

En la figura 3.19, se muestra el resultado de la placa radiográfica obtenida luego de la inspección radiográfica del componente de la culata. Del mismo modo, esta inspección se realizó luego de 24 horas del ensayo de soldadura de “reparación”. Como el espesor de la muestra de la culata es variable, para el cálculo del tiempo de exposición se tomó un valor medio de la misma, por tal motivo, la placa se muestra menos nítida que la placa del monoblock. No obstante, se logra visualizar la ausencia de fisuras, en el metal de soldadura y en el metal base, que esté relacionada al cordón de soldadura.

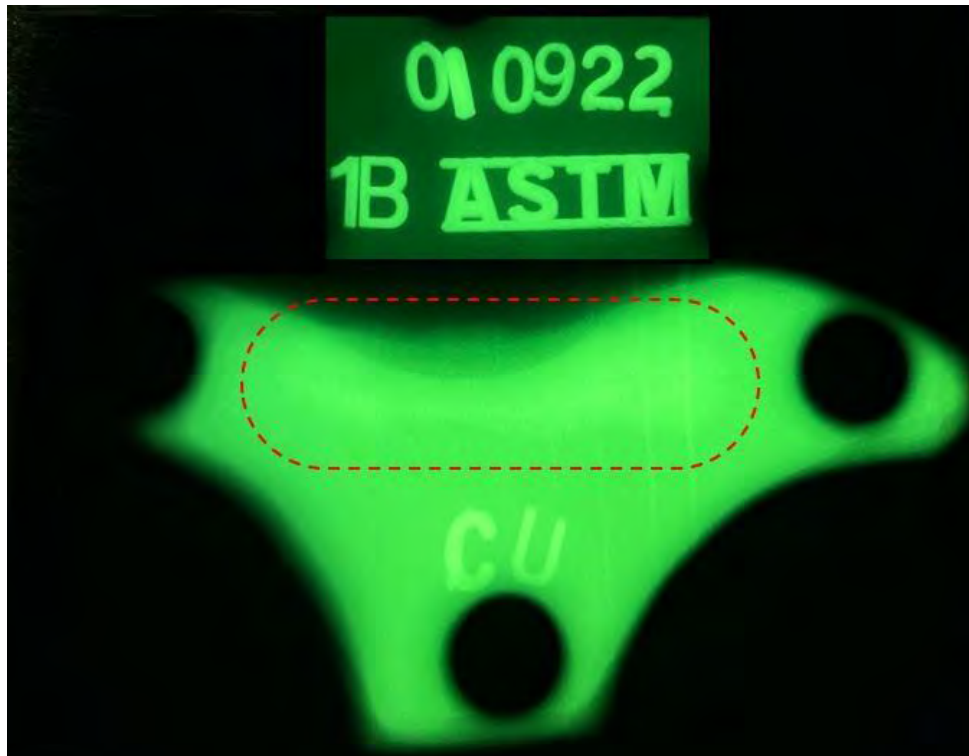


Figura 3.19. Inspección radiográfica industrial de la culata– ensayo EE.

### 3.3. Medición de zona afectada por el calor

La medición de la zona afectada por el calor (ZAC) se realizó a 10X. Los resultados se muestran en el gráfico de la figura 3.20, donde se observa que el material base de la culata obtiene mayor ancho de la ZAC respecto al monoblock. El monoblock presenta una matriz ferrítica y la culata una matriz perlítica. El mayor contenido de carbono de la perlita, o de la fracción perlítica de la matriz, da como resultado una transformación más rápida de esa porción de la matriz en austenita [16]. Por lo tanto, se puede esperar que el bajo contenido de carbono de la ferrita retarde significativamente la formación de austenita para el caso del monoblock. Asimismo, bajo las mismas condiciones de soldadura, la ZAC de la culata recién soldada será más ancha que la de un hierro con matriz ferrítica.

También se debe considerar que el ancho de la ZAC se incrementa en relación al volumen del componente, pues a mayor tamaño, se presentará una mayor velocidad de enfriamiento en la soldadura y ello conllevará a un mayor ancho de la ZAC. No obstante, en las muestras soldadas los volúmenes son similares.

Se aprecia que el ancho de la ZAC casi no está influenciado por el tipo de material de aporte, pues se obtienen anchos similares; lo que, si se aprecia es que el

precalentamiento aumenta el ancho de la ZAC, esto se visualiza cuando se compara, por ejemplo, EA1 con EB1 y EA4 con EB4.

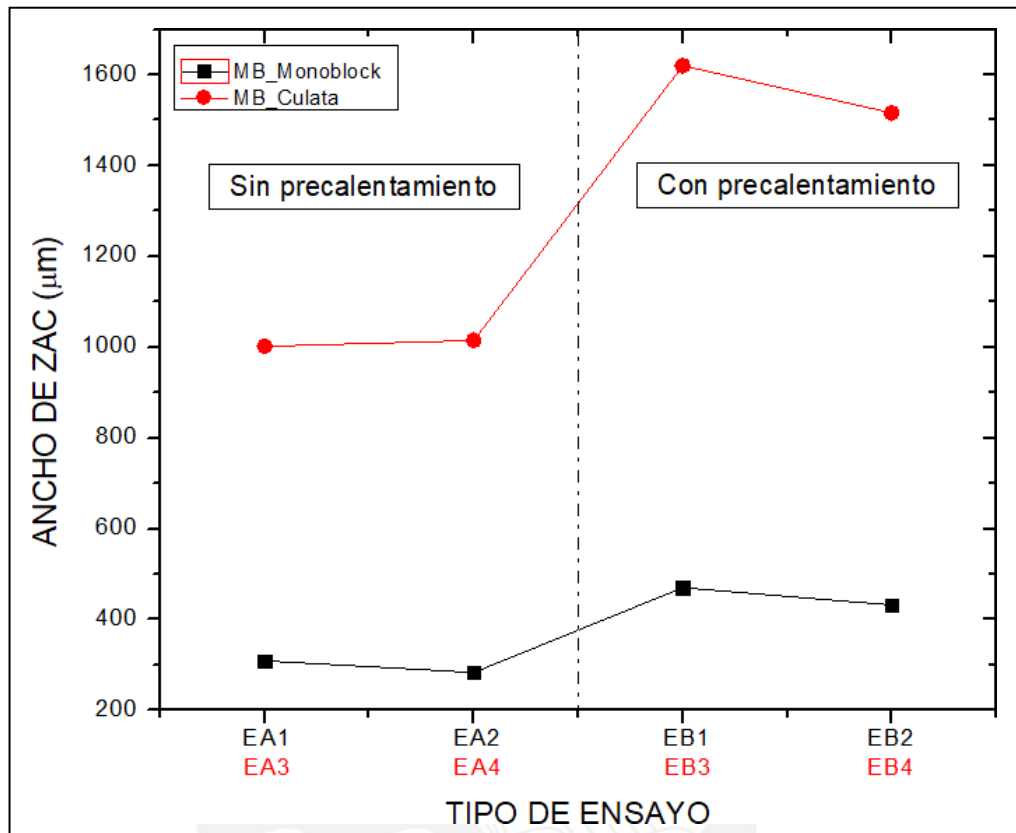


Figura 3.20. Ancho de la zona afectada por el calor del monoblock y la culata.

### 3.4. Microestructura de muestras del monoblock soldado

En los siguientes puntos se analizarán las microestructuras soldadas al monoblock pertenecientes a los ensayos realizados: sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA), con precalentamiento y enfriamiento controlado (EB), con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC), y con precalentamiento y tratamiento de recocido (ED). Para el análisis se agruparán los resultados de los electrodos, pues con ambos electrodos se obtienen estructuras similares pertenecientes a un mismo grupo de ensayo realizado. No obstante, la presentación de las microestructuras a detalle se exhibe en el Anexo A.

#### 3.4.1. Microestructura EA - Monoblock

La microestructura de las áreas características de la unión soldada, producida por la técnica SMAW en los ensayos EA del monoblock (sin precalentamiento y enfriamiento forzado), se muestra en la figura 3.21, donde se indican las zonas del metal soldado

(MS), zona parcialmente fundida (PF), zona afectada por el calor (ZAC) y el material base (MB).

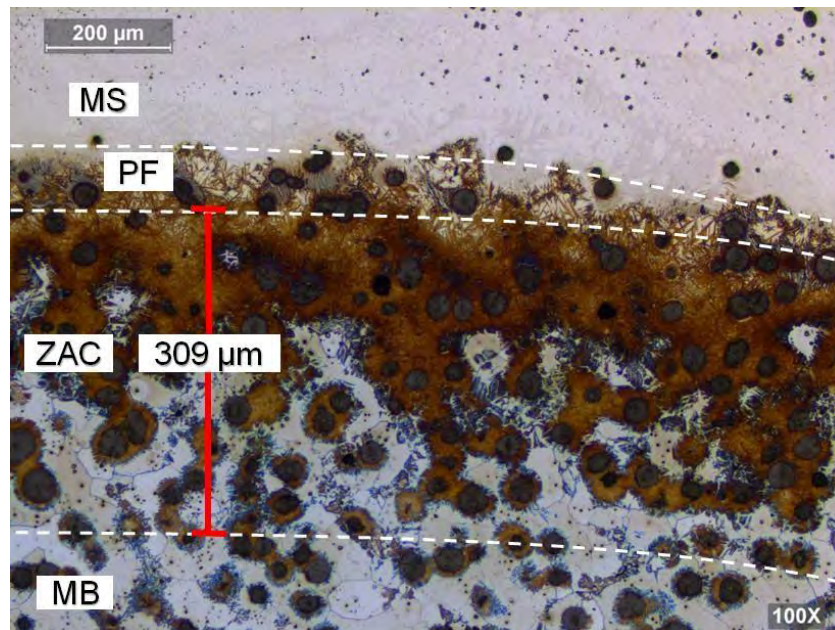


Figura 3.21. Microestructura EA1, 100X (Nital 5%).

Asimismo, en las figuras 3.22 y 3.23, se muestra la microestructura con presencia de ledeburita, martensita, austenita retenida y nódulos de grafito en la zona PF y en la ZAC[39][40].

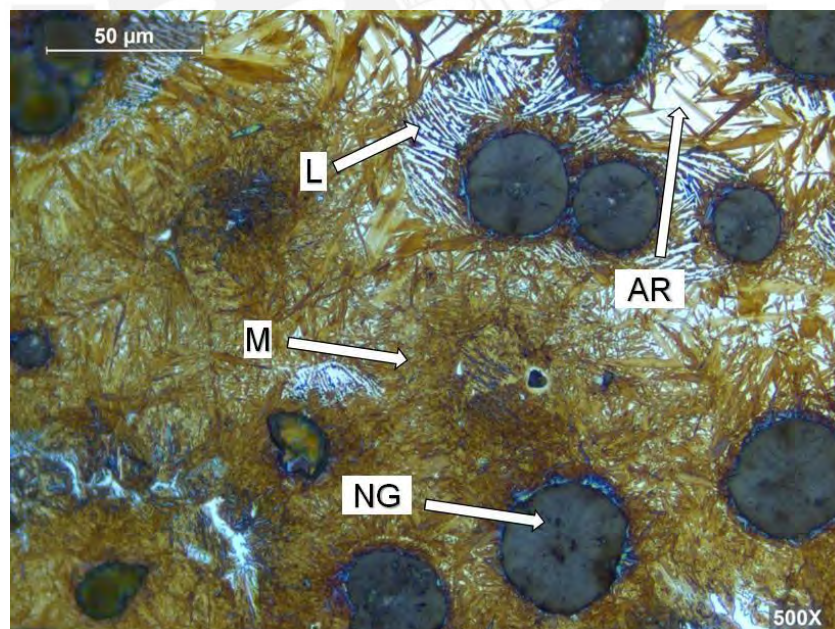


Figura 3.22. Microestructura EA1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; M, martensita; AR, austenita retenida; y NG, nódulo de grafito.



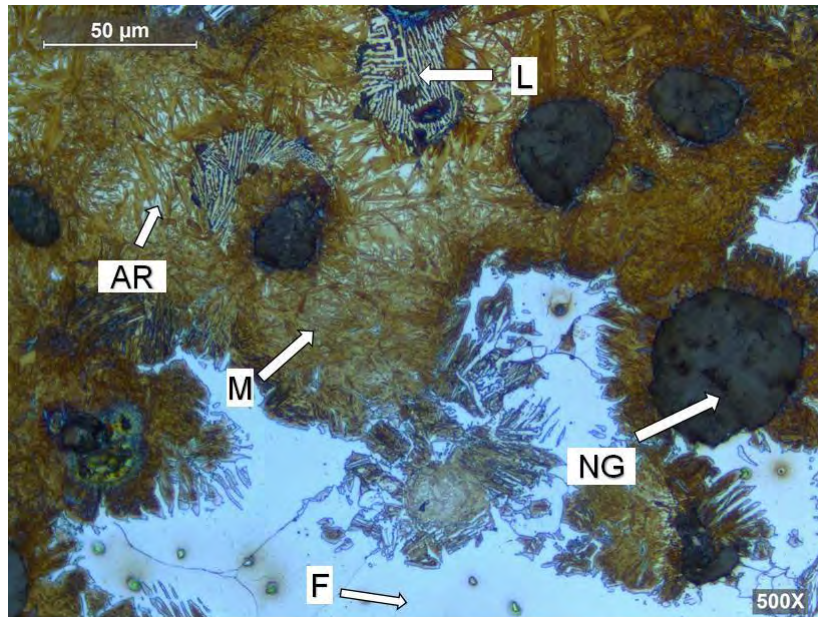


Figura 3.23. Microestructura EA1, zona ZAC y MB, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; M, martensita; AR, austenita retenida; F, ferrita; y NG, nódulo de grafito.

De las microestructuras mostradas en el ensayo EA, se muestra una gran cantidad de martensita en la zona parcialmente fundida y la zona afectada por el calor, así como presencia de ledeburita. Ambos microconstituyentes son muy duros y es evidente la aparición de dichas microestructuras debido a la falta de precalentamiento y por la velocidad de enfriamiento.

### 3.4.2. Microestructura EB - Monoblock

En la figura 3.24, se muestra la microestructura del ensayo EB en el monoblock (ensayo con precalentamiento y enfriamiento controlado), donde se identifican las zonas MS, PF, ZAC y MB.

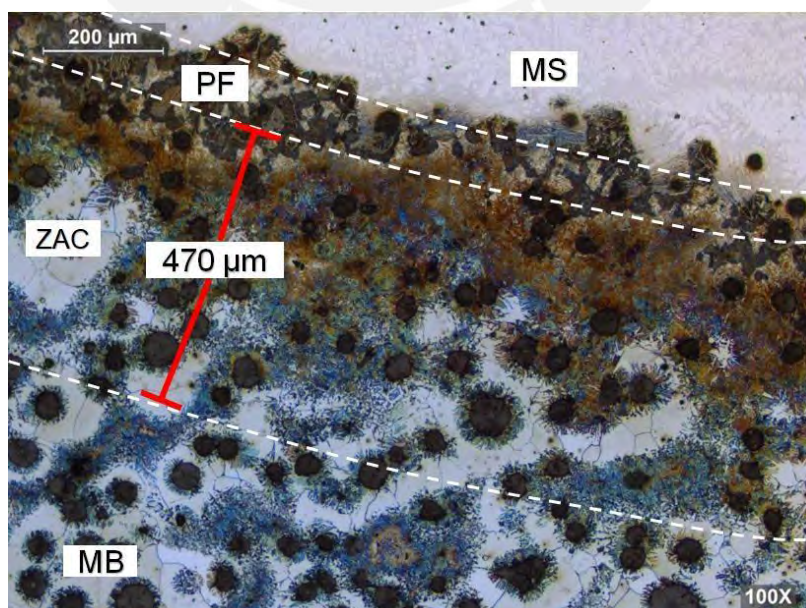


Figura 3.24. Microestructura EB1, 100X (Nital 5%).

En las figuras 3.25 y 3.26, se muestra la microestructura con presencia de ledeburita, martensita, austenita retenida, nódulos de grafito y perlita fina en una red de cementita en la zona PF [39][40].

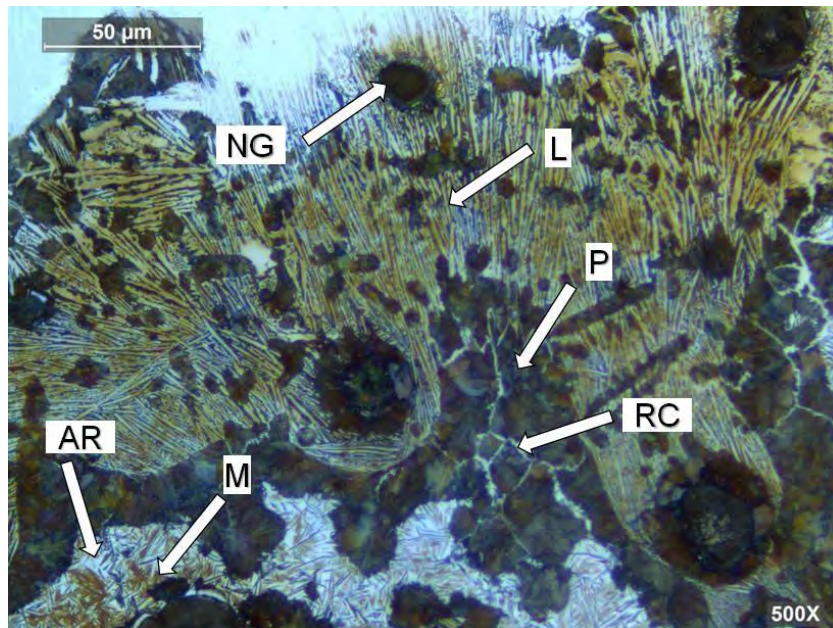


Figura 3.25. Microestructura EB1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). AR, austenita retenida; L, ledeburita; M, martensita; P, perlita; RC, red de cementita; y NG, nódulo de grafito.

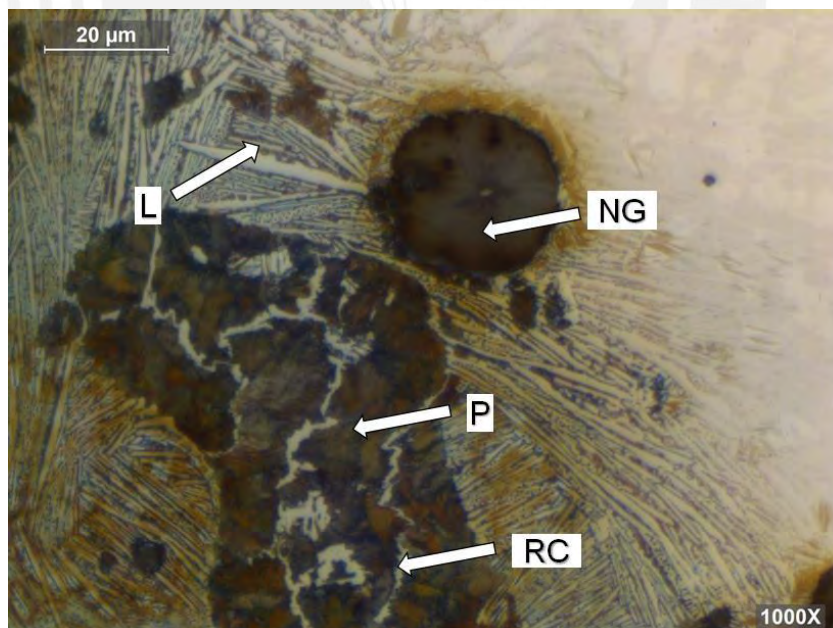


Figura 3.26. Microestructura EB1, zona PF, 1000X (Nital 5%). L, ledeburita; P, perlita; RC, red de cementita; y NG, nódulo de grafito.

La figura 3.27 exhibe una microestructura con presencia de martensita, ferrita Widmanstätten, austenita retenida, perlita y nódulos de grafito en la zona ZAC.



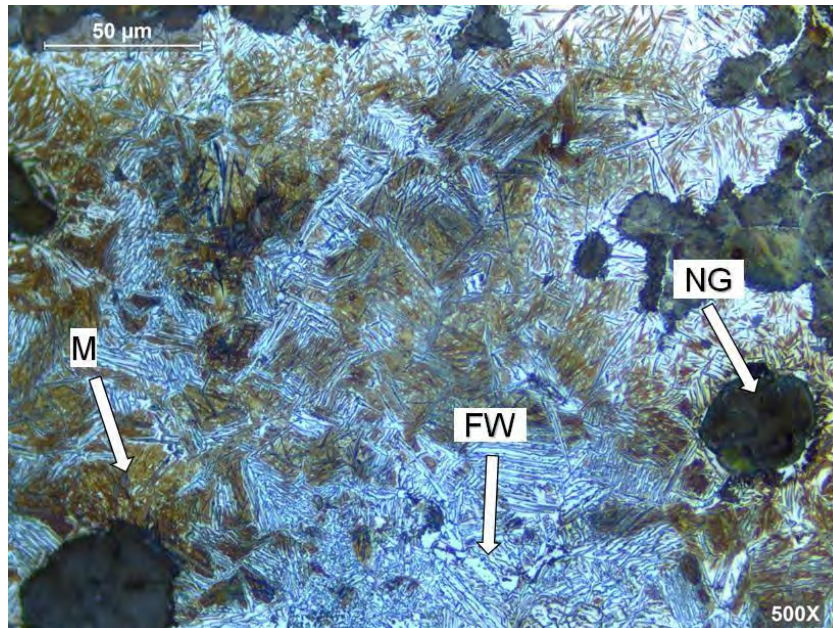


Figura 3.27. Microestructura EB1, zona ZAC, 500X (Nital 5%). M, martensita; FW, ferrita Widmanstätten; y NG, nódulo de grafito.

Se aprecia que, a pesar del precalentamiento empleado, se formó martensita. Esta se encuentra en menor cantidad que cuando la soldadura se realizó sin precalentamiento y con enfriamiento forzado, como muestran las figuras 3.25 y 3.26.

### 3.4.3. Microestructura EC – Monoblock

La microestructura del ensayo EC se inició a partir de la muestra del ensayo EB y se aplicó un tratamiento de alivio de tensiones. En la figura 3.28, se observan las zonas MS, PF, ZAC y MB.

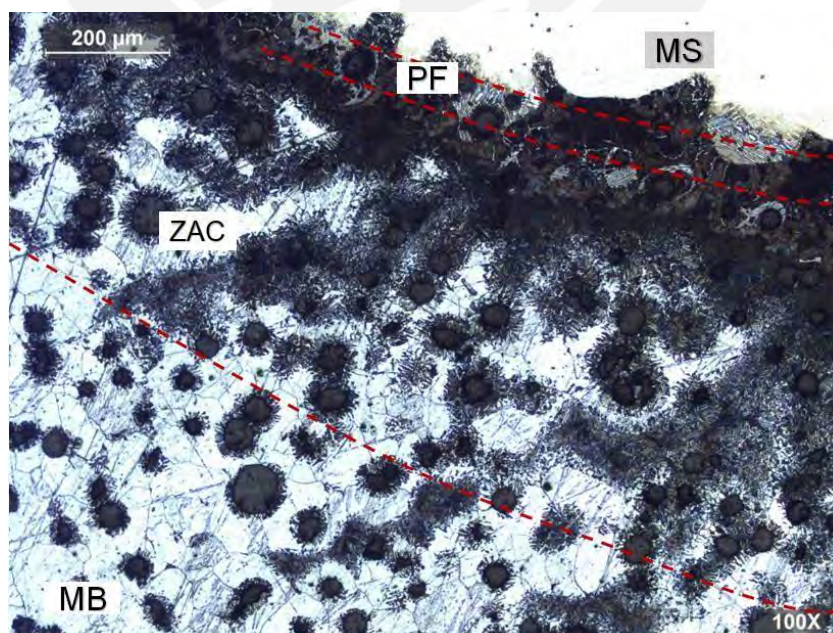


Figura 3.28. Microestructura EC1, 100X (Nital 2%).



Además, en la figura 3.29, se muestra la microestructura con presencia de ledeburita, martensita, nódulos de grafito y perlita fina en una red de cementita en la zona PF [39][40].

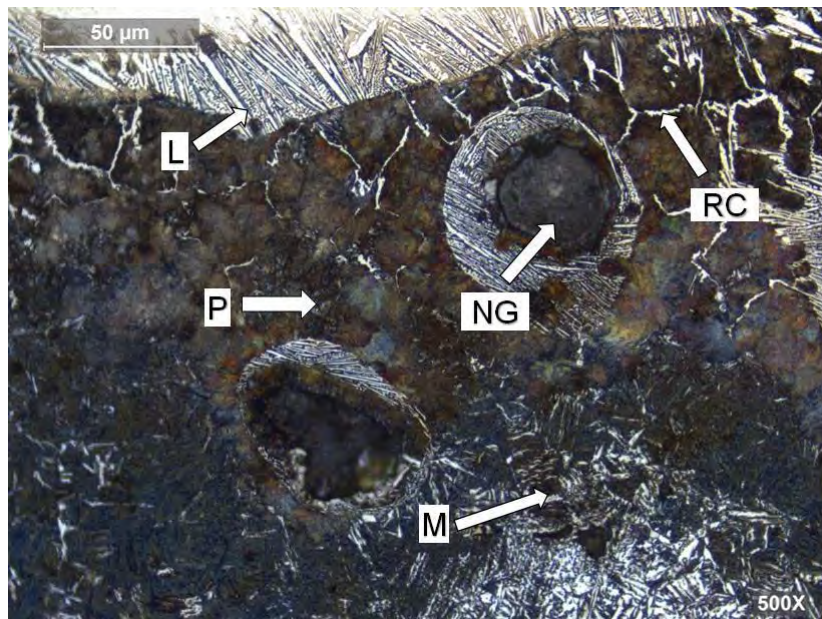


Figura 3.29. Microestructura EC1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). M, martensita; L, ledeburita; RC, red de cementita; P, perlita; y NG, nódulo de grafito.

Por tal motivo, es concluyente que la microestructura obtenida por el alivio de tensiones no modifica la microestructura inicial (EB), debido a que no se superó los 482°C (900°F).

#### 3.4.4. Microestructura ED - Monoblock

La microestructura del ensayo ED se ejecutó a partir de la muestra del ensayo EB y se realizó un tratamiento de recocido. En la figura 3.30, se muestran las zonas MS, PF y ZAC.

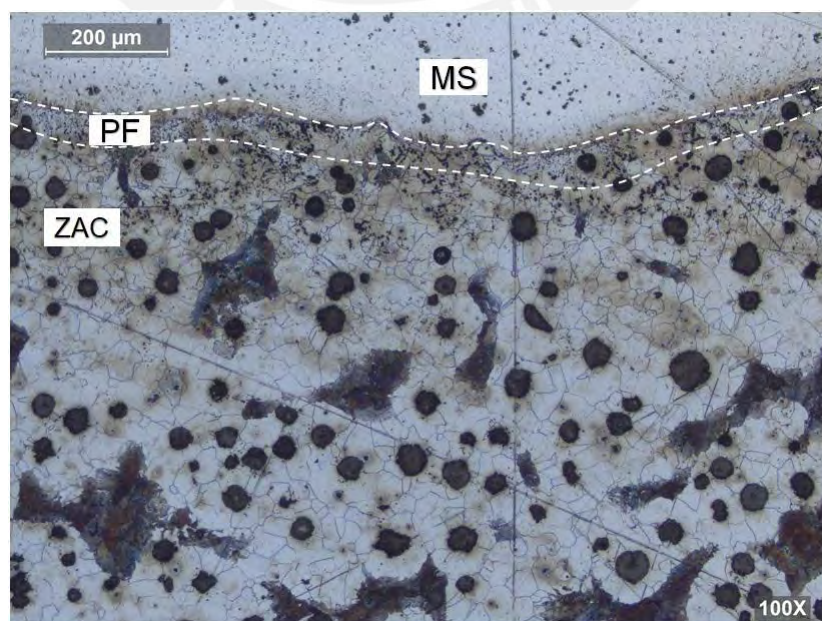


Figura 3.30. Microestructura ED1, 100X (Nital 2%).

En la figura 3.31, se muestra la microestructura con presencia de ferrita, perlita, nódulos de grafito y grafito secundario en la zona PF. En la ZAC, presenta ferrita, perlita y nódulos de grafito [39][40].

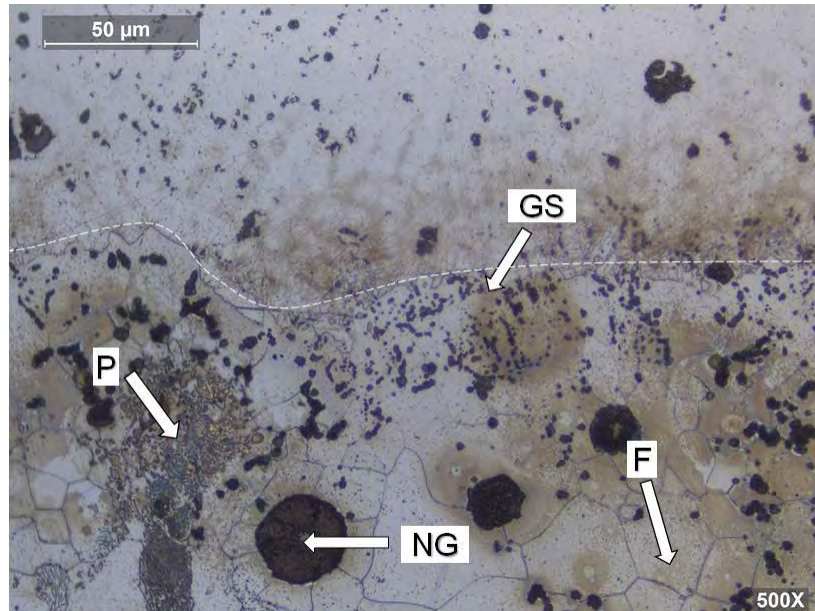


Figura 3.31. Microestructura ED1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). P, perlita; GS, grafito secundario; F, ferrita; y NG, nódulo de grafito.

La microestructura del material inicial (EB) se ha modificado, disolviendo los carburos de hierro y la martensita presentes. El enfriamiento lento promovió la formación de ferrita, perlita y la precipitación del carbono como grafito nodular y grafito secundario.

### 3.5. Microestructura de muestras de la culata soldada

En los siguientes puntos, se analizarán las microestructuras de las muestras soldadas a la culata pertenecientes a los ensayos realizados: sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA), con precalentamiento y enfriamiento controlado (EB), con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC), y con precalentamiento y tratamiento de recocido (ED). Además, de manera similar a las microestructuras del monoblock, para el análisis se agruparán los resultados de los electrodos por grupo de ensayo. Asimismo, se mostrará el detalle de las microestructuras en el Anexo B.



### 3.5.1. Microestructura EA – Culata

La microestructura del ensayo EA es un ensayo sin precalentamiento y enfriamiento forzado. En la figura 3.32, se indican las zonas del metal soldado (MS), zona parcialmente fundida (PF), zona afectada por el calor (ZAC) y el material base (MB).

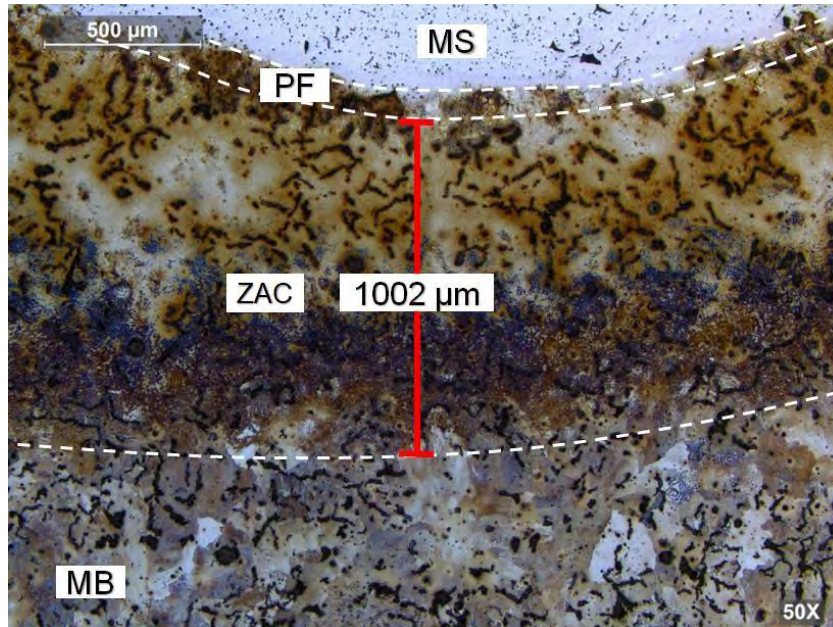


Figura 3.32. Microestructura EA3, 50X (Nital 5%).

En las figuras 3.33 y 3.34, se muestra la microestructura con presencia de ledeburita, martensita, austenita retenida, nódulos de grafito y grafito pseudo laminar en la zona PF y, en la zona ZAC, se observa la microestructura con presencia de martensita, perlita y grafito pseudo laminar [39][40].

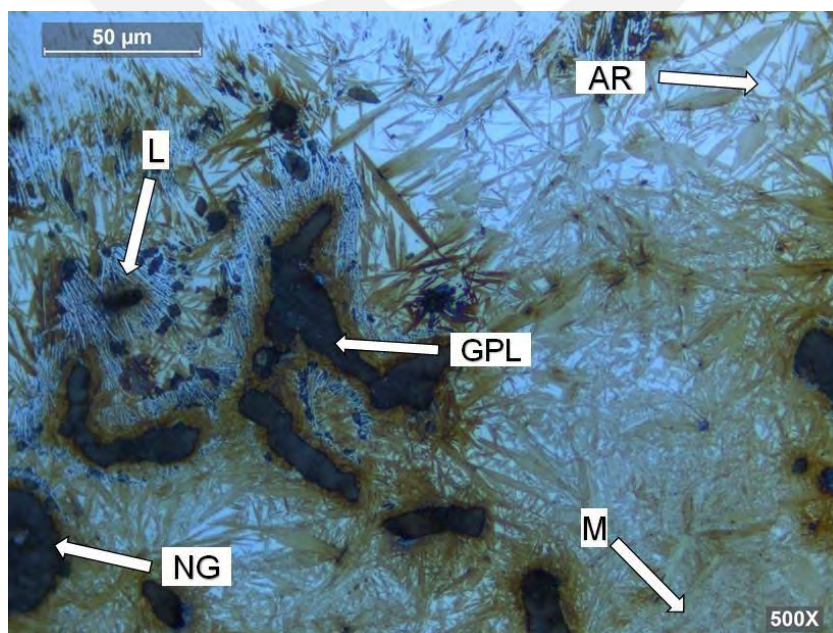


Figura 3.33. Microestructura EA3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; GPL, grafito pseudolaminar; AR, austenita retenida; M, martensita; y NG, nódulo de grafito.



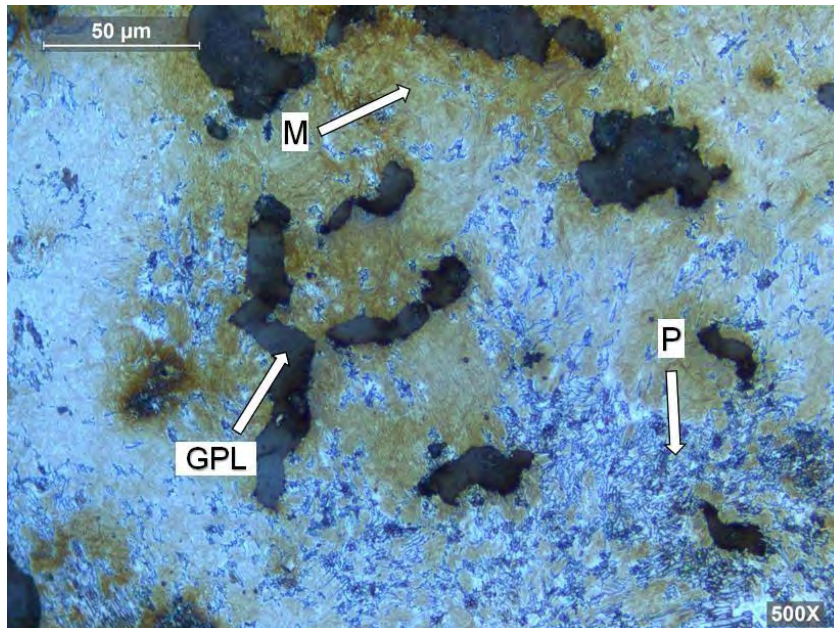


Figura 3.34. Microestructura EA3, zona ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; P, perlita; y M, martensita.

De las microestructuras mostradas en el ensayo EA, de forma similar a lo ocurrido en el caso del monoblock, se muestra una gran cantidad de martensita en la zona parcialmente fundida y la zona afectada por el calor, así como presencia de ledeburita. Ambos microconstituyentes son muy duros y es evidente la aparición de dichas microestructuras por la falta de precalentamiento y por la velocidad de enfriamiento.

### 3.5.2. Microestructura EB - Culata

La microestructura del ensayo EB parte de un ensayo con precalentamiento y enfriamiento controlado. En la figura 3.35, se identifican las zonas MS, PF, ZAC y MB.

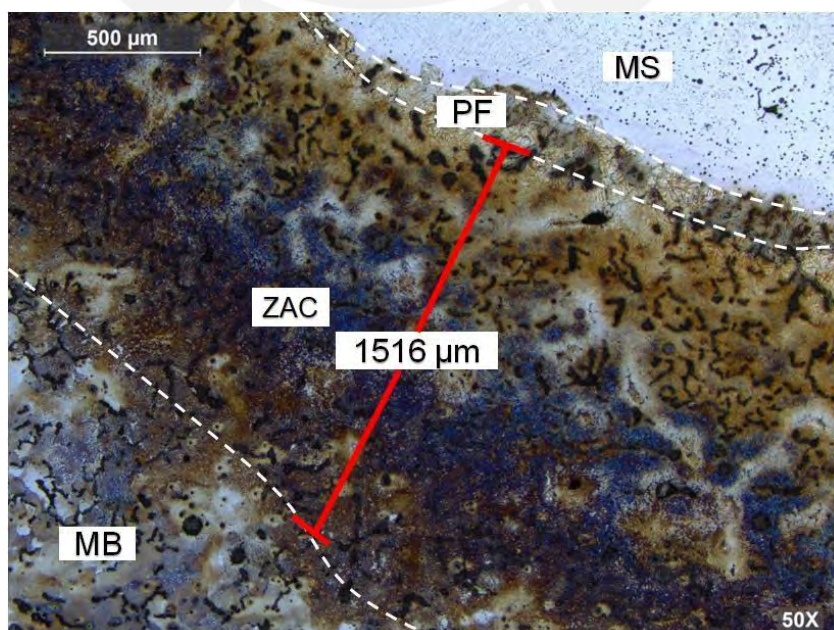


Figura 3.35. Microestructura EB4, 50X (Nital 5%).



En las figuras 3.35 y 3.36, se muestra la microestructura con presencia de ledeburita, martensita, austenita retenida y grafito pseudo laminar en la zona PF y, en la zona ZAC, muestra microestructura con presencia de martensita, perlita y grafito pseudo laminar [39][40].

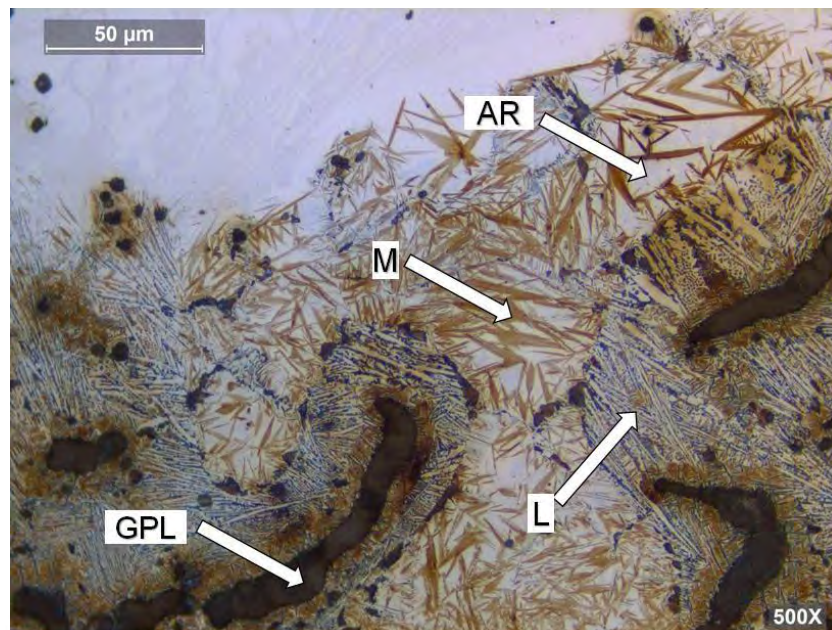


Figura 3.35. Microestructura EB4, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; AR, austenita retenida; y M, martensita.

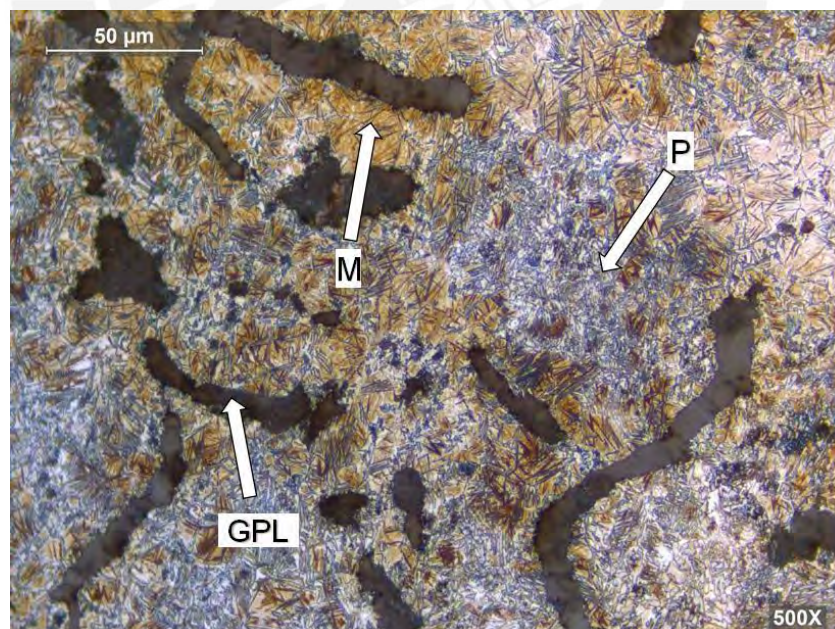


Figura 3.36. Microestructura EB4, zona ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; P, perlita; y M, martensita.

A pesar del precalentamiento empleado, se puede observar la formación de martensita, aunque en menor medida que en la soldadura realizada sin precalentamiento y con enfriamiento forzado.



### 3.5.3. Microestructura EC - Culata

La microestructura del ensayo EC se generó a partir de la muestra del ensayo EB y se aplicó un tratamiento de alivio de tensiones. En la figura 3.37, se muestran las zonas MS, PF, ZAC y MB.

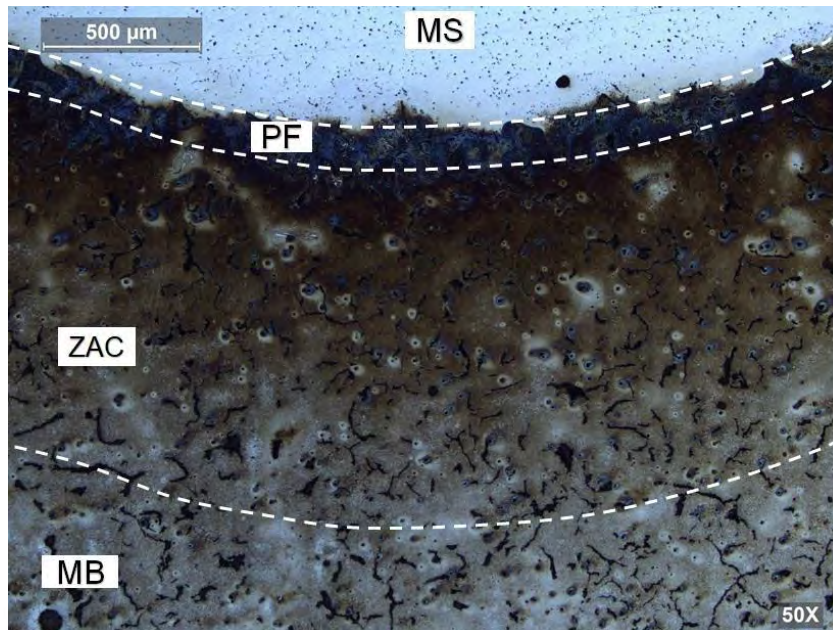


Figura 3.37. Microestructura EC3, 50X (Nital 2%).

En la figura 3.38, se muestra la microestructura con presencia de ledeburita, martensita, austenita retenida y grafito pseudo laminar en la zona PF. La microestructura del presente ensayo mantiene la misma microestructura que la muestra inicial [39][40].

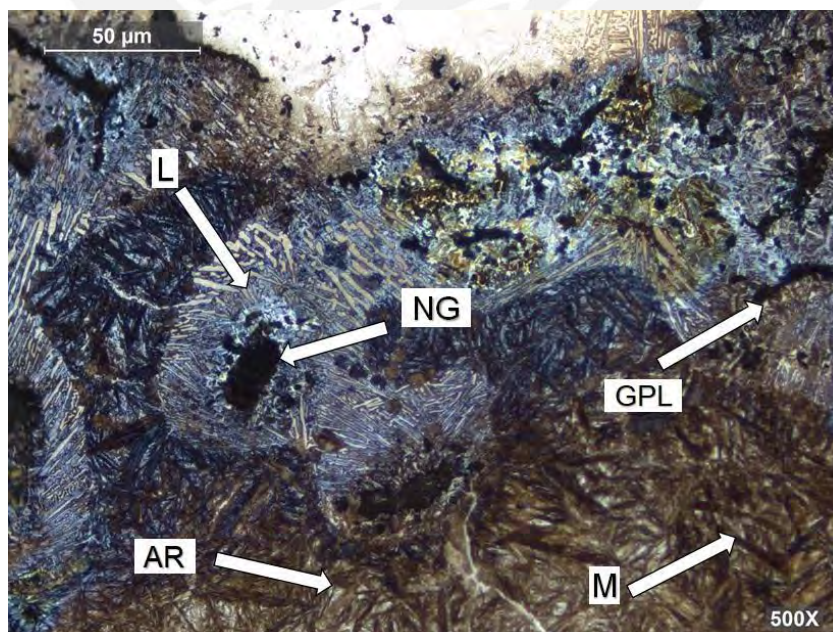


Figura 3.38. Microestructura EC3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; NG, nódulo de grafito; AR, austenita retenida; y M, martensita.

Por lo tanto, es incuestionable que la microestructura obtenida por el alivio de tensiones no modifica la microestructura inicial, debido a que no se superó los 482°C (900°F).

### 3.5.4. Microestructura ED – Culata

La microestructura del ensayo ED partió del ensayo EB con un tratamiento de recocido. En la figura 3.39, se muestran las zonas MS, PF y ZAC.

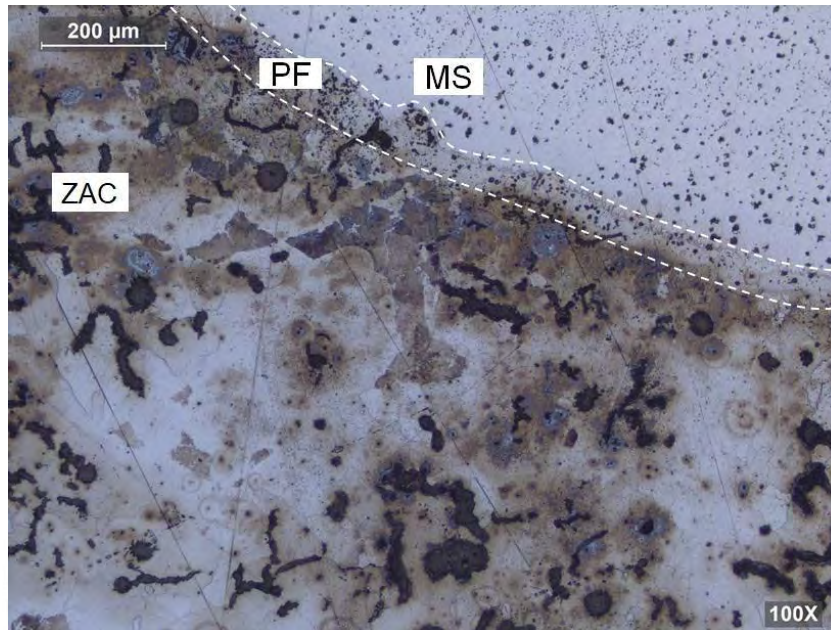


Figura 3.39. Microestructura ED3, 100X (Nital 2%).

En la figura 3.40, se muestra la microestructura con presencia de ferrita, perlita, nódulos de grafito, grafito pseudo laminar y grafito secundario en la zona PF. En la ZAC, se observa ferrita, perlita, nódulos de grafito y grafito pseudo laminar [39][40].

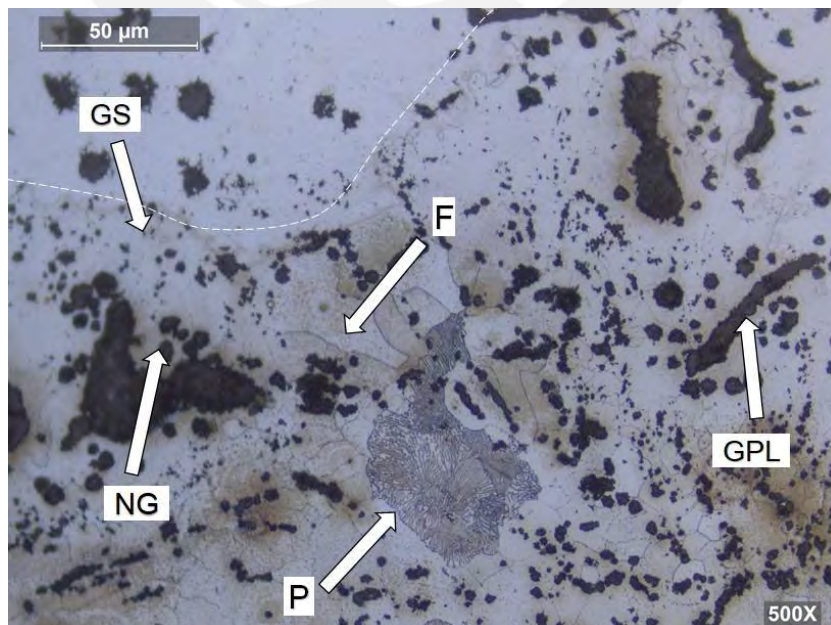


Figura 3.40. Microestructura ED3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). GS, grafito secundario; NG, nódulo de grafito; GPL, grafito pseudolaminar; F, ferrita; y P, perlita.



La microestructura del material inicial (EB) ha sido transformada, disolviendo los carburos de hierro y la martensita presente. El enfriamiento lento promovió la formación de ferrita, perlita y la precipitación del carbono como grafito secundario.

Un aspecto prioritario a tener en cuenta es que, en todas las microestructuras mostradas de las diferentes soldaduras realizadas, ninguna exhibió la presencia de fisuras, lo cual, como se indicó anteriormente, es importante; sin embargo, se debe tomar en consideración que, cuando por el proceso de soldeo se forme martensita, que es un constituyente duro y frágil, y cuando el componente entre en servicio es muy probable que fisure.

### 3.6. Barrido de dureza

#### 3.6.1. Barrido de dureza del monoblock

En la figura 3.63, se muestran los gráficos del barrido de durezas en las muestras soldadas del monoblock con el aporte ENiFe-CI. Las curvas pertenecen a los ensayos realizados: sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA), con precalentamiento y enfriamiento controlado (EB), con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC) y, con precalentamiento y tratamiento de recocido (ED).

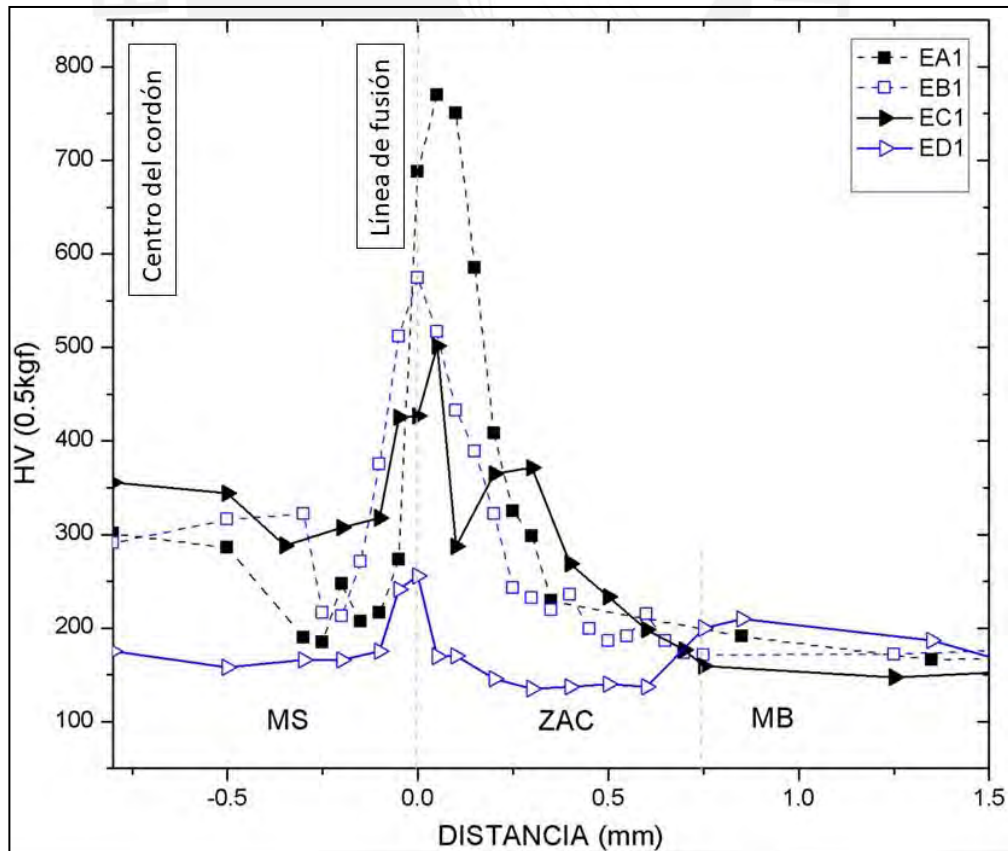


Figura 3.63. Gráfico de barrido de durezas de ensayos en el monoblock con electrodo ENiFe-CI.

Se aprecia que los mayores valores de dureza, de (780 HV), se encuentran en la ZAC cercana a la línea de fusión, que son las zonas del metal no fundido que experimentan las más altas velocidades de enfriamiento, siendo la zona más crítica donde se forma martensita, esto se producen en las soldaduras EA1, que fueron realizadas sin precalentamiento y con enfriamiento forzado.

Cuando la soldadura se realiza empleando precalentamiento y con enfriamiento controlado empleando mantas térmicas (EB1), la dureza en la zona más crítica, en la ZAC cercana a la línea de fusión, disminuye, alcanzando ahora una dureza máxima de 570 HV, esto se puede comprobar en el análisis metalográfico realizado en donde se aprecia que la cantidad de martensita formada es menor. Por otro lado, cuando las muestras son sometidas a un tratamiento de alivio de tensiones, se aprecia una ligera disminución de la dureza en la zona crítica, 540 HV.

Cuando la soldadura es sometida a un recocido completo (ED1), se aprecia que en general los valores de dureza disminuyen considerablemente, llegando en este caso a una dureza máxima de 280 HV, localizándose en la línea de fusión, y una mínima de 145 HV en la ZAC que corresponde a la dureza del metal base.

De manera similar en la figura 3.64, se aprecian las curvas del barrido de durezas obtenidas en las muestras soldadas del monoblock con el aporte ENi-CI, en diferentes condiciones de soldeo: sin precalentamiento (EA), con precalentamiento (EB), con precalentamiento y tratamiento de alivio de tensiones (EC) y, con precalentamiento y tratamiento de recocido (ED).

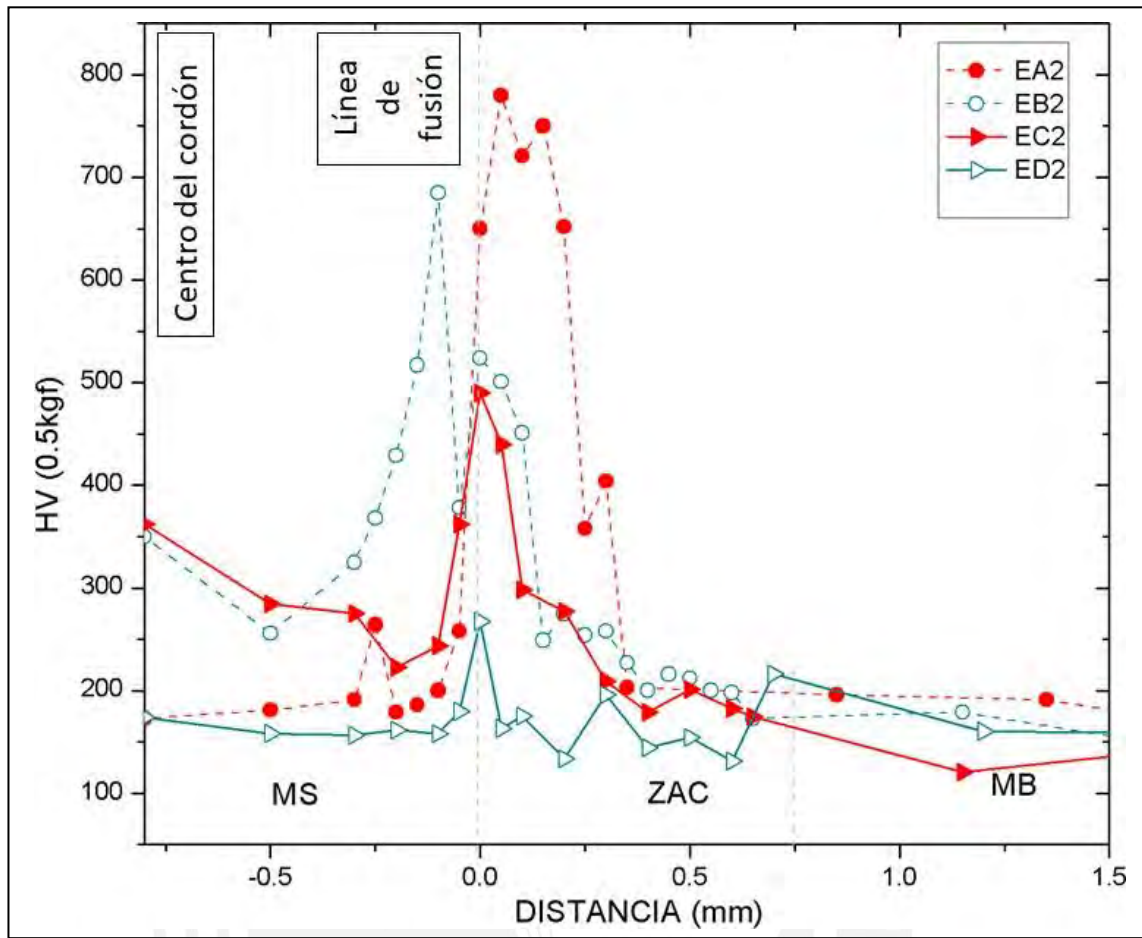


Figura 3.64. Gráfico de barrido de durezas de ensayos en el monoblock  
Con electrodo ENi-CI.

En la figura 3.65, se muestra los barridos de dureza en muestras del monoblock realizados con ambos electrodos, se aprecia que las variaciones de dureza en las soldaduras realizadas bajo similares condiciones son similares. Asimismo, en la tabla 3.5, se muestran el promedio de durezas en las zonas del cordón de soldadura de los ensayos y el valor máximo registrado en el monoblock.

Tabla 3.5. Promedio de dureza en zona de cordón de soldadura  
de ensayos del monoblock.

ZONA CORDÓN	Dureza HV (0,5 kg)							
	EA1	EA2	EB1	EB2	EC1	EC2	ED1	ED2
Metal soldado (MS)	238	204	315	414	340	292	180	165
Parcialmente fundida (PF)	688	650	574	524	427	490	256	268
Valor máximo registrados	770	780	574	685	502	490	280	268
Zona afectada por el calor (ZAC)	523	611	267	270	300	255	164	157
Metal base (MB) <sup>1</sup>	160	155	155	160	155	155	145	140

<sup>1</sup>Dureza en HRB y transformada a HV.

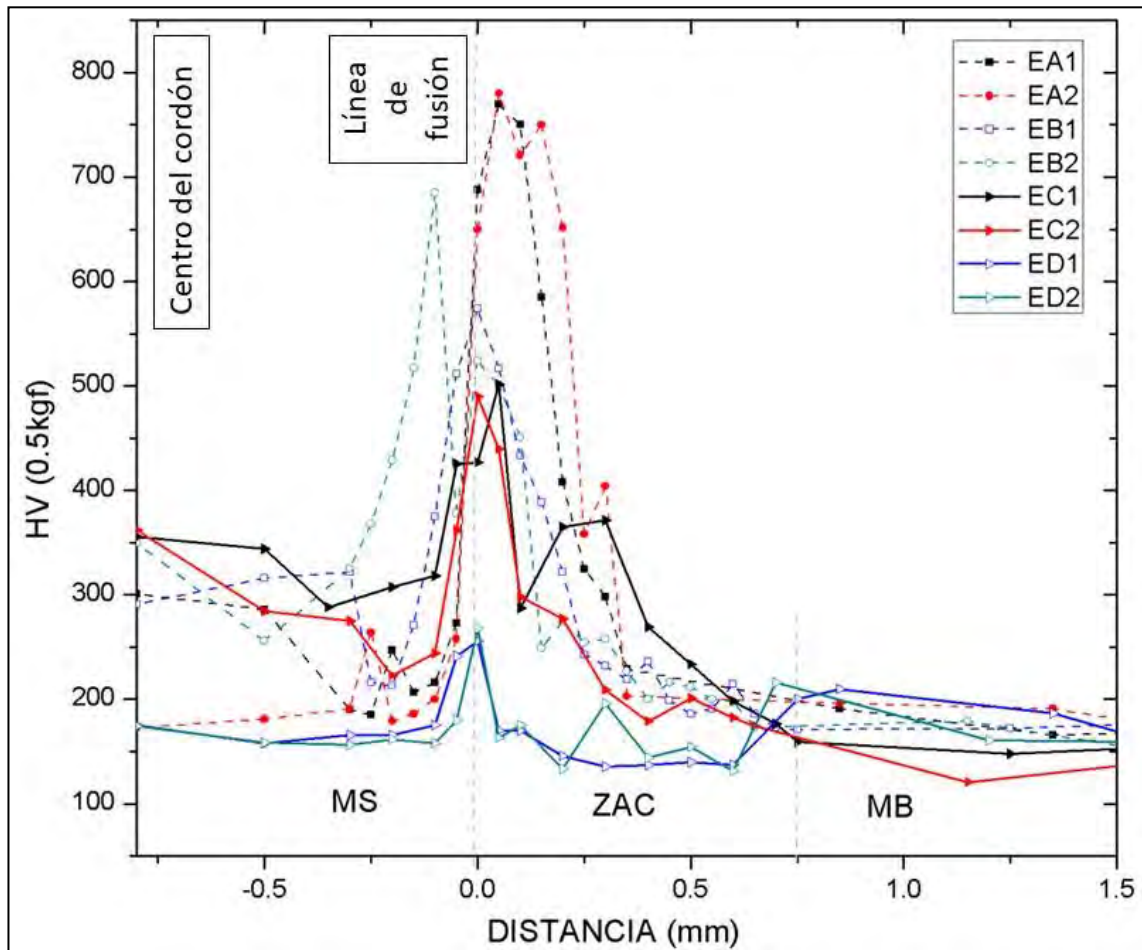


Figura 3.65. Gráfico de barrido de durezas de ensayos en el monoblock.

Los máximos valores de dureza en los ensayos son cercanos a la zona parcialmente fundida o línea de fusión.

- Los ensayos EA, con ambos electrodos, presentan un valor máximo de dureza que es superior a los otros ensayos, obteniendo un valor aproximado de 750 HV en la zona parcialmente fundida y en la ZAC (ver figura 3.66).

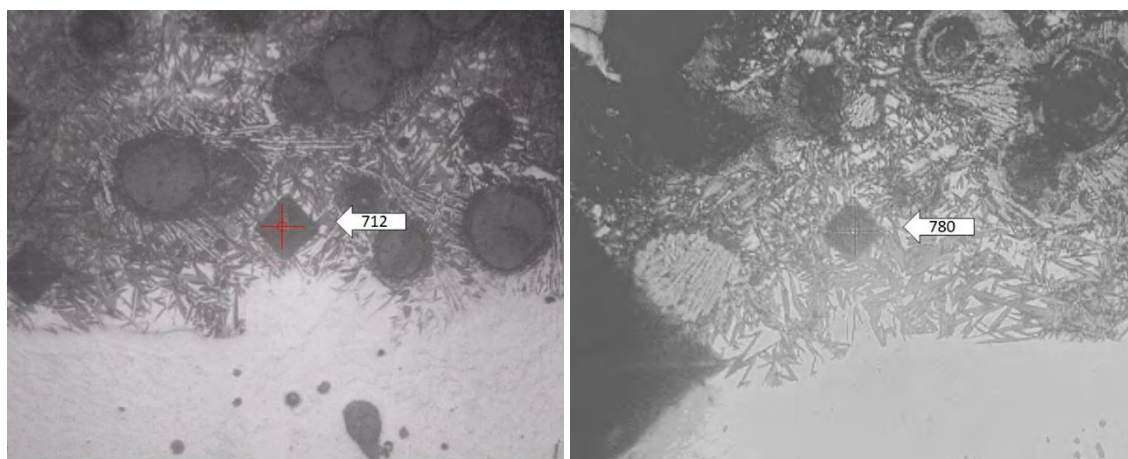


Figura 3.66. Dureza (HV, 500 gf); (a) Muestra EA1, zona PF. (b) Muestra EA2, zona ZAC.



- En los ensayos EB, se presenta un valor promedio de 550 HV, logrando reducir en 25% aproximadamente del valor obtenido en el ensayo EA. No obstante, con el electrodo ENi-CI (EB2), se obtuvo un valor ligeramente menor de dureza en la zona parcialmente fundida y en la zona afectada por el calor (ver figura 3.67).

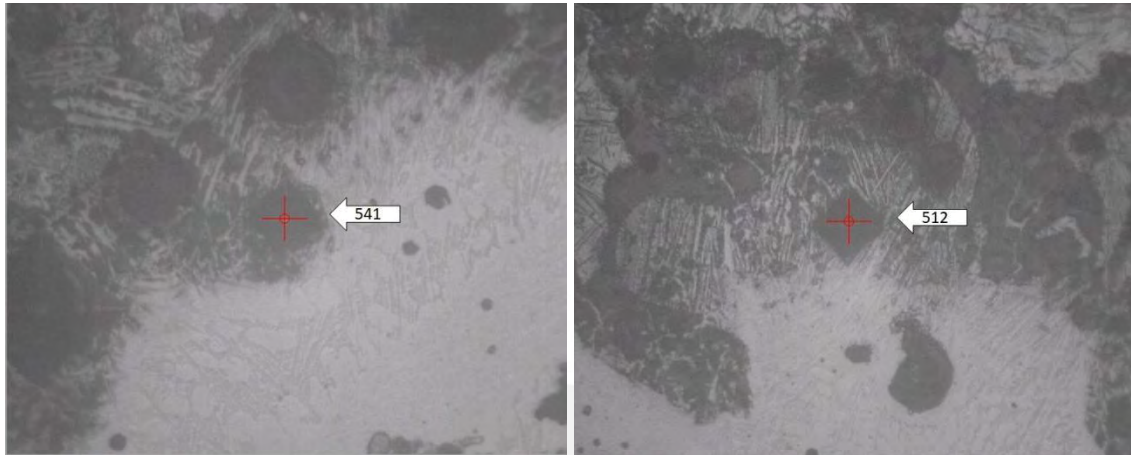


Figura 3.67. Dureza (HV,500 gf); (a) Muestra EB1, zona PF. (b) Muestra EB2, zona PF.

- Para los ensayos EC, la dureza máxima se observa en la zona PF, presentando un valor de 500 HV para el caso del electrodo ENiFe-CI y 490 HV con el electrodo ENi-CI. Con los ensayos EC, se logra disminuir en un 10% aproximadamente los valores del ensayo EB. El mejor resultado se obtuvo con el electrodo de ENi-CI (EC2), pues en la zona ZAC se presenta una menor dureza (ver figura 3.68).

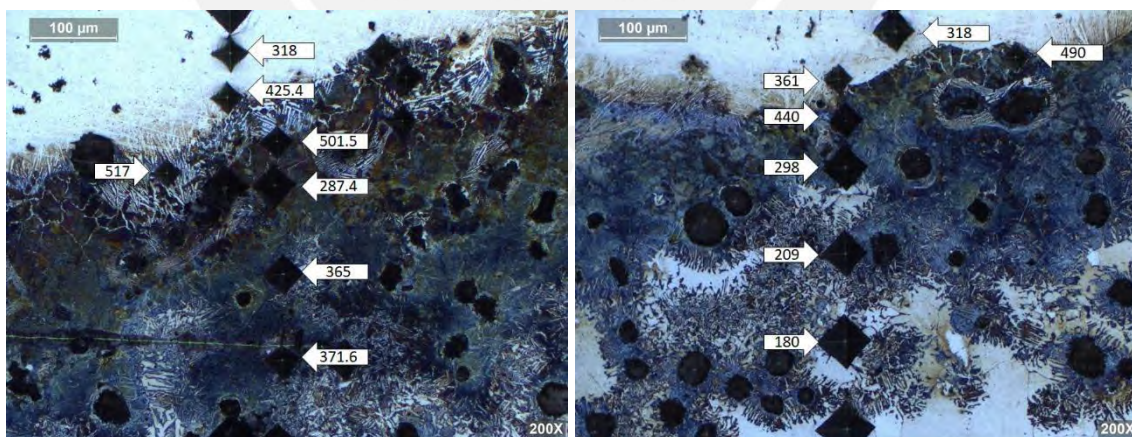


Figura 3.68. Barrido de dureza (HV,500 gf); (a) muestra EC1, (b) muestra EC2.

- En los ensayos ED, la dureza de la zona parcialmente fundida es de 256 HV para el caso del electrodo ENiFe-CI y 267 Hv para el electrodo ENi-CI. Con los ensayos ED, se logró disminuir en un 50% aproximadamente los valores del ensayo EB. Ambos electrodos producen durezas similares. Asimismo, cabe resaltar que los



valores de dureza en la ZAC, donde se agrupa la matriz perlítica, son iguales o superiores a la zona PF (ver figura 3.69).

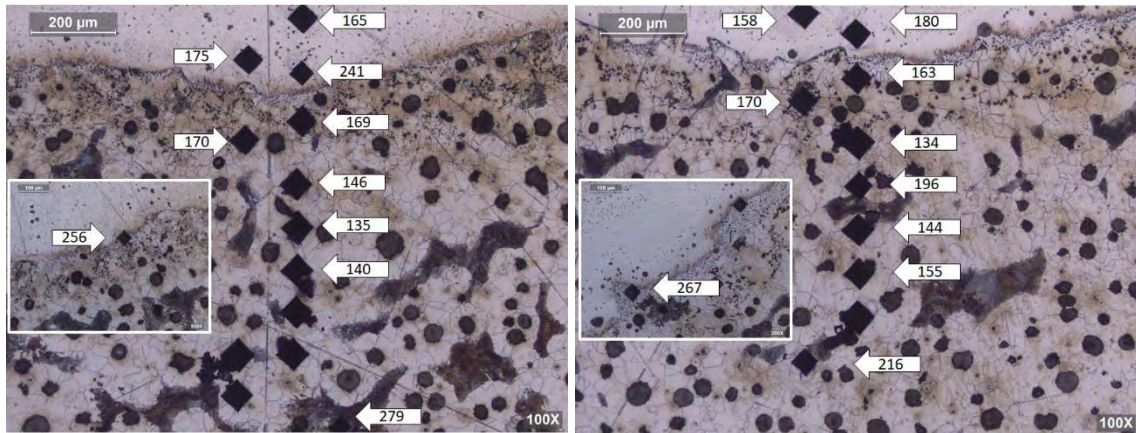


Figura 3.69. Barrido de dureza (HV,500 gf); (a) muestra ED1, (b) muestra ED2.

- Los valores de dureza obtenidos en el material base del monoblock, exhiben un decrecimiento en función a los ensayos que contemplan un tratamiento post soldadura. En el caso de los ensayos EC, disminuye en 3% aproximadamente la dureza del material base original. Del mismo modo, en el ensayo ED, decrece alrededor de un 11% respecto a la dureza del material base inicial.

### 3.6.2. Barrido de dureza de la culata

En la figura 3.70, se muestran los gráficos del barrido de durezas en las muestras soldadas de la culata con el aporte ENiFe-CI. Las curvas pertenecen a los ensayos realizados: sin precalentamiento y enfriamiento forzado (EA), con precalentamiento y enfriamiento controlado (EB), con precalentamiento, enfriamiento controlado y tratamiento de alivio de tensiones (EC) y, con precalentamiento y tratamiento de recocido (ED).

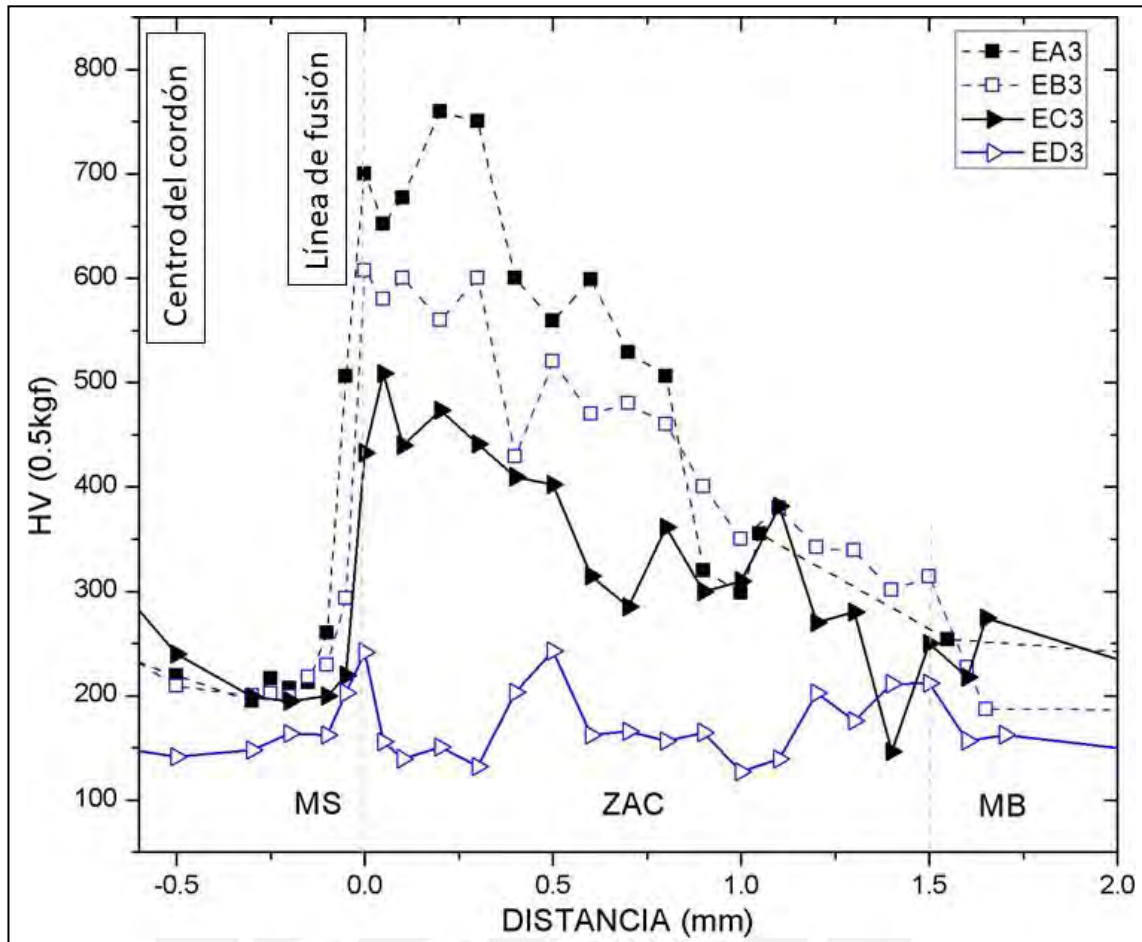


Figura 3.70. Gráfico de barrido de durezas de ensayos en la culata con electrodo ENiFe-Cl.

Se muestra que los mayores valores de dureza se encuentran en la ZAC cercana a la línea de fusión, siendo el máximo valor 760 HV, esto se produce sin precalentamiento y con enfriamiento forzado (EA3).

Cuando se emplea precalentamiento y con enfriamiento controlado empleando mantas térmicas (EB3), el valor de dureza disminuye, alcanzando una dureza máxima de 607 HV en la ZAC cercana a la línea de fusión. Asimismo, cuando la muestra es sometida a un tratamiento de alivio de tensiones (EC3), la dureza máxima es de 509 HV en la zona ZAC cercana a la línea de fusión. Por último, para finalizar los ensayos en la culata, cuando la soldadura es sometida a un recocido completo (ED3), se aprecia una disminución significativa del máximo valor de dureza a 243 HV.

De manera similar en la figura 3.71, se aprecian las curvas del barrido de durezas obtenidas en las muestras soldadas de la culata con el aporte ENi-Cl, en diferentes condiciones de soldeo: sin precalentamiento (EA), con precalentamiento (EB), con

precalentamiento y tratamiento de alivio de tensiones (EC) y, con precalentamiento y tratamiento de recocido (ED).

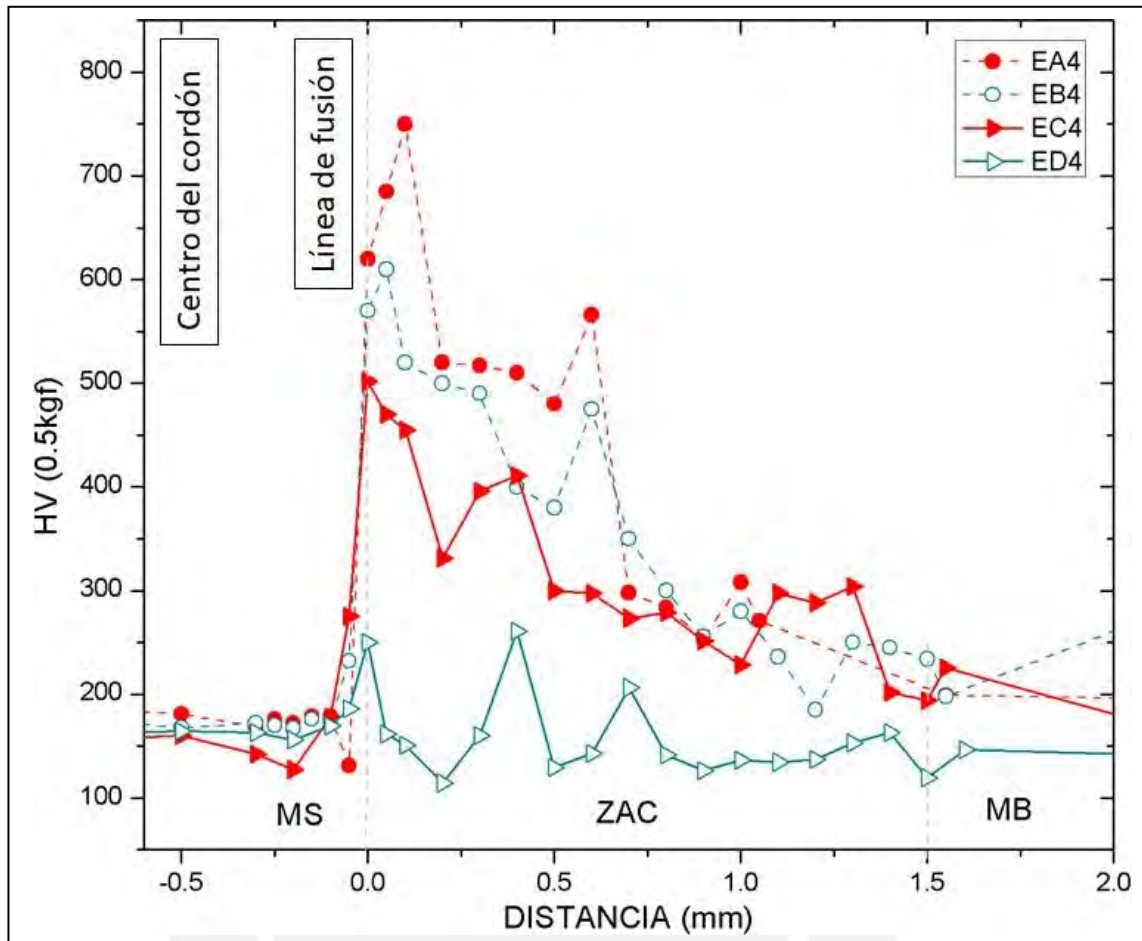


Figura 3.71. Gráfico de barrido de durezas de ensayos en la culata  
Con electrodo ENi-CI.

En la figura 3.72, se muestra que los valores obtenidos con ambos electrodos en los ensayos EA y EB. Por otro lado, los ensayos EC y ED, presentan un valor de dureza similar para ambos electrodos.

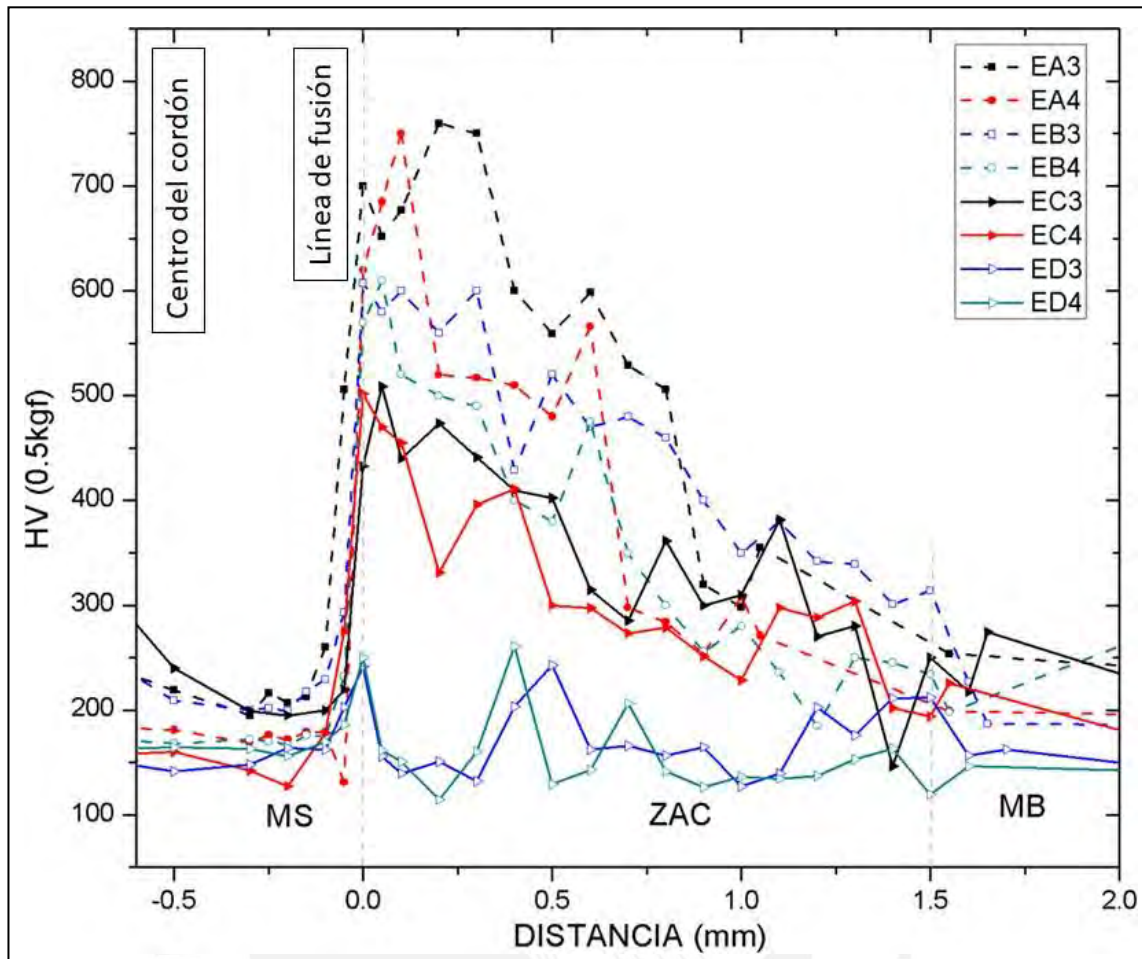


Figura 3.72. Gráfico de barrido de durezas de ensayos en la culata.

Los máximos valores de dureza se presentan en la zona parcialmente fundida y en la ZAC, adicionalmente, los valores de la dureza presentan un comportamiento errático, es decir, el valor de la dureza asciende y decae alternativamente en la zona ZAC. No obstante, la dureza tiende a reducirse al aproximarse al material base.

Asimismo, en la tabla 3.6, se muestran el promedio de durezas en las zonas del cordón de soldadura de los ensayos y el valor máximo registrado en la culata.

Tabla 3.6. Promedio de dureza en zona de cordón de soldadura de ensayos de la culata.

ZONA CORDÓN	Dureza HV (0,5 kg)							
	EA3	EA4	EB3	EB4	EC3	EC4	ED3	ED4
Metal soldado (MS)	259	172	228	179	236	173	163	167
Parcialmente fundida (LF)	700	620	607	570	433	502	242	250
Valor máximo registrados	760	750	607	610	509	502	243	261
Zona afectada por el calor (ZAC)	550	454	419	357	348	311	171	152
Metal base (MB) <sup>1</sup>	247	182	202	225	208	202	178	125

<sup>1</sup>Dureza en HRB y transformada a HV.



- Los ensayos EA, con ambos electrodos, presentan un valor superior (máximo) a los otros ensayos, obteniendo un valor aproximado de 750 HV en la zona parcialmente fundida y 550 HV en la ZAC (ver figura 3.73).

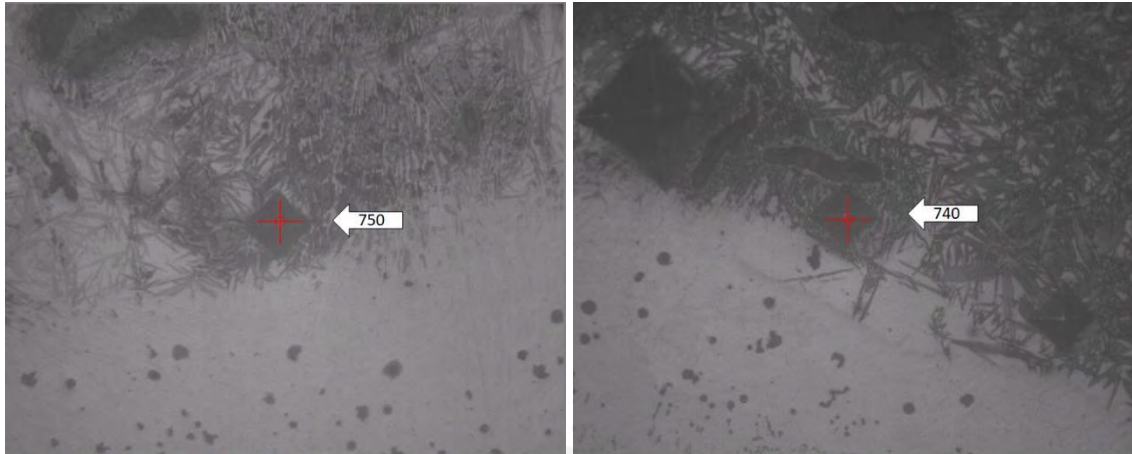


Figura 3.73. Dureza (HV,500 gf); (a) Muestra EA3, zona PF. (b) Muestra EA4, zona PF.

- Los ensayos EB presentan un valor promedio de 607 HV en la zona PF y 419 HV en la zona ZAC. Asimismo, se puede confirmar que en el ensayo EB se obtuvo un valor menor de dureza (alrededor de 20% menos) en la zona parcialmente fundida y en la zona afectada por el calor respecto a los ensayos EA (ver figura 3.72).

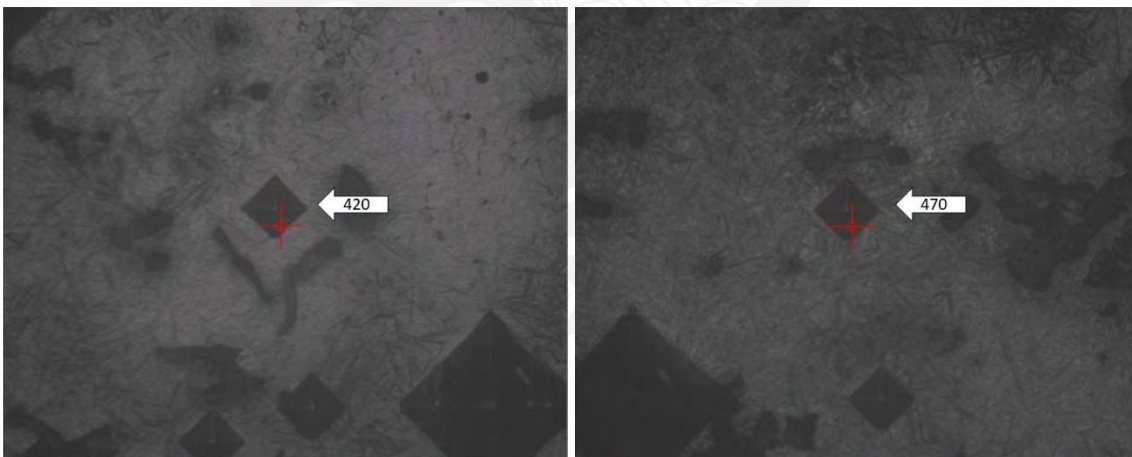


Figura 3.74. Dureza (HV,500 gf); (a) Muestra EB3, zona ZAC. (b) Muestra EB4, zona ZAC.

- Para los ensayos EC, la dureza máxima se muestra en la zona ZAC, presentando un valor de 508 HV para el caso del electrodo ENiFe-Cl (EC3) y 502 HV con el electrodo ENi-Cl (EC4) en la zona PF. Con los ensayos EC, se logra disminuir en un 15% aproximadamente los valores del ensayo EB. El mejor resultado se obtuvo con el electrodo de ENi-Cl (EC4), pues en la zona ZAC presenta una menor dureza (ver figura 3.75).

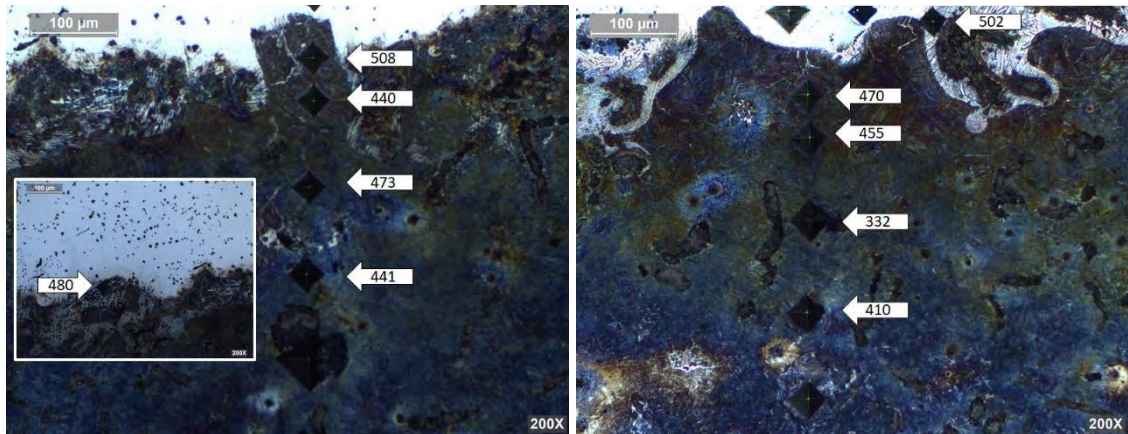


Figura 3.75. Barrido de dureza (HV,500 gf); (a) muestra EC3, (b) muestra EC4.

- En los ensayos ED, la dureza en la zona parcialmente fundida es de 242 HV para el caso del electrodo ENiFe-CI (ED3) y 250 Hv para el electrodo ENi-CI (ED4). Con los ensayos ED, se logró disminuir en un 60% aproximadamente los valores del ensayo EB. Asimismo, cabe resaltar que los valores de dureza en la ZAC, donde se agrupa la matriz perlítica, son iguales o superiores a la zona PF (ver figura 3.76).

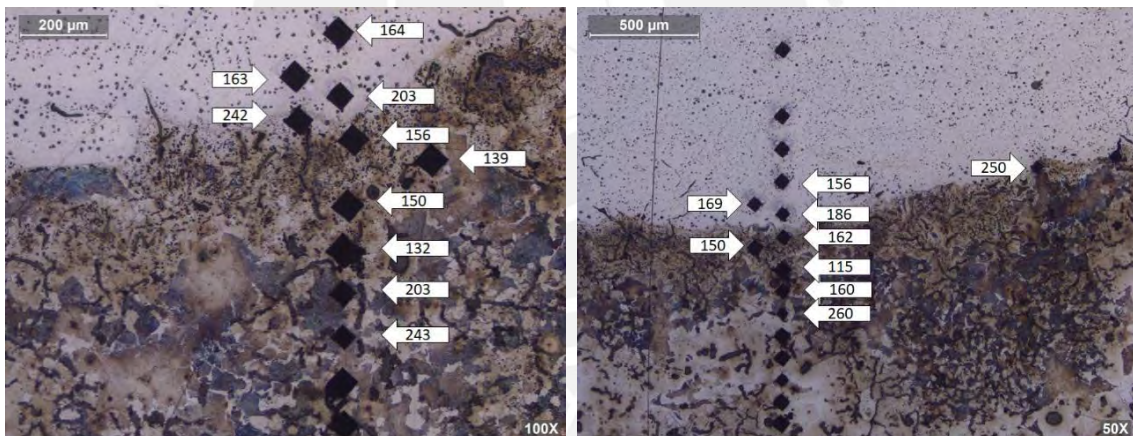


Figura 3.76. Barrido de dureza (HV,500 gf); (a) muestra ED3, (b) muestra ED4.

- Los valores de dureza obtenidos en el material base de la culata, muestran un decrecimiento en función a los ensayos que incluyen un tratamiento post soldadura. En el caso de los ensayos EC, disminuye en 4% aproximadamente la dureza del material base original. Del mismo modo, en el ensayo ED, decrece alrededor de un 15% respecto a la dureza del material base inicial.



## DISCUSIÓN

En los ensayos de soldadura realizados en el monoblock y en la culata, se comprueba que la penetración y la dilución se incrementan cuando se emplea precalentamiento, básicamente debido a que el precalentamiento ayuda a que aumente el aporte de calor durante el proceso de soldeo. Asimismo, la zona afectada por el calor en el caso de las muestras de la culata, presentan mayor dimensión que las muestras soldadas del monoblock. Este efecto ocurre por la matriz perlítica que presenta la culata, pues a mayor contenido de carbono de la perlita, más rápida será la transformación de dicha matriz perlita en matriz austenita, transformando mayores dimensiones en la ZAC.

Además, siendo la formación de martensita el principal problema, en esta investigación no ha sido posible evitar su formación debido al ciclo térmico de la soldadura, por ello, para minimizar su formación se debe emplear precalentamiento seguido de un enfriamiento controlado (lento) que se puede realizar mediante mantas térmicas.

Respecto a la microestructura obtenida de los ensayos realizados en el monoblock y la culata, que contemplaron el tratamiento post-soldadura de recocido, muestran la aparición de grafito secundario, el cual se sabe que reduce la ductilidad. No obstante, esta aparición de nódulo secundario, se encuentra en baja cantidad en la zona cercana de la línea de fusión.

Por último, cuando las uniones soldadas son sometidas a un tratamiento térmico post-soldadura de alivio de tensiones, se produce una ligera disminución de la dureza máxima en la ZAC, en el caso del monoblock de un 10% y en la culata del 15%, con respecto a las uniones obtenidas con precalentamiento y enfriamiento controlado, esto se debería a que la martensita ha sufrido un proceso de revenido durante su exposición a alta temperatura; se tiene que considerar que esta disminución en dureza, no es suficiente, para garantizar que cuando el componente entre en servicio no se fisurará.

## CONCLUSIONES

1. Se caracterizó ambos materiales base, siendo el monoblock de hierro fundido dúctil con 100 % de nodularidad de tipo I y tipo II, con presencia de 150 partículas/mm<sup>2</sup> acorde a ASTM A247 y una matriz 100% ferrítica, siendo clasificado como 60-40-18 acorde a ASTM A536. Por otro lado, la culata, presenta dos zonas con diferentes comportamientos microestructurales, siendo la principal diferencia la nodularidad. Para la primera muestra extraída, se encontró una nodularidad del 80% y, para la segunda muestra, utilizada para los ensayos de soldadura, el material es considerado como hierro fundido compacto tipo IV con una nodularidad de 8% tipo I y tipo II. Asimismo, se encuentra en una matriz de 95% perlita y 5% ferrita, clasificado como grado 450 según ASTM A842 por su resistencia y microestructura.
2. De los resultados encontrados para el soldeo de reparación del monoblock, se recomienda soldar mediante el proceso SMAW utilizando un precalentamiento de 300°C, pudiéndose emplear cualquiera de los aportes ENiFe-CI o ENi-CI, luego se debe realizar un tratamiento térmico post-soldadura de recocido para eliminar las zonas frágiles y duras, formadas por martensita y ledeburita.
3. De acuerdo a los resultados encontrados, para la reparación mediante soldadura de la culata, se recomienda realizar el soldeo mediante el proceso SMAW empleando un precalentamiento de 260°C, pudiéndose utilizar cualquiera de los dos electrodos, ENiFe-CI o ENi-CI, pues no se aprecian cambios considerables tanto en la microestructura ni en la dureza del metal base. De manera similar que, en el caso anterior, se debe realizar un tratamiento térmico post-soldadura de recocido para eliminar las zonas frágiles, formadas por martensita y ledeburita.
4. En los primeros ensayos de soldadura realizados, los cuales prácticamente se soldaron sin restricciones ni embridamiento, no presentaron fisuras, por ello se optó por diseñar y realizar un proceso de soldadura con fuerte embridamiento, con el cual se simula una soldadura de reparación real, de nuevo, a pesar del fuerte embridamiento no se forman fisuras; se debe tener claro que la ausencia de fisuras, no significa que la reparación fue exitosa y que no se producirán fisuras en servicio, sino se debe tener en cuenta la formación de zonas duras y frágiles en el metal base, siendo en este sentido el fase más peligrosa la martensita.

5. La microestructura obtenida en los ensayos del monoblock sin precalentamiento, con precalentamiento y tratamiento de alivio de tensiones, presentan microestructuras similares, las cuales exhiben en la zona parcialmente fundida, una microestructura formada por ledeburita, martensita, austenita retenida y nódulos de grafito; la diferencia radica en la cantidad de martensita presente, que se encuentra en mayor cantidad cuando no se emplea precalentamiento y el enfriamiento no es controlado o lento. Con post-tratamiento térmico de recocido, se consigue modificar la microestructura de martensita y ledeburita, promoviendo la formación de ferrita, perlita, formación de nódulos de grafito y grafito secundario.
6. De manera similar, la microestructura obtenida en los ensayos de soldadura aplicados a la culata sin precalentamiento, con precalentamiento y tratamiento de alivio de tensiones son similares, y muestran en la zona parcialmente fundida, una microestructura formada de ledeburita, martensita, austenita retenida, nódulos de grafito y grafito pseudo laminar. Cuando es sometida a un tratamiento térmico post-soldadura de recocido, la muestra inicial transforma su microestructura de martensita y ledeburita, promoviendo la formación de ferrita, perlita, formación de nódulos de grafito y grafito secundario.
7. Los valores de dureza obtenidos en la ZAC del monoblock, soldado con ambos electrodos, sin precalentamiento son los más elevados, con un valor que supera los 750 HV, esta dureza máxima se produce en la ZAC cercana a la línea de fusión. Cuando en el soldeo se emplea precalentamiento, se logra reducir la dureza en un 25% aproximadamente, obteniéndose una dureza máxima de 550 HV. Finalmente, cuando la unión es sometida a un tratamiento térmico de post-soldadura de recocido se logra una dureza máxima de 256 HV reduciendo en un 50% el valor obtenido del ensayo con precalentamiento.
8. Los valores de dureza en los ensayos realizados en la ZAC del material base de la culata sin precalentamiento, son los más altos los 760 HV en la zona ZAC cercana a la línea de fusión. Cuando en el soldeo se emplea precalentamiento, se logra reducir la dureza en un 20% aproximadamente, obteniéndose una dureza máxima de 607 HV. Finalmente, cuando la unión es sometida a un tratamiento térmico de post-soldadura de recocido se logra una dureza máxima de 250 HV reduciendo en un 60% el valor obtenido del ensayo con precalentamiento.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1] T. Materials, "VOL 1 ASM Metals HandBook Volume 1 – Properties and Selections – Irons Steels and High and Performance," *Technology (Singap World Sci)*, vol. 2, p. 3470, 2001, [Online]. Available: <http://books.google.com.hk/books?id=eC-Zt1J4oCgC>
- [2] C. M. Hansson, *Cast iron technology*, vol. 114. 1989. Doi: 10.1016/0921-5093(89)90868-x.
- [3] G. Keifer and F. Effenberger, "ASM Specialty Handbook Cast Irons," *Angewandte Chemie International Edition*, vol. 6, no. 11, pp. 951–952, 1967.
- [4] ASTM International, "ASTM E48-03, Standard Specification for Gray Iron Castings", doi: 10.1520/A0048\_A0048M-03R16.
- [5] ASTM International, "ASTM A247-19, Standard Test Method for Evaluating the Microstructure of Graphite in Iron Castings," *American Society for Testing and Materials*, vol. 67, no. Reapproved, pp. 3–4, 1998, doi: 10.1520/A0247-19. Copyright.
- [6] ASTM International, "ASTM A536-84, Standard Specification for Austenitic Ductile Iron Castings," *Current*, vol. 83, no. Reapproved, pp. 4–9, 1999, doi: 10.1520/A0536-84R19E01.2.
- [7] ASTM International, "ASTM A842-11a, Standard Specification for Compacted Graphite Iron Castings", doi: 10.1520/A0842-11AR18E01.
- [8] Sintercast, "Compacted Graphite Iron Compacted Graphite Iron -Material Data Sheet," pp. 2–3.
- [9] ASTM International, "ASTM A220-99, Standard Specification for Pearlitic Malleable Iron," *Society*, vol. 01, no. Reapproved 2018, pp. 1–5, 1993, doi: 10.1520/A0220.
- [10] American welding society, *Welding Handbook-Materials and applications*, vol. 4. 1991.
- [11] American Welding Society, *ANSI/AWS D11.2-89(R2006), Guide for Welding Iron Castings*, vol. 89. 1988.
- [12] A. O. Brien, "Maritime Welding Handbook," *Wilhelmsen Ships Service's*, pp. 335–342, 2013, [Online]. Available: <https://www.wilhelmsen.com/globalassets/marine-products/welding/documents/wilhelmsen-ships-service---unitor-welding-handbook.pdf>
- [13] K. Shinagawa, "Arc Welding of Specific Steels and Cast Irons," *Arc Welding of Specific Steels and Cast Irons*, pp. 2–22, 2015.
- [14] A. Wube Dametew, "Experimental Investigation on Weld Ability of Cast Iron," *Science Discovery*, vol. 3, no. 6, p. 71, 2015, doi: 10.11648/j.sd.20150306.15.
- [15] T. J. Kelly, R. A. Bishel, and R. K. Wilson, "WELDING OF DUCTILE IRON WITH Ni-Fe-Mn FILLER METAL.," *Welding Journal (Miami, Fla)*, vol. 64, no. 3, 1985.
- [16] E. M. El-Banna, "Effect of preheat on welding of ductile cast iron," *Mater Lett*, vol. 41, no. 1, pp. 20–26, 1999, doi: 10.1016/S0167-577X(99)00098-1.
- [17] D. R. Askeland and N. Birer, "SECONDARY GRAPHITE FORMATION IN TEMPERED NODULAR CAST IRON WELDMENTS.," *Welding Journal (Miami, Fla)*, vol. 58, no. 11. Pp. 337–342, 1979.

- [18] E. M. El-Banna, M. S. Nageda, and M. M. Abo El-Saadat, "Study of restoration by welding of pearlitic ductile cast iron," *Mater Lett*, vol. 42, no. 5, pp. 311–320, 2000, doi: 10.1016/S0167-577X(99)00204-9.
- [19] M. Pascual, C. Ferrer, and E. Rayón, "Weldability of spheroidal graphite ductile cast iron using Ni / Ni-Fe electrodes," *Revista de Metalurgia (Madrid)*, vol. 45, no. 5, pp. 334–338, 2009, doi: 10.3989/revmetalm.0814.
- [20] ASTM International, "ASTM E1999-18, Standard Test Method for Analysis of Cast Iron by Spark Atomic Emission Spectrometry 1", doi: 10.1520/E1999-18.
- [21] ASTM International, "ASTM E1019-18, Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Inert Gas Fusion Techniques", doi: 10.1520/E1019-18.
- [22] ASTM International, "ASTM E3-11, Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens," *ASTM International*, vol. 03.01, no. July, pp. 1–12, 2012, doi: 10.1520/E0003-11R17.1.
- [23] ASTM International, "ASTM E7-17, Standard Terminology Relating to Metallography", doi: 10.1520/E0007-17.
- [24] ASTM International, "ASTM E407-07, Standard Practice for Microetching Metals and Alloys", doi: 10.1520/E0407-07R15E01.
- [25] ASM International, "ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures," *Metallography and Microstructures*, 2018, doi: 10.31399/asm.hb.v09.9781627081771.
- [26] ASTM International, "ASTM E92-17, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials", doi: 10.1520/E0092-17.
- [27] ASTM International, "ASTM E18-22, Standard Test Methods for Rockwell Hardness of Metallic Materials", doi: 10.1520/E0018-22.
- [28] BÖHLER-UDDEHOLM Group, "Soldaduras especiales para reparación, fabricación y mantenimiento-Böhler." Accessed: Sep. 05, 2022. [Online]. Available: <https://www.bohlerperu.com/es/soldaduras-especiales/>
- [29] American Welding Society, *AWS B1.11M/B1:2015, Guide for the visual examination of welds*.
- [30] R. C. Hurtado Espejo, "ANÁLISIS DE FALLA DE UNA TUBERÍA DE DESCARGA EN 'Y' DE ACERO SOLDADA," pp. 1–29, 2018, [Online]. Available: <http://repositorio.upch.edu.pe/handle/upch/627>
- [31] K. Gunther, J. P. Bergmann, C. Zhang, M. Rosenberger, and G. Notni, "Hot wire-assisted gas metal arc welding of Ni-based hardfacing," *Weld J*, vol. 97, no. 4, pp. 99s–107s, Apr. 2018, doi: 10.29391/2018.97.009.
- [32] ASTM International, "ASTM E709-21, Standard Guide for Magnetic Particle Testing 1", doi: 10.1520/E0709-21.
- [33] ASTM International, "ASTM E94-17, Standard Guide for Radiographic Examination Using Industrial Radiographic Film", doi: 10.1520/E0094\_E0094M-17.



- [34] ASTM International, "ASTM E142-92, Method for Controlling Quality of Radiographic Testing".
- [35] ASTM International, "ASTM E747-18, Standard Practice for Design, Manufacture and Material Grouping Classification of Wire Image Quality Indicators (IQI) Used for Radiology", doi: 10.1520/E0747-18.
- [36] ASME Boiler and Pressure Vessel Committee, "Section V – Nondestructive Examination International Code," 2015.
- [37] T. Kannengiesser and T. Boellinghaus, "Cold cracking tests – An overview of present technologies and applications," *Welding in the World*, vol. 57, no. 1. Pp. 3–37, Feb. 2013. Doi: 10.1007/s40194-012-0001-7.
- [38] ASTM International, "ASTM E340-15, Standard Practice for Macroetching Metals and Alloys", doi: 10.1520/E0340-15.
- [39] ASM International, "ASM Handbook, Volume 9: Metallography and Microstructures."
- [40] American Society for Metals, "ASM Handbook. Vol. 7, Atlas of Microstructures of Industrial Alloys".



## ANEXOS

### A. MICROESTRUCTURA DE MUESTRAS DEL MONOBLOCK SOLDADO

#### Microestructura EA1 - Monoblock

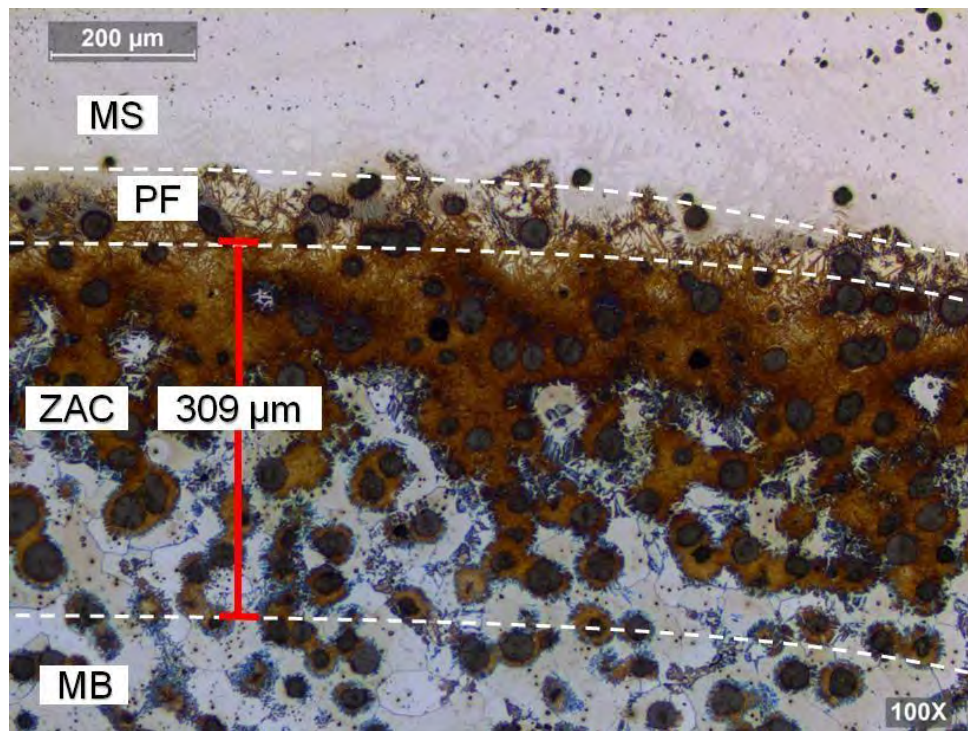


Figura A1. Microestructura EA1, 100X (Nital 5%).

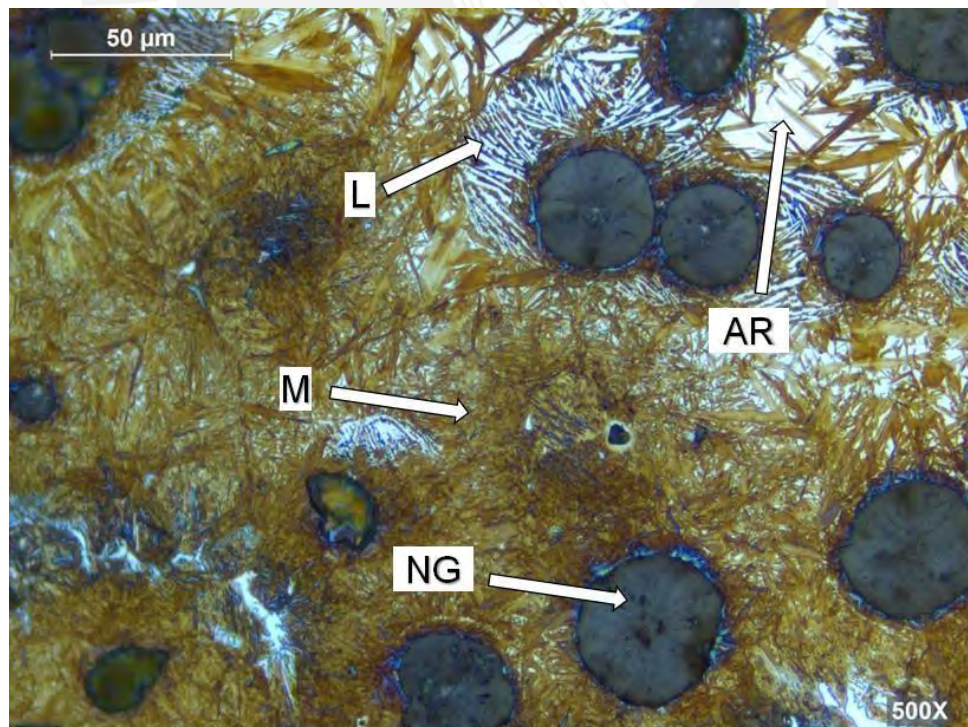


Figura A2. Microestructura EA1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; M, martensita; AR, austenita retenida; y NG, nódulo de grafito.



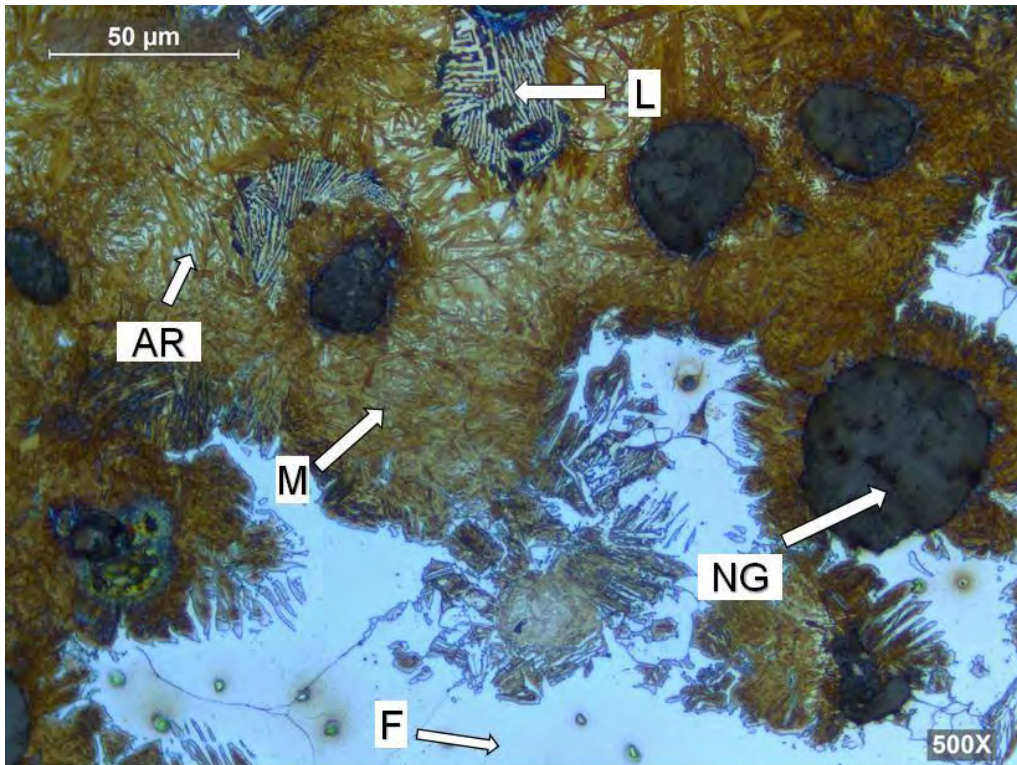


Figura A3. Microestructura EA1, zona ZAC y MB, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; M, martensita; AR, austenita retenida; F, ferrita; y NG, nódulo de grafito.

**Microestructura EA2 - Monoblock**

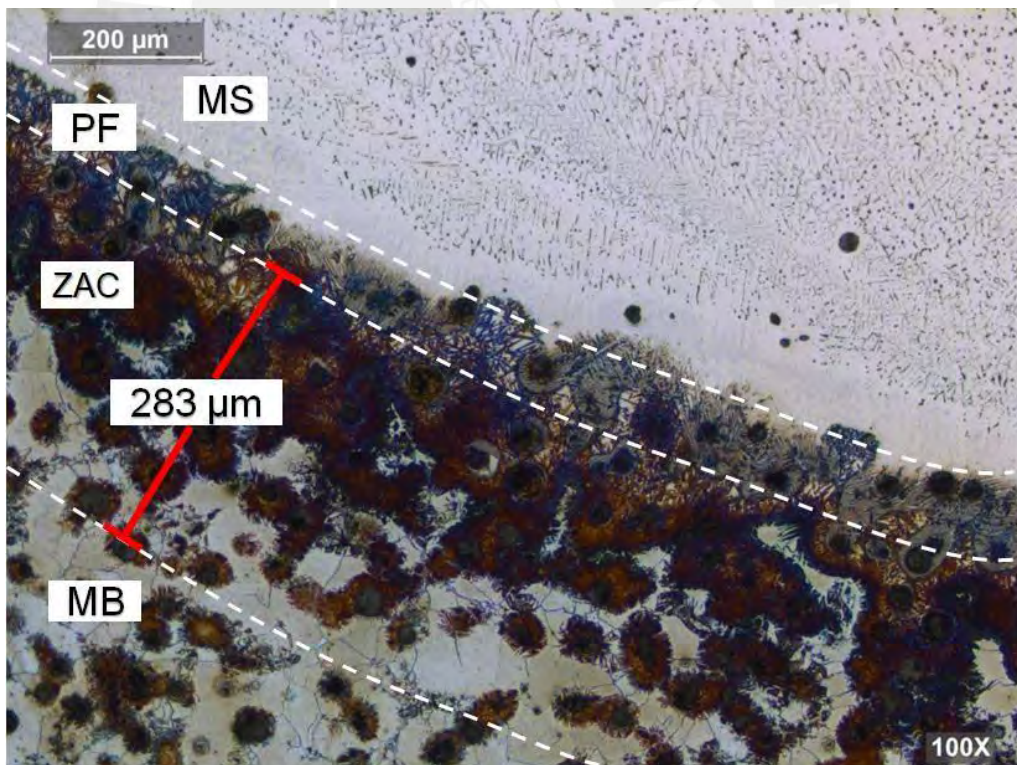


Figura A4. Microestructura EA2, 100X (Nital 5%).



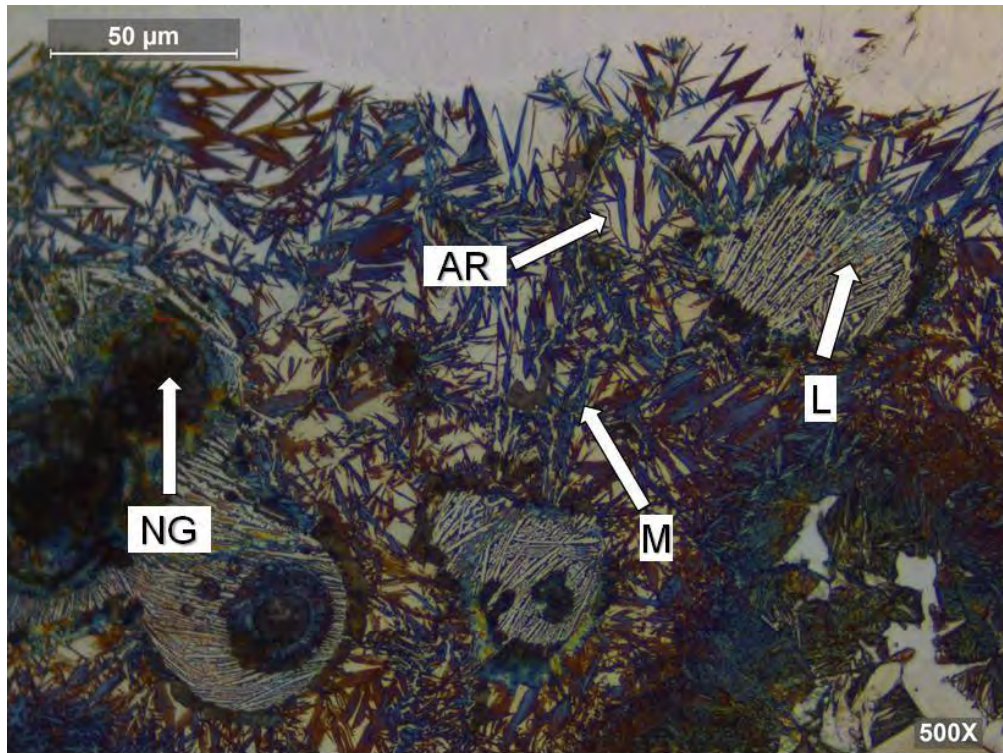


Figura A5. Microestructura EA2, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; M, martensita; AR, austenita retenida; y NG, nódulo de grafito.

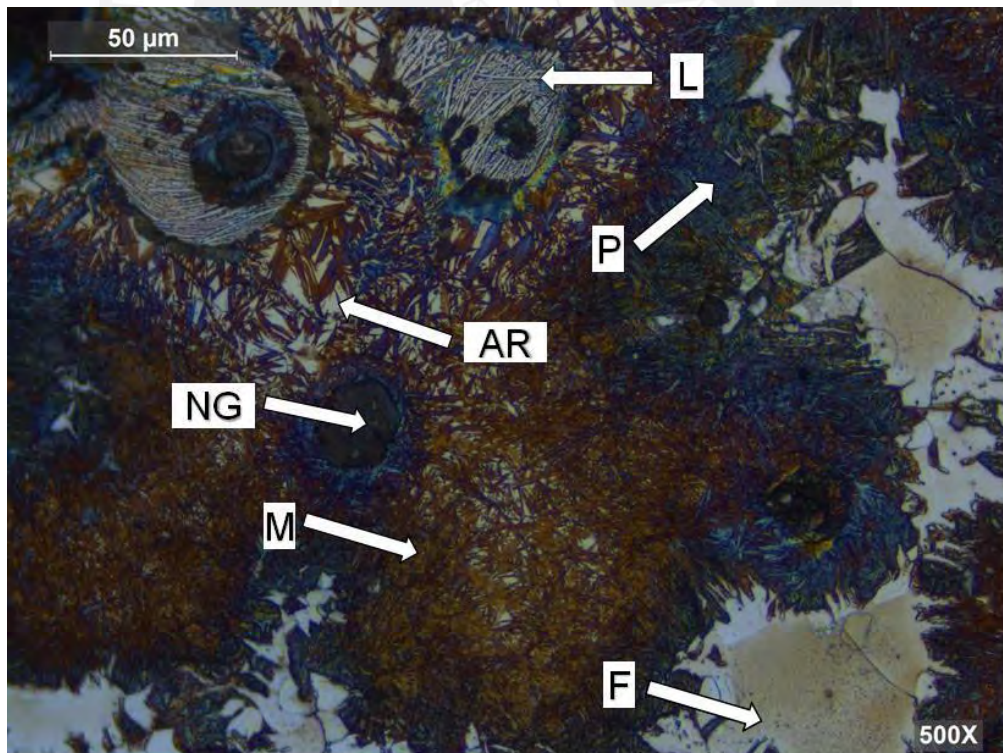


Figura A6. Microestructura EA2, zona ZAC y MB, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; M, martensita; P, perlita; AR, austenita retenida; F, ferrita; y NG, nódulo de grafito.



## Microestructura EB1 - Monoblock

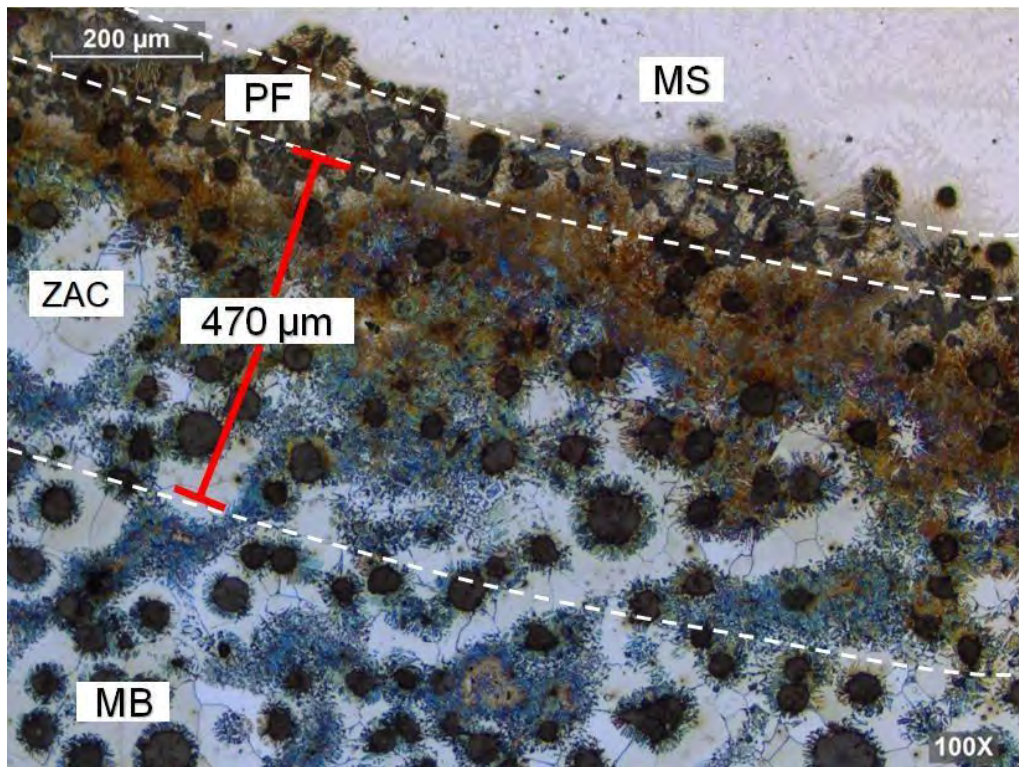


Figura A7. Microestructura EB1, 100X (Nital 5%).

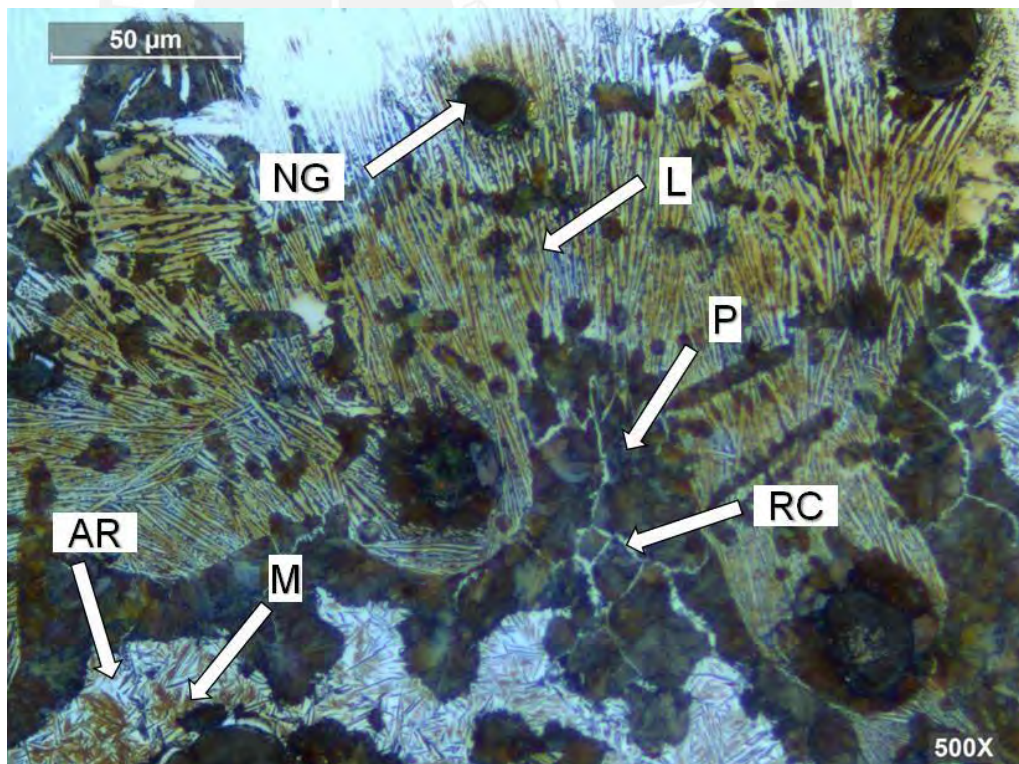


Figura A8. Microestructura EB1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). AR, austenita retenida; L, ledeburita; M, martensita; P, perlita; RC, red de cementita; y NG, nódulo de grafito.



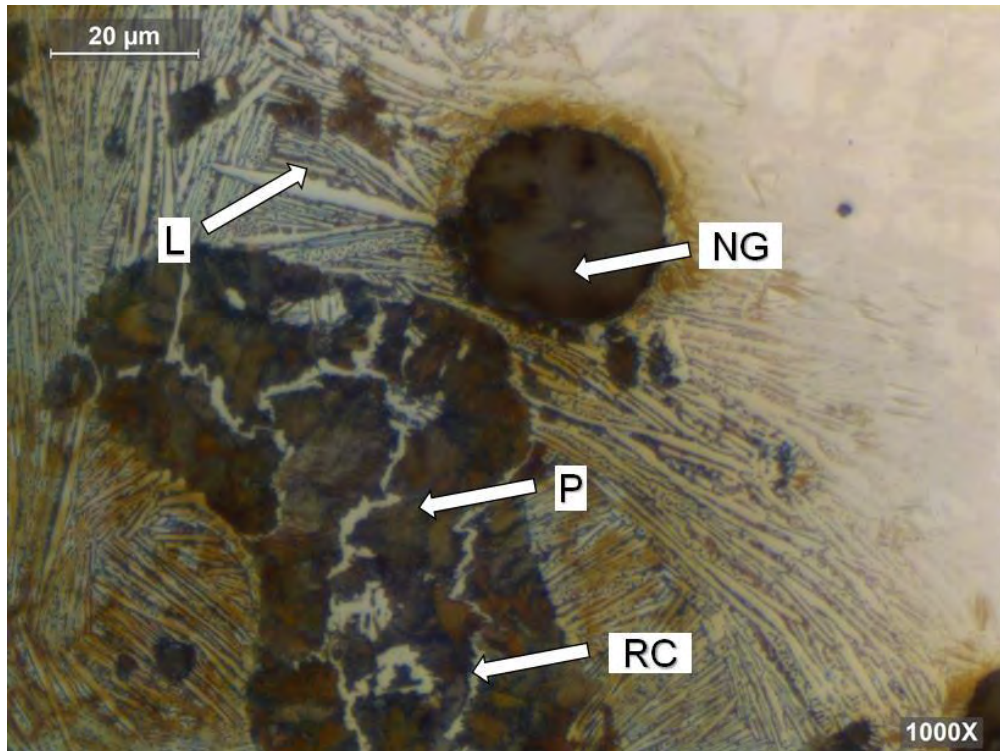


Figura A9. Microestructura EB1, zona PF, 1000X (Nital 5%). L, ledeburita; P, perlita; RC, red de cementita; y NG, nódulo de grafito.

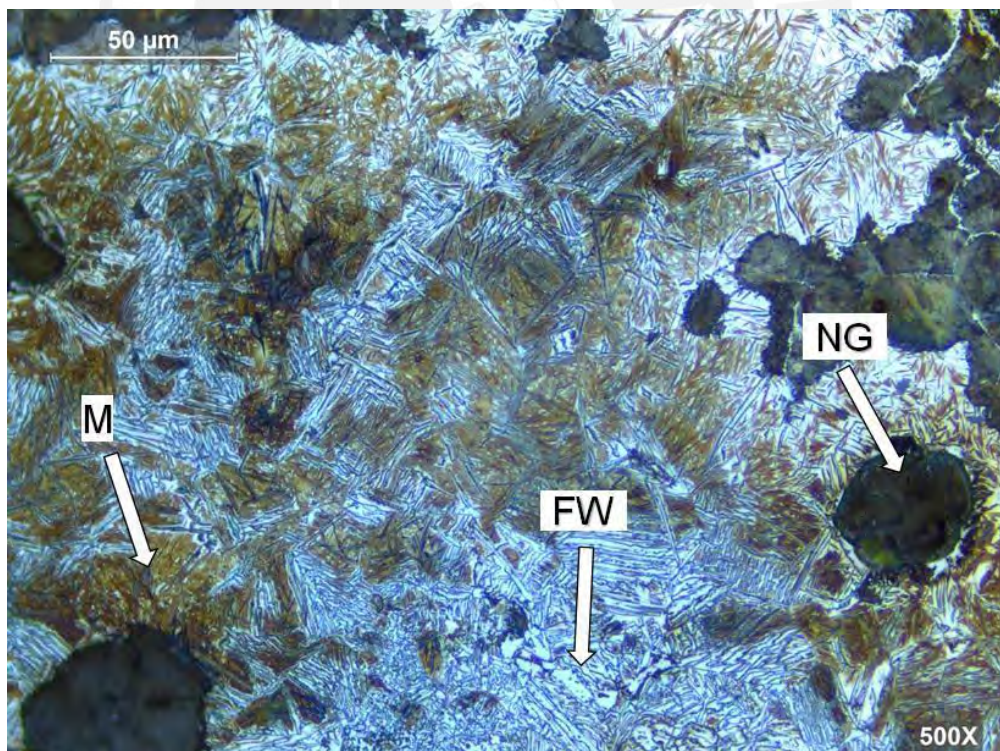


Figura A10. Microestructura EB1, zona ZAC, 500X (Nital 5%). M, martensita; FW, ferrita Widmanstätten; y NG, nódulo de grafito.



## Microestructura EB2 - Monoblock

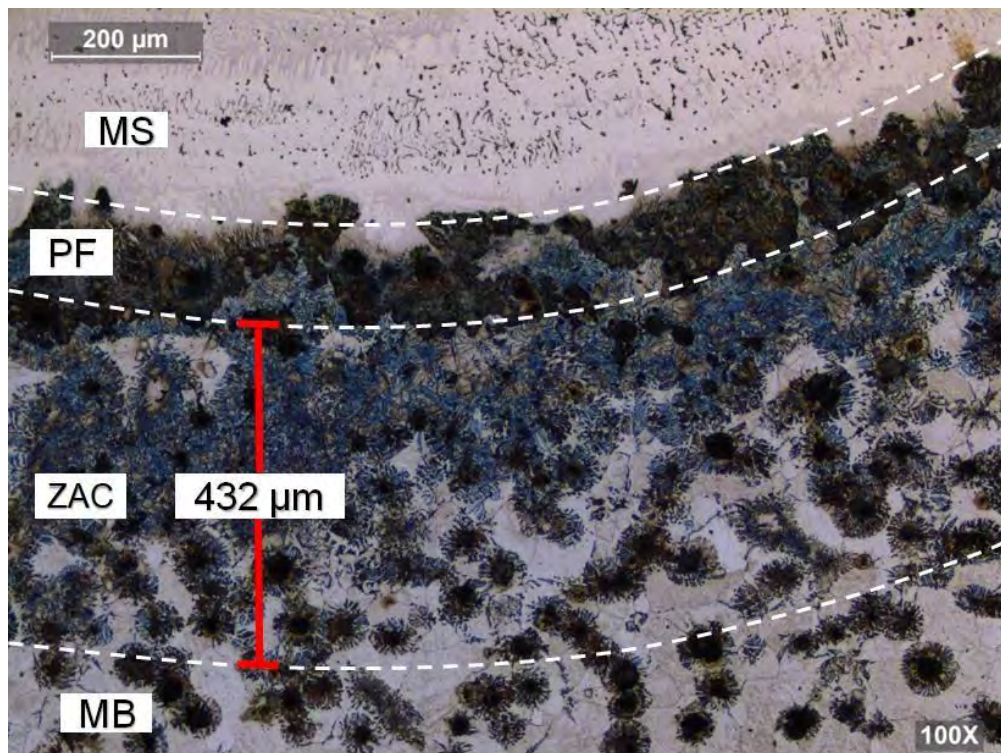


Figura A11. Microestructura EB2, 100X (Nital 5%).

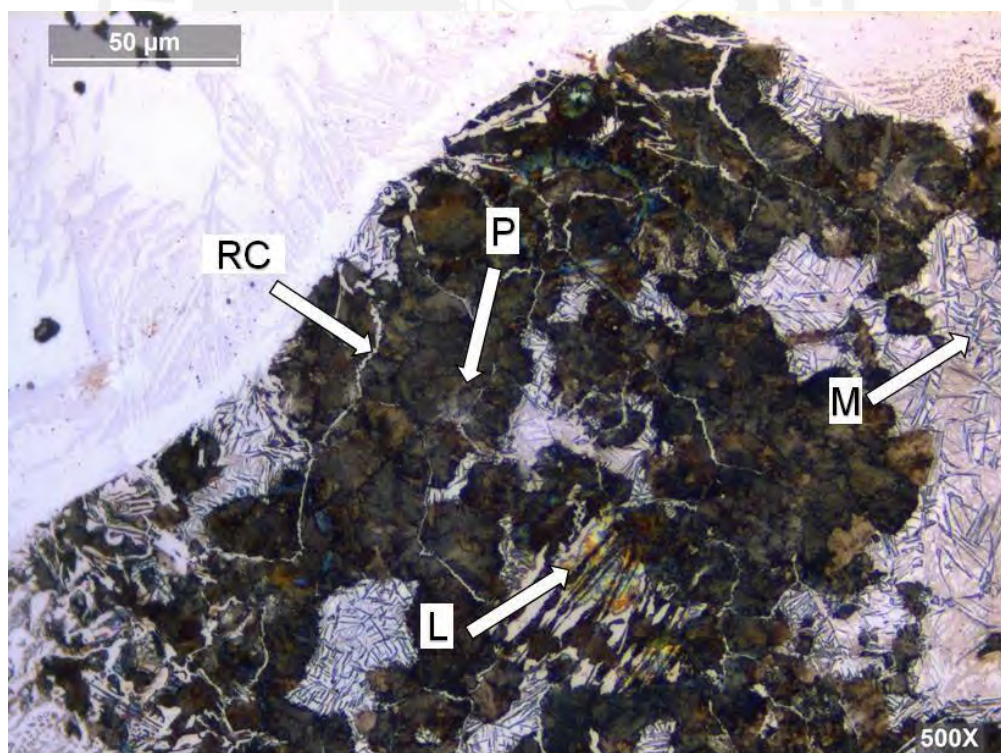


Figura A12. Microestructura EB2, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; P, perlita; RC, red de cementita; y M, martensita.



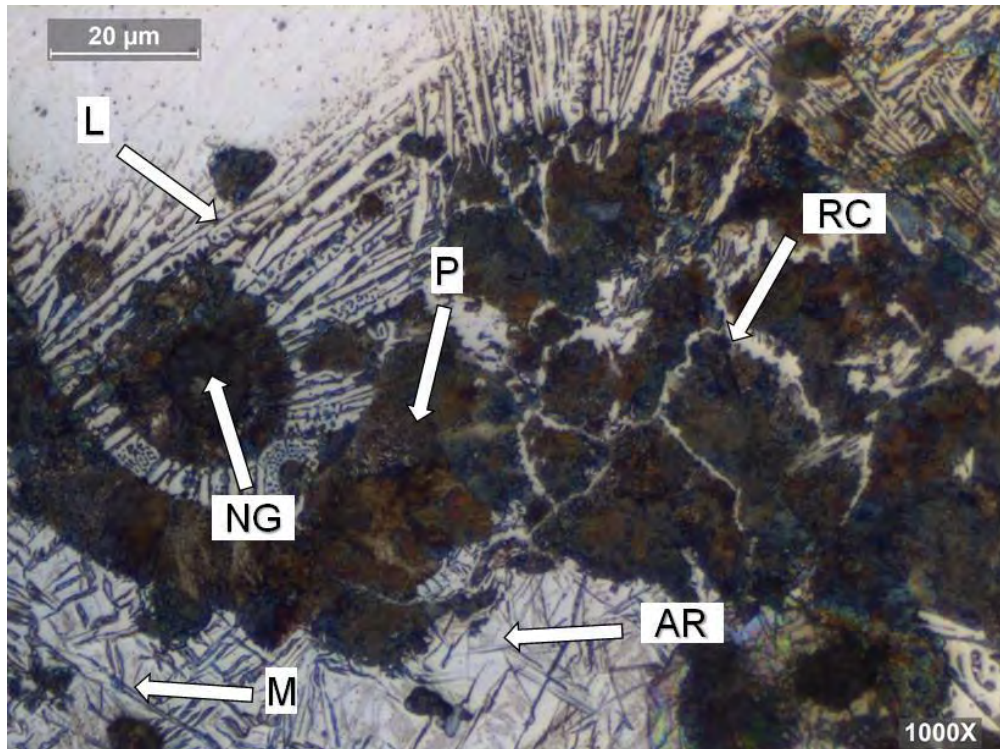


Figura A13. Microestructura EB2, zona PF, 1000X (Nital 5%). L, ledeburita; P, perlita; AR, austenita retenida; M, martensita; RC, red de cementita; y NG, nódulo de grafito.

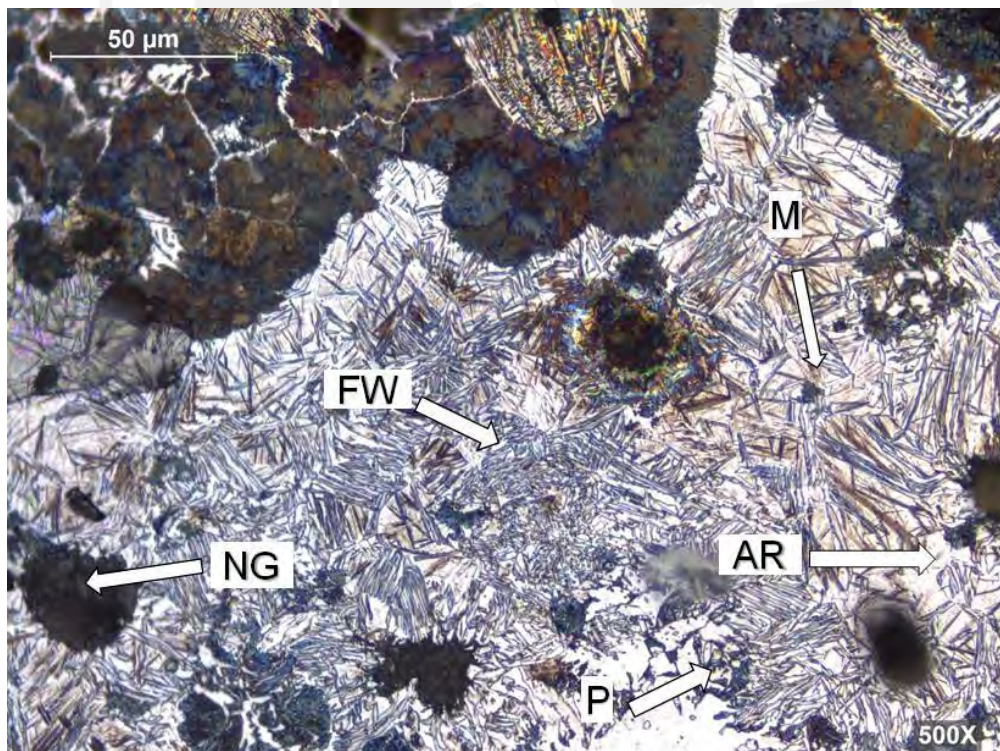


Figura A14. Microestructura EB2, zona ZAC, 500X (Nital 5%). M, martensita; AR, austenita retenida; FW, ferrita Widmanstätten; y NG, nódulo de grafito.



## Microestructura EC1 - Monoblock

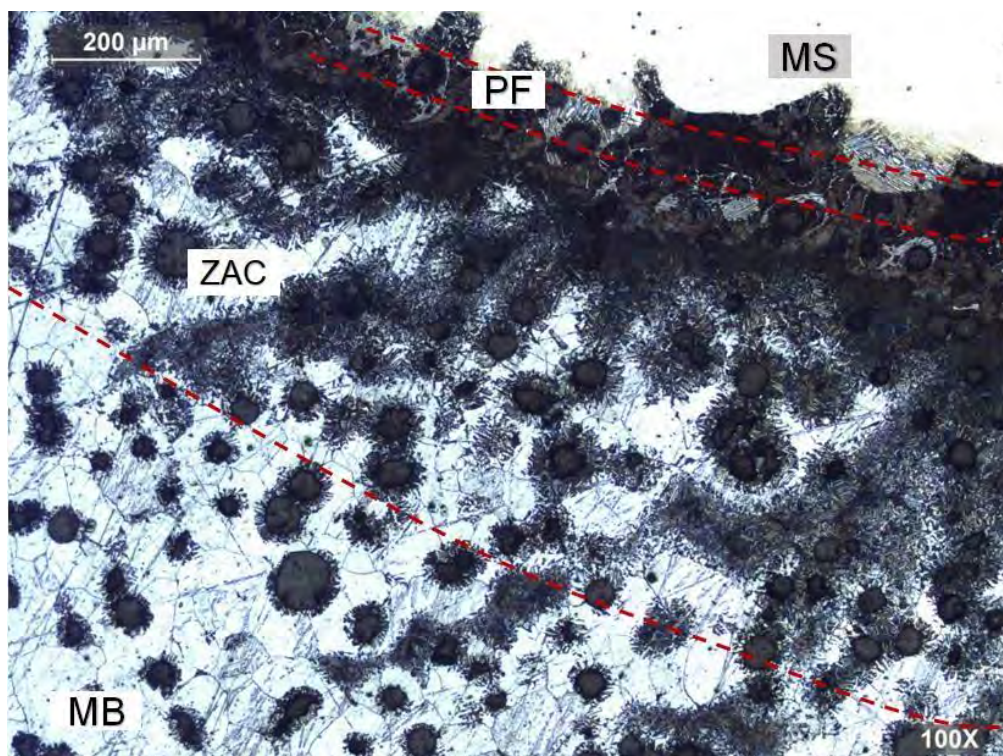


Figura A15. Microestructura EC1, 100X (Nital 2%).

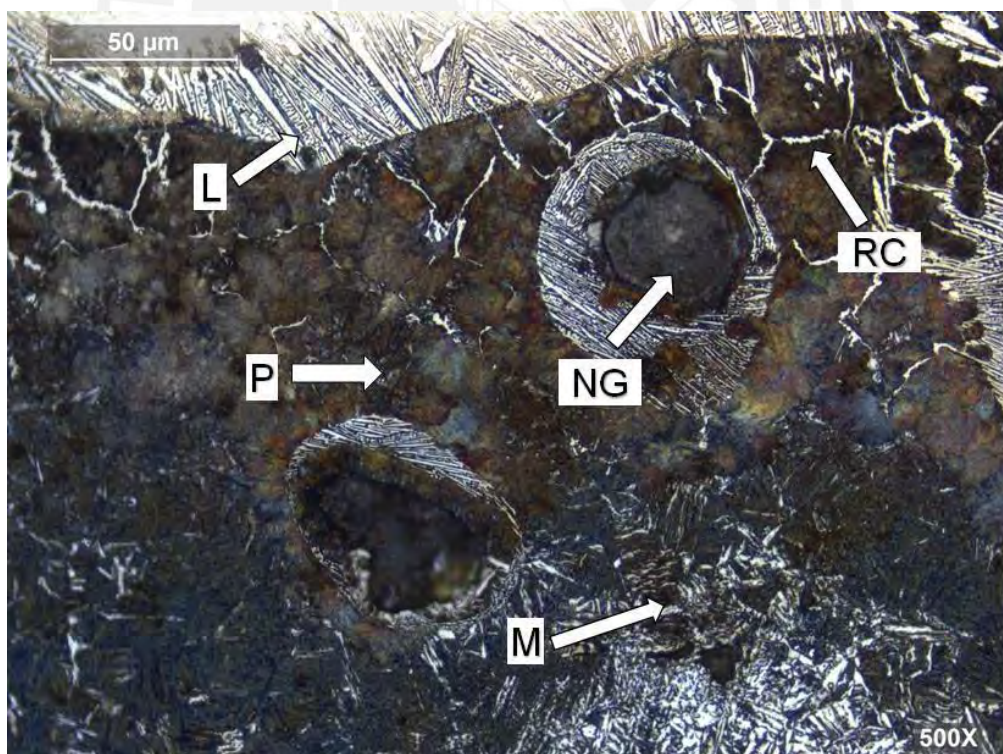


Figura A16. Microestructura EC1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). M, martensita; L, ledeburita; RC, red de cementita; P, perlita; y NG, nódulo de grafito.



## Microestructura EC2 - Monoblock

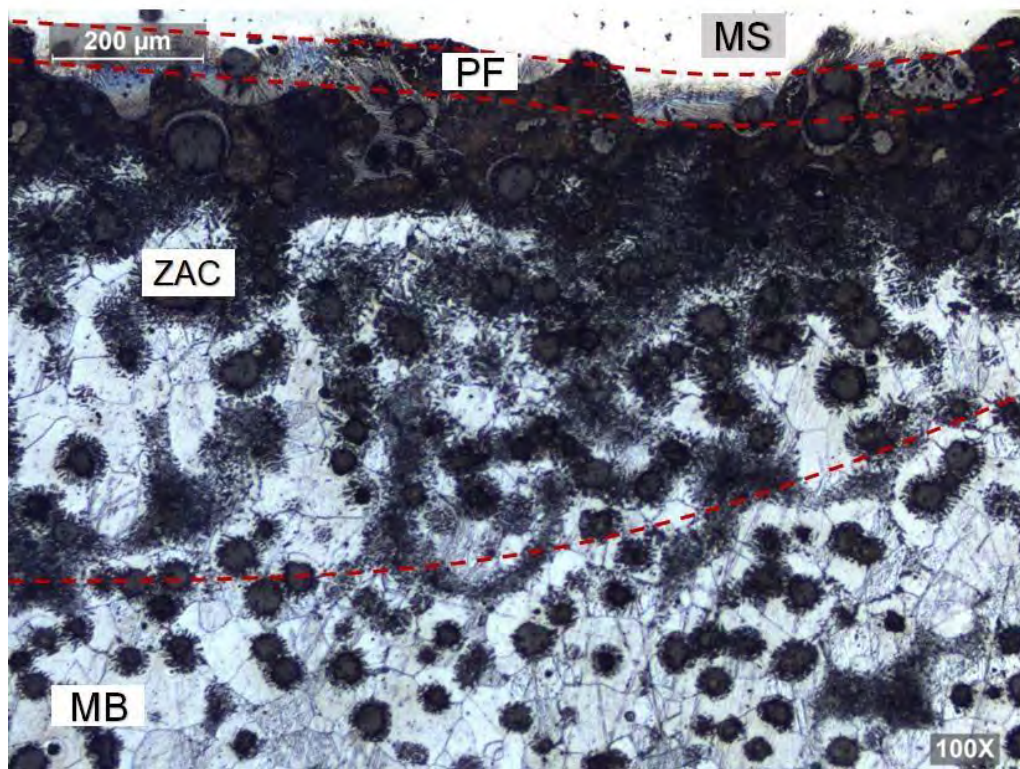


Figura A17. Microestructura EC2, 100X (Nital 2%).

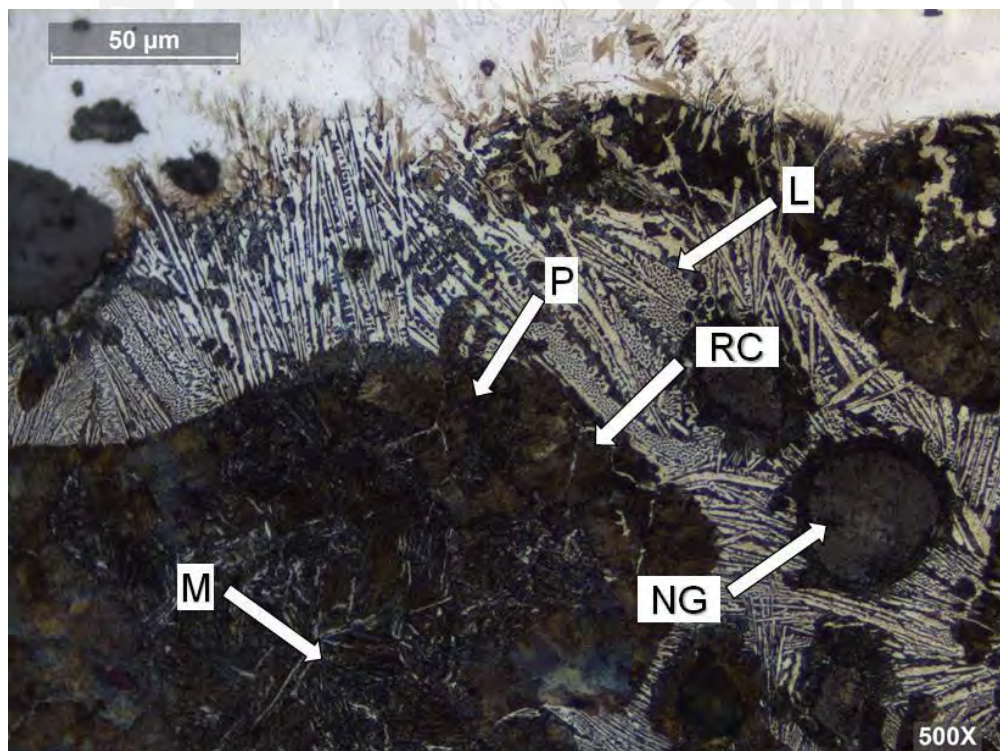


Figura A18. Microestructura EC2, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). M, martensita; L, ledeburita; RC, red de cementita; P, perlita; y NG, nódulo de grafito.



## **Microestructura ED1 - Monoblock**

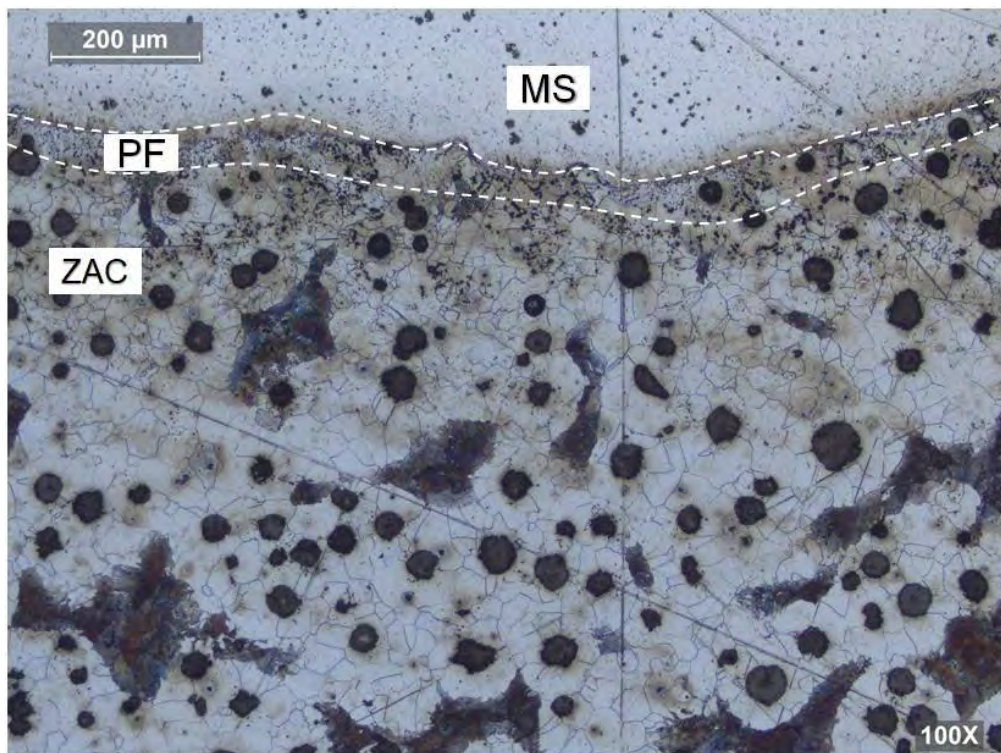


Figura A19. Microestructura ED1, 100X (Nital 2%).

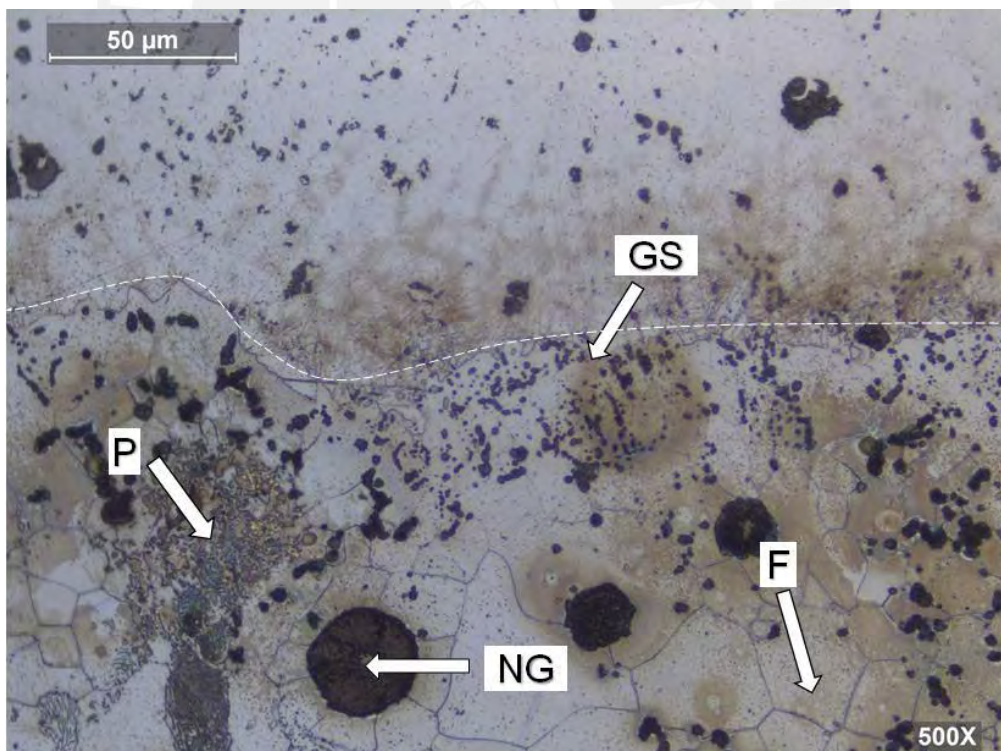


Figura A20. Microestructura ED1, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). P, perlita; GS, grafito secundario; F, ferrita; y NG, nódulo de grafito.



## Microestructura ED2 - Monoblock

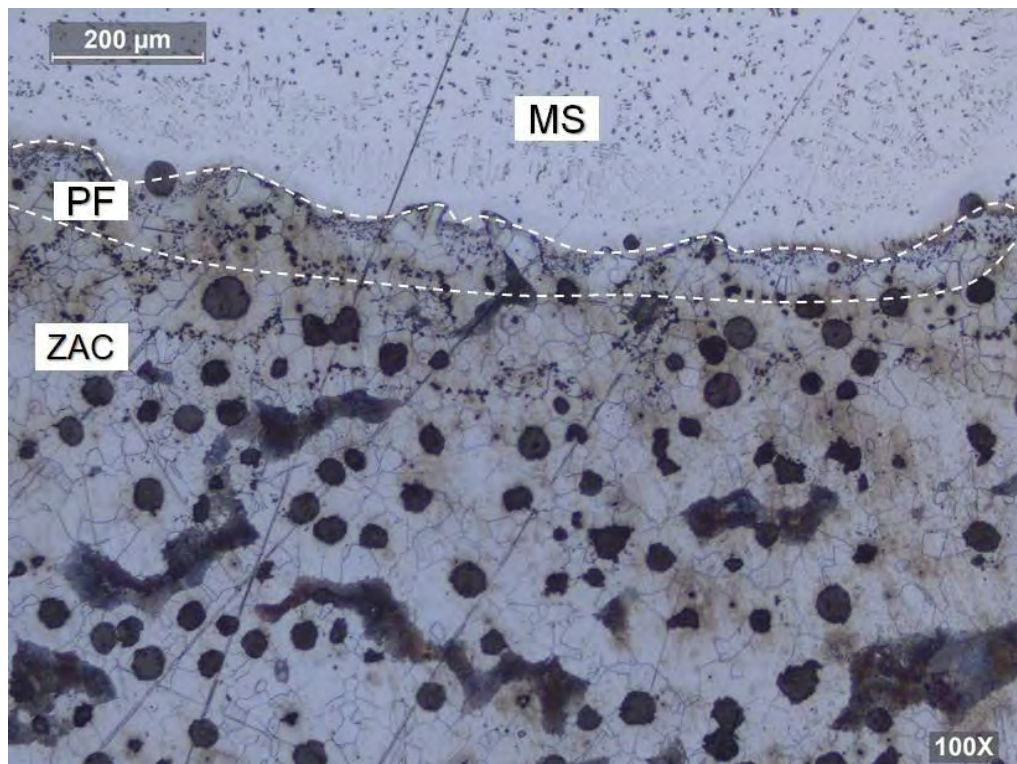


Figura A21. Microestructura ED2, 100X (Nital 2%).

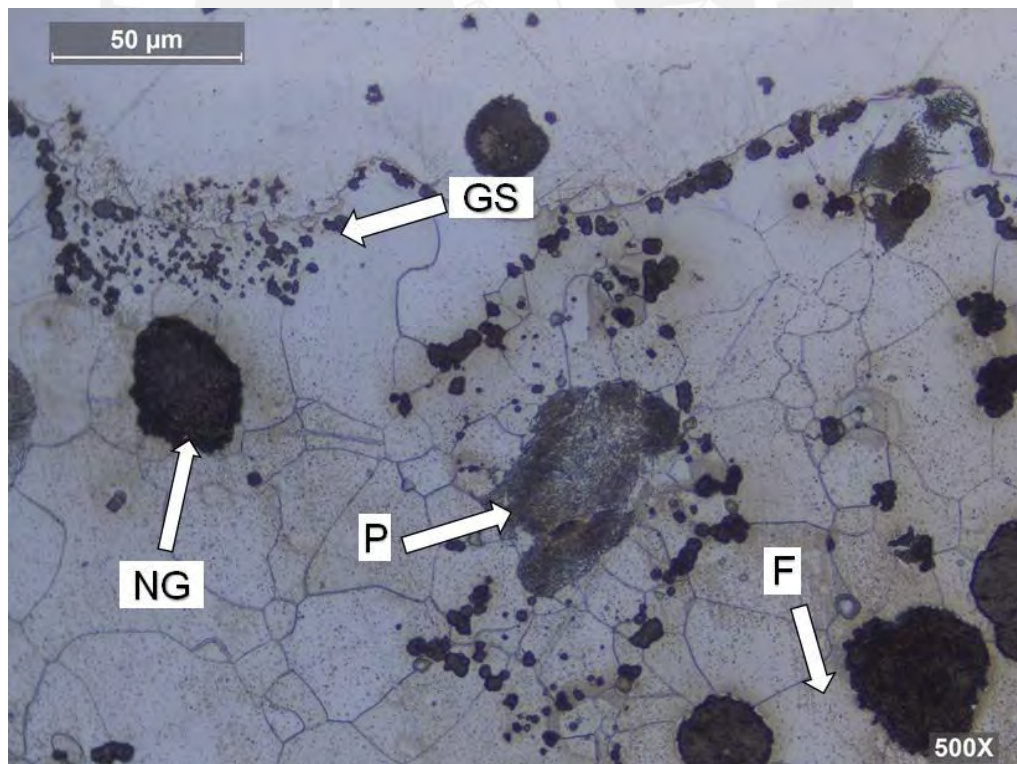


Figura A22. Microestructura ED2, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). P, perlita; GS, grafito secundario; F, ferrita; y NG, nódulo de grafito.



## B. MICROESTRUCTURA DE MUESTRAS DE LA CULATA

### Microestructura EA3 - Culata

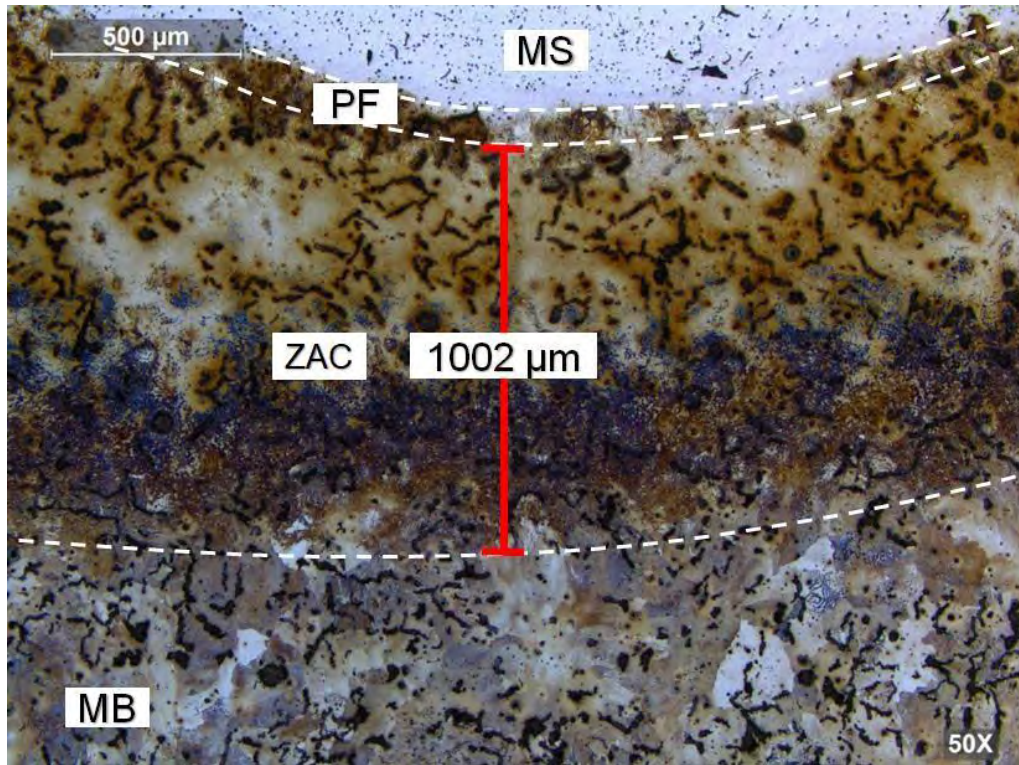


Figura A23. Microestructura EA3, 50X (Nital 5%).

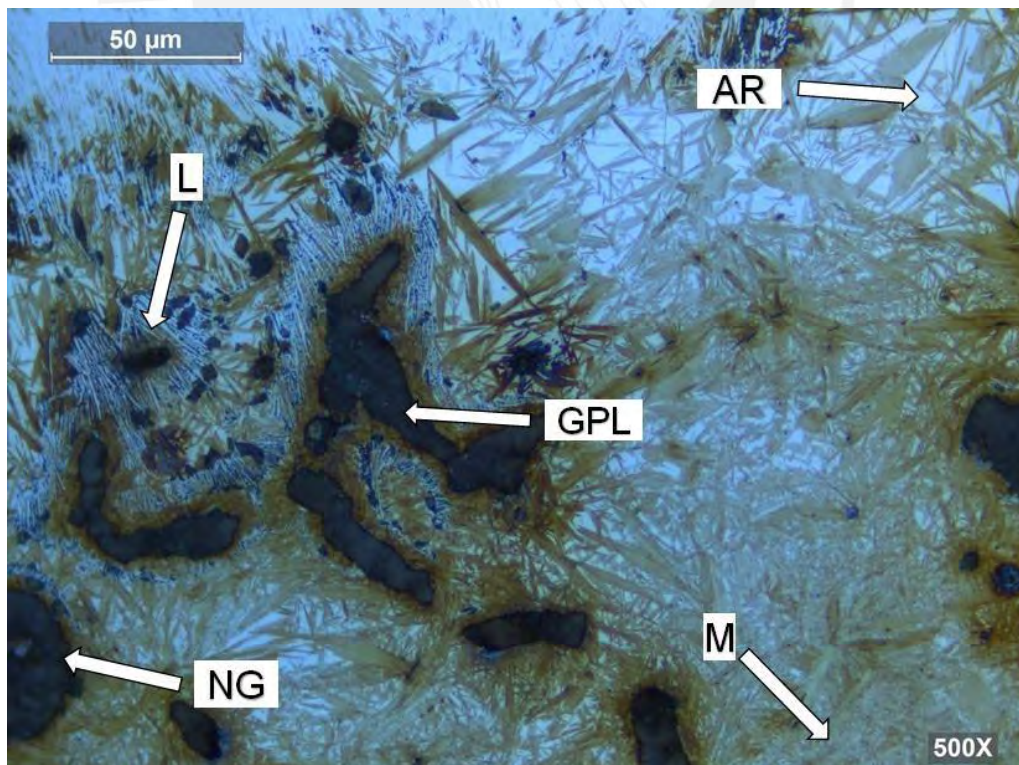


Figura A24. Microestructura EA3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). L, ledeburita; GPL, grafito pseudolaminar; AR, austenita retenida; M, martensita; y NG, nódulo de grafito.



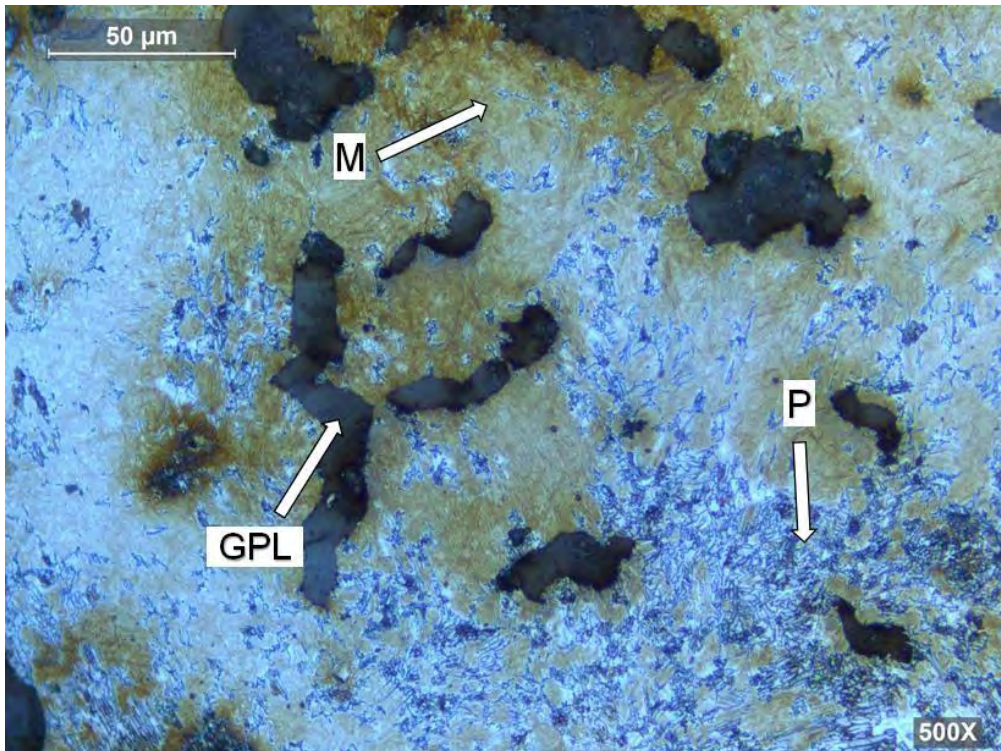


Figura A25. Microestructura EA3, zona ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; P, perlita; y M, martensita.

**Microestructura EA4 - Culata**

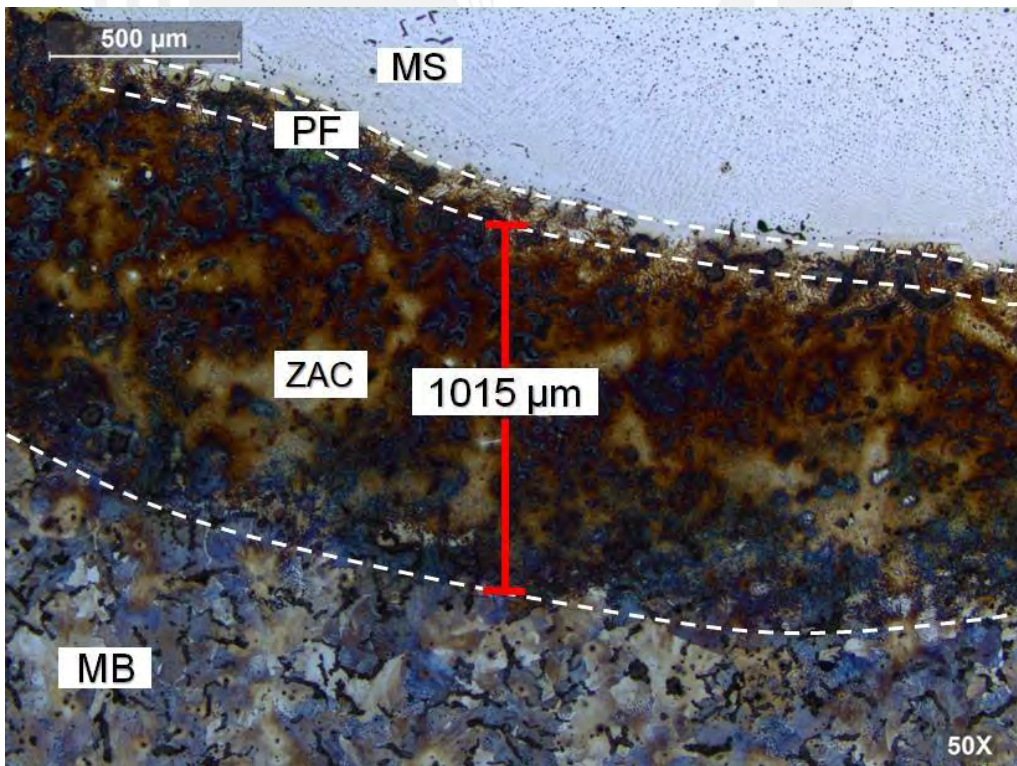


Figura A26. Microestructura EA4, 50X (Nital 5%).



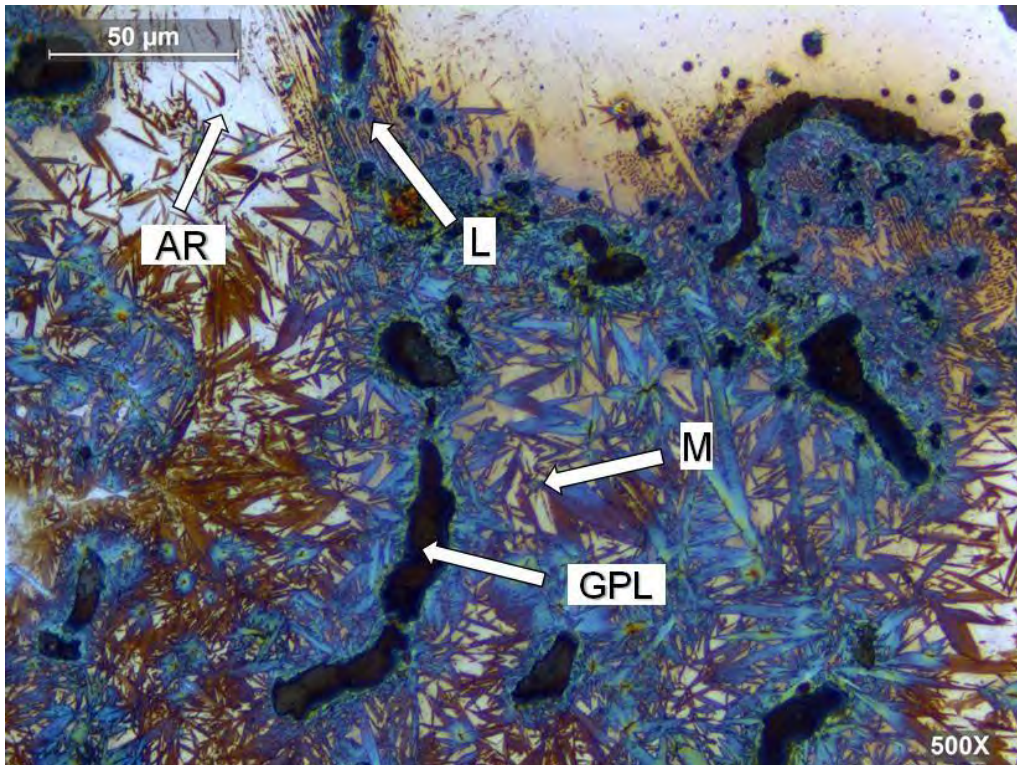


Figura A27. Microestructura EA4, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; AR, austenita retenida; y M, martensita.

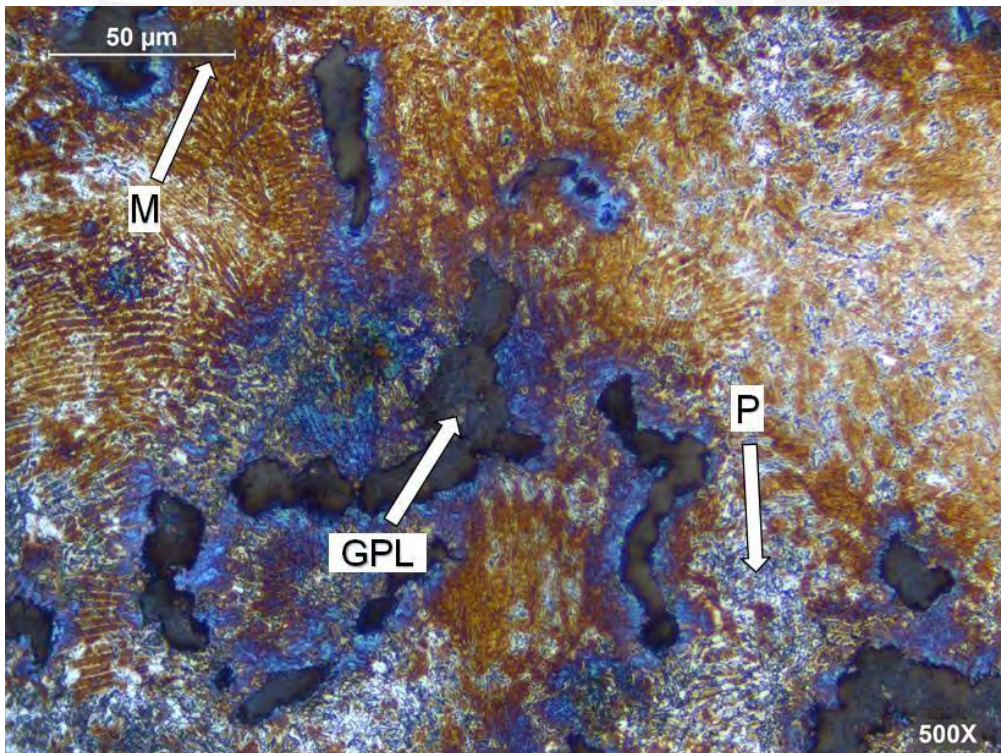


Figura A28. Microestructura EA4, zona ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; P, perlita; y M, martensita.



### Microestructura EB3 - Culata

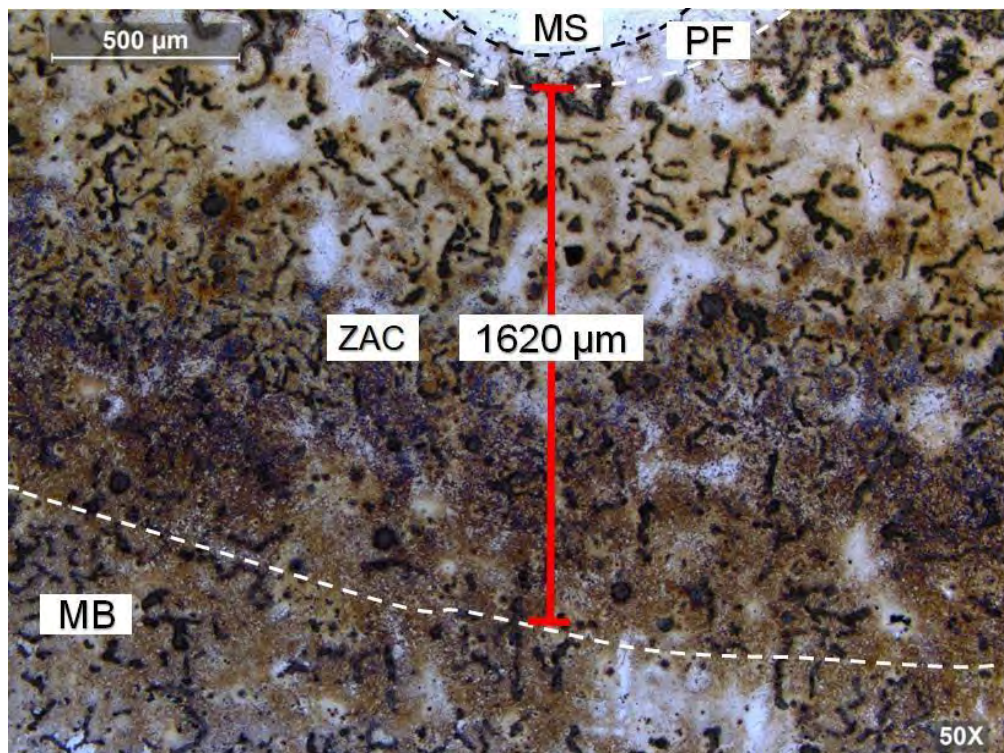


Figura A29. Microestructura EB3, 50X (Nital 5%).

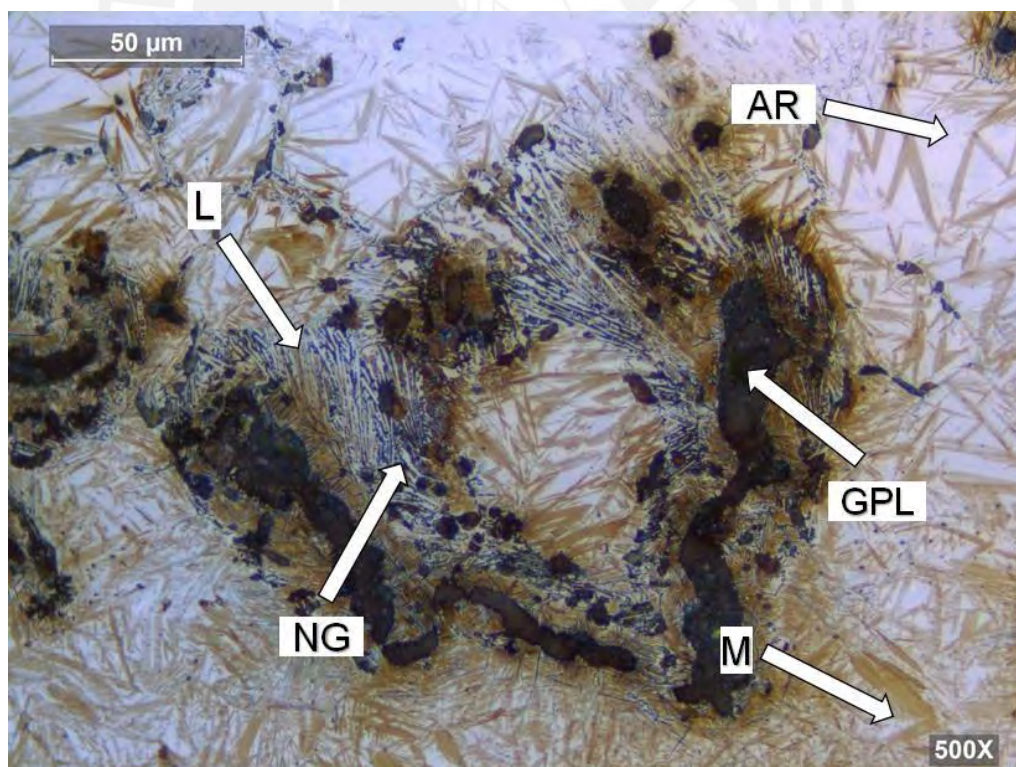


Figura A30. Microestructura EB3, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; AR, austenita retenida; NG, nódulo de grafito; y M, martensita.



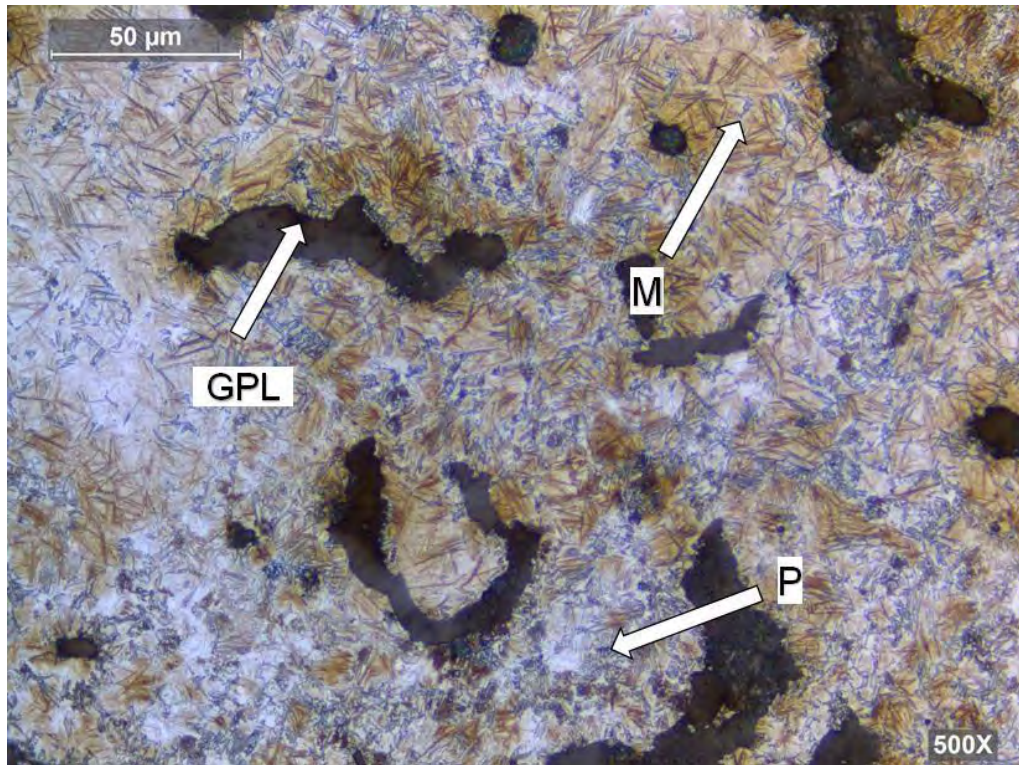


Figura A31. Microestructura EB3, zona ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; P, perlita; y M, martensita.

#### **Microestructura EB4 - Culata**

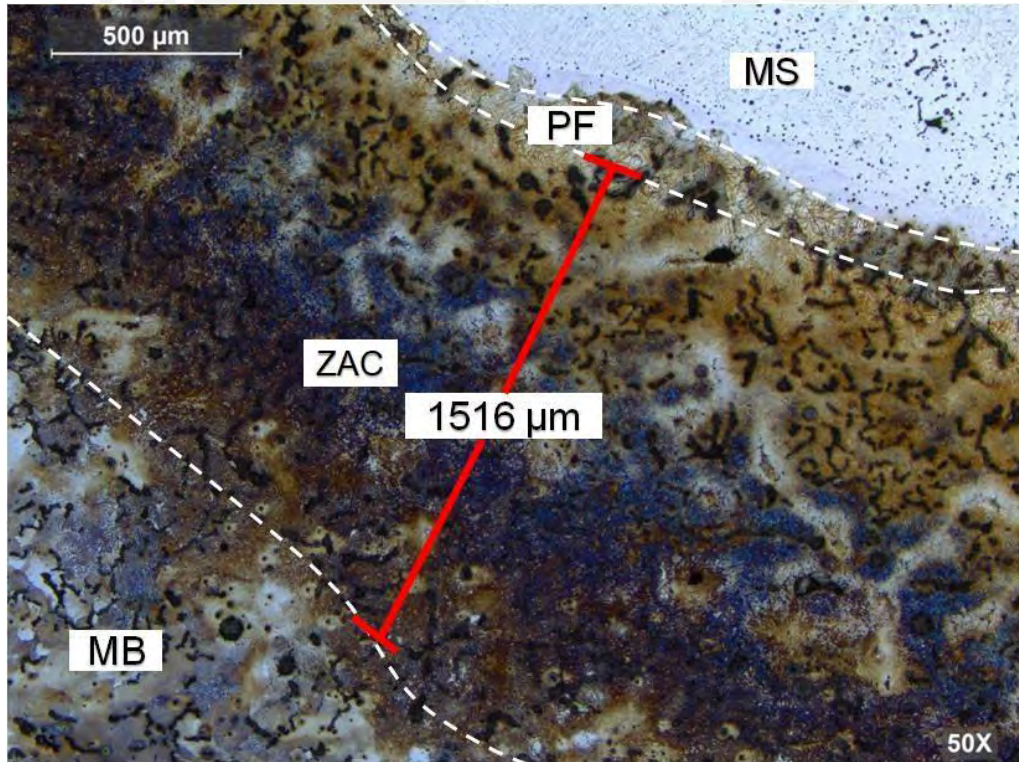


Figura A32. Microestructura EB4, 50X (Nital 5%).



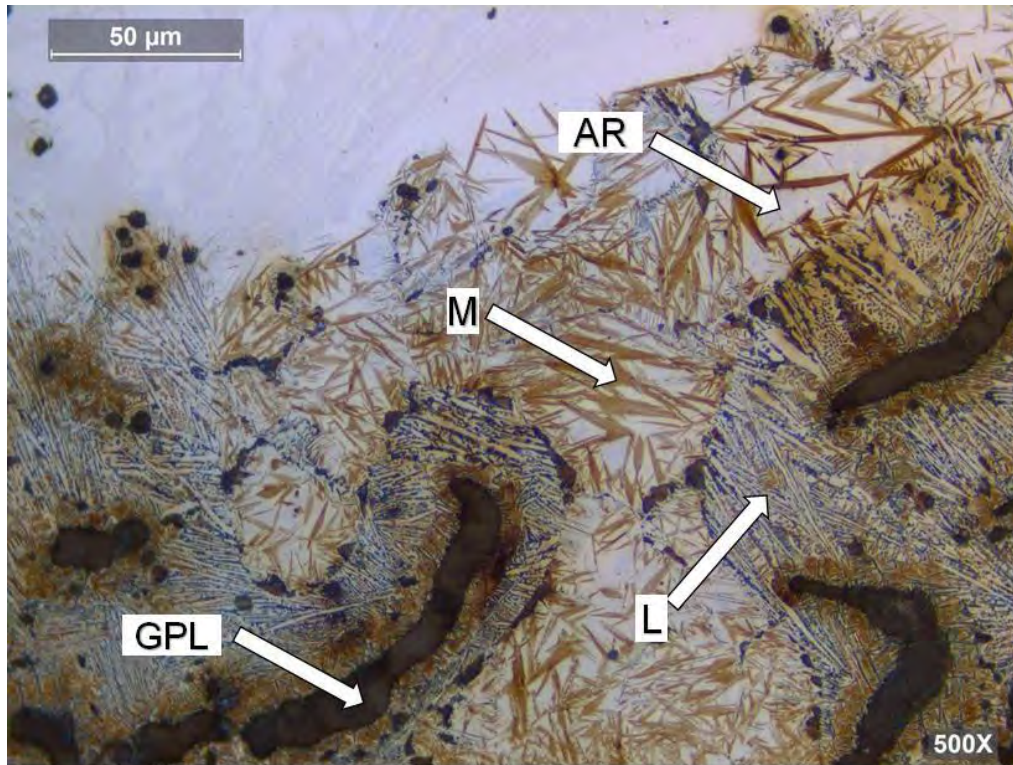


Figura A33. Figura 3.47. Microestructura EB4, zona PF y ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; AR, austenita retenida; y M, martensita.

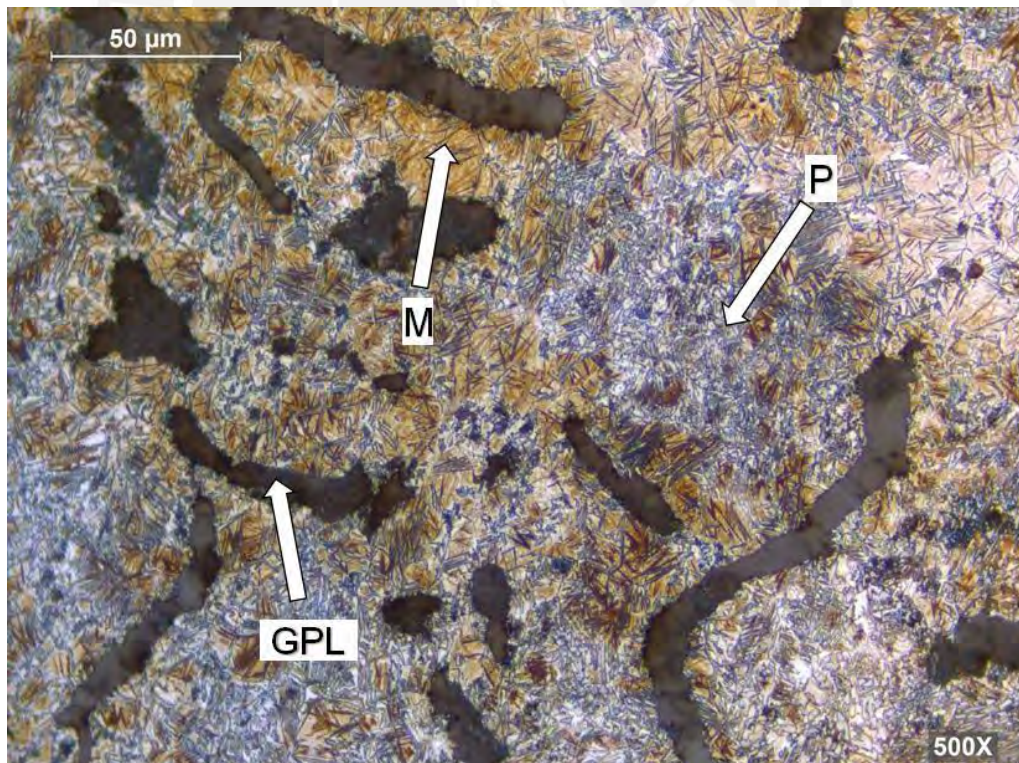


Figura A34. Microestructura EB4, zona ZAC, 500X (Nital 5%). GPL, grafito pseudolaminar; P, perlita; y M, martensita.



### Microestructura EC3 - Culata

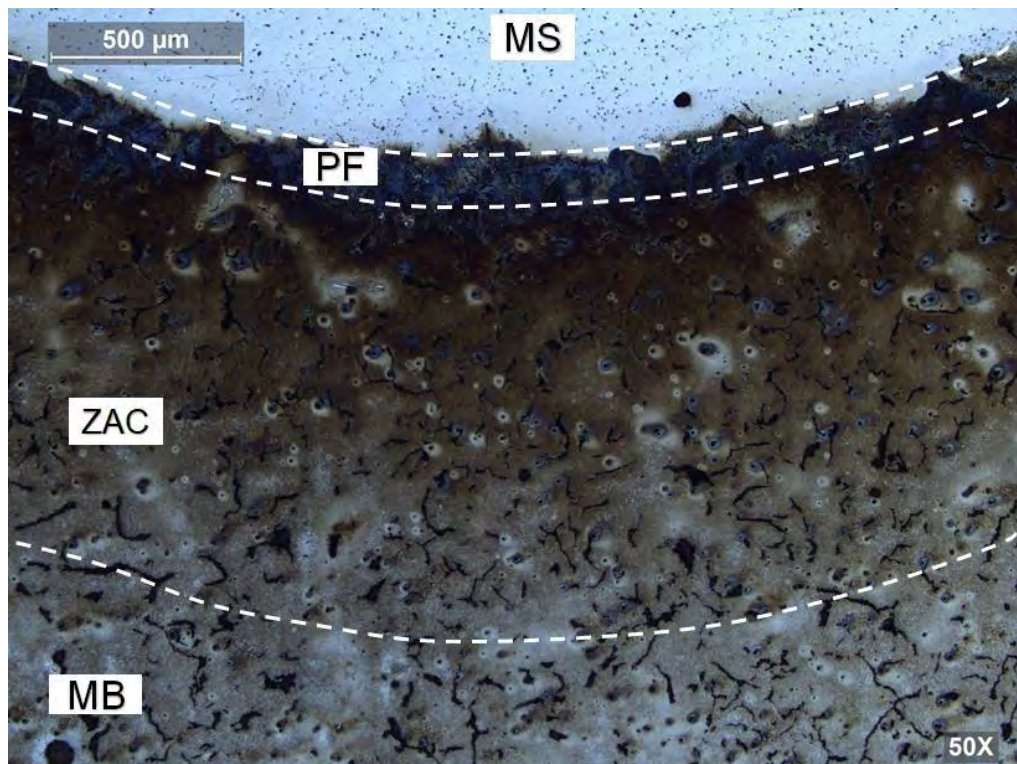


Figura A35. Microestructura EC3, 50X (Nital 2%).

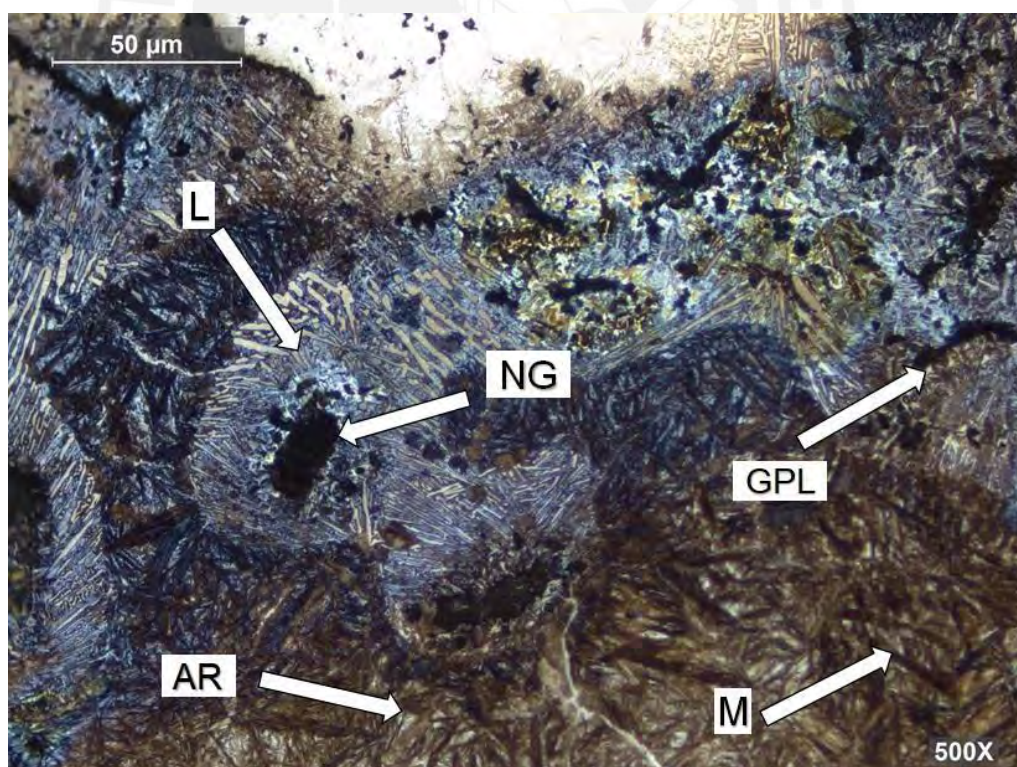


Figura A36. Microestructura EC3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; NG, nódulo de grafito; AR, austenita retenida; y M, martensita.



### Microestructura EC4 - Culata

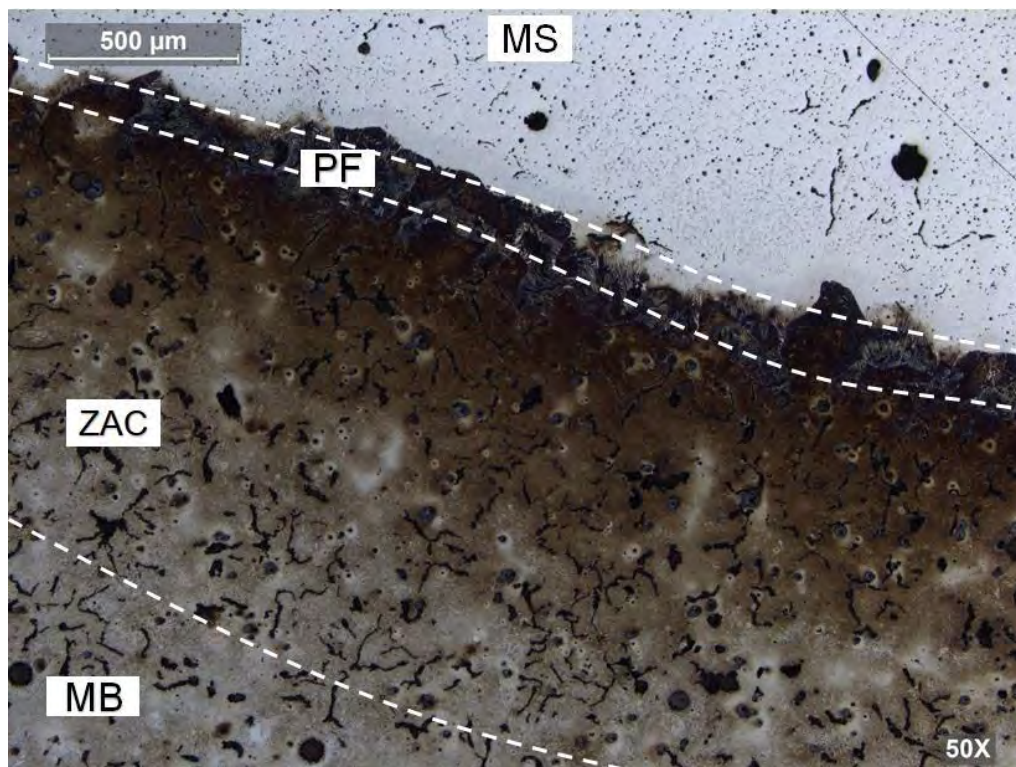


Figura A37. Microestructura EC4, 100X (Nital 2%).

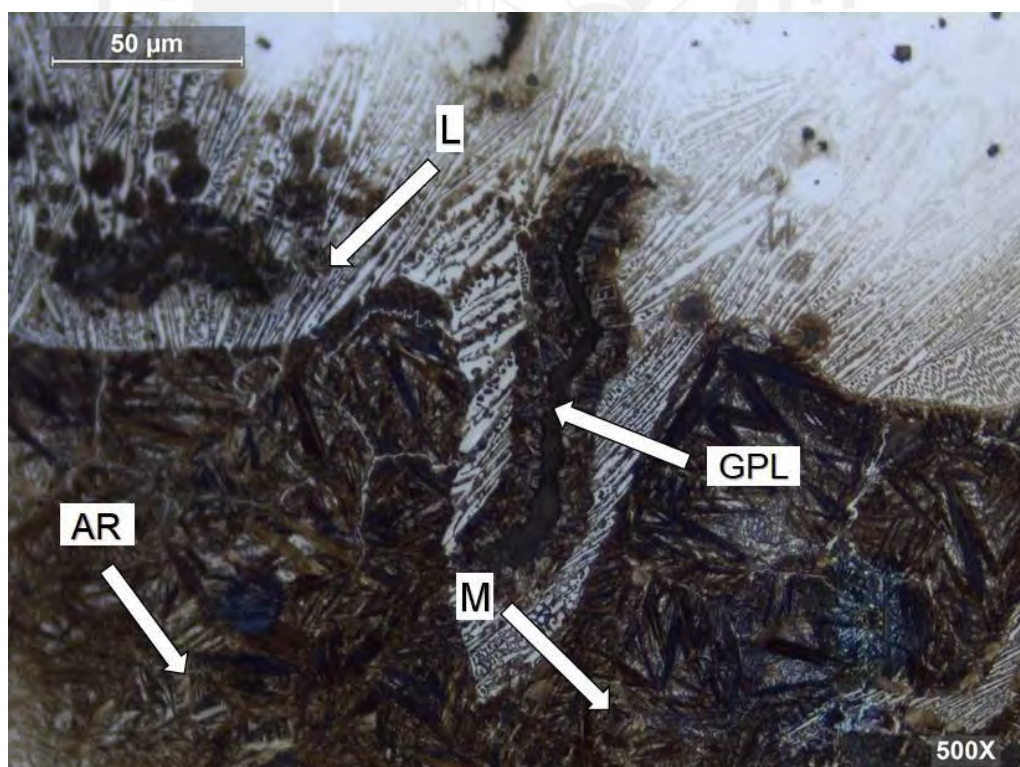


Figura A38. Microestructura EC4, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). GPL, grafito pseudolaminar; L, ledeburita; AR, austenita retenida; y M, martensita.



### **Microestructura ED3 - Culata**

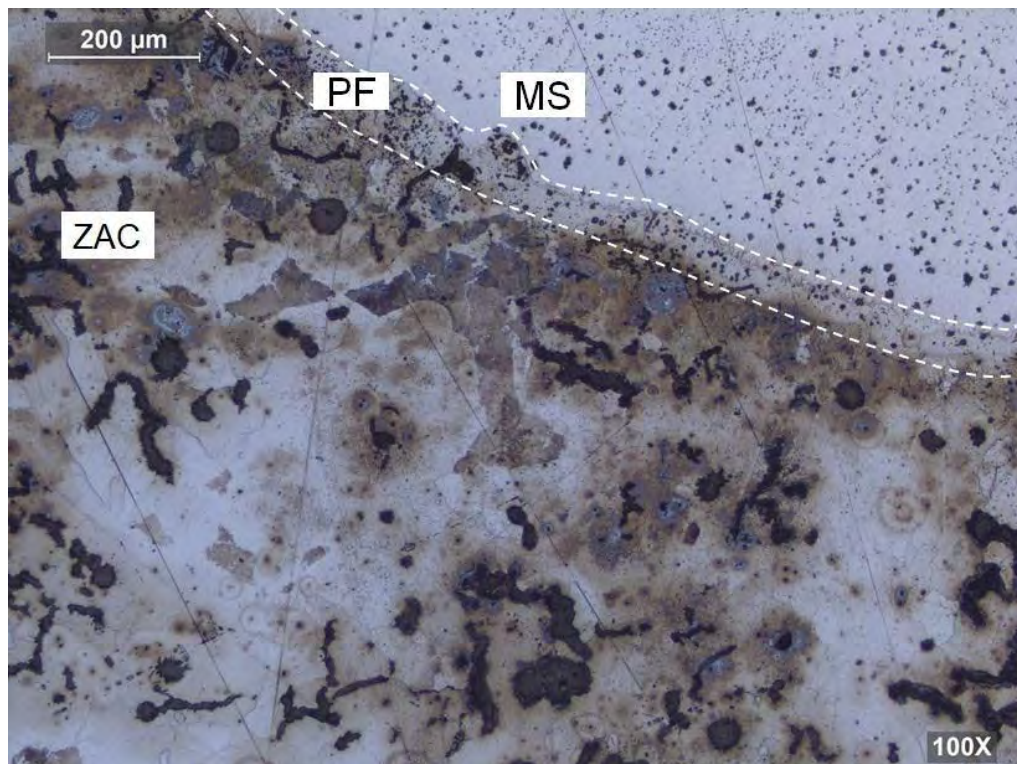


Figura A39. Microestructura ED3, 100X (Nital 2%).

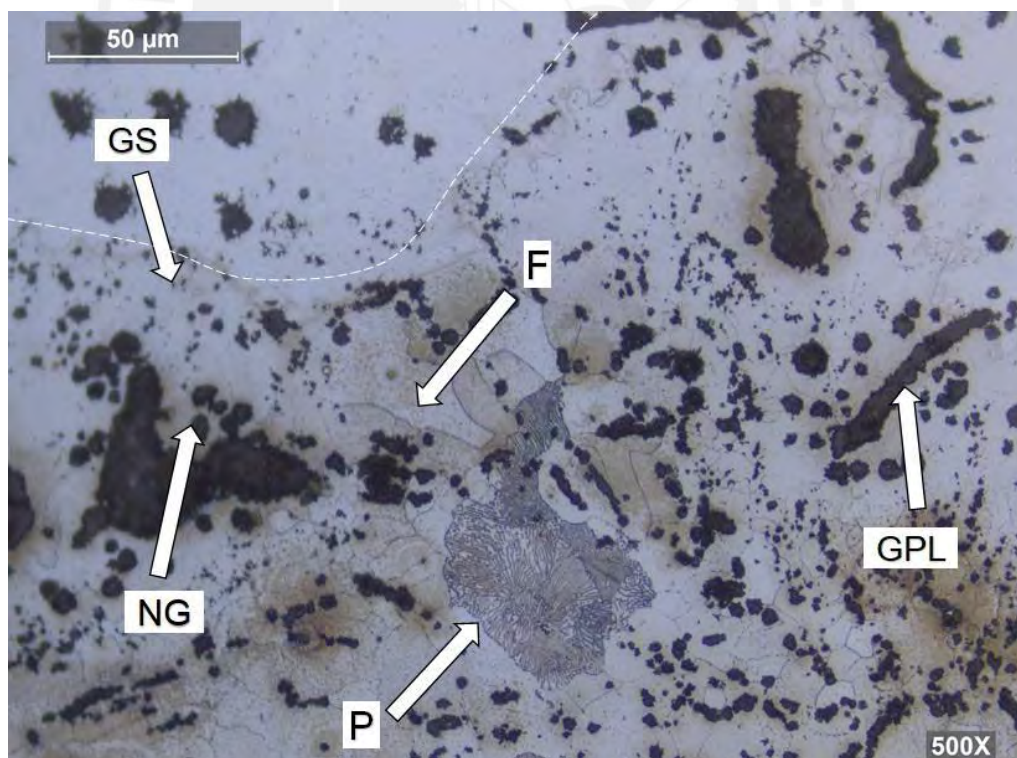


Figura A40. Microestructura ED3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). GS, grafito secundario; NG, nódulo de grafito; GPL, grafito pseudolaminar; F, ferrita; y P, perlita.



### **Microestructura ED4 - Culata**

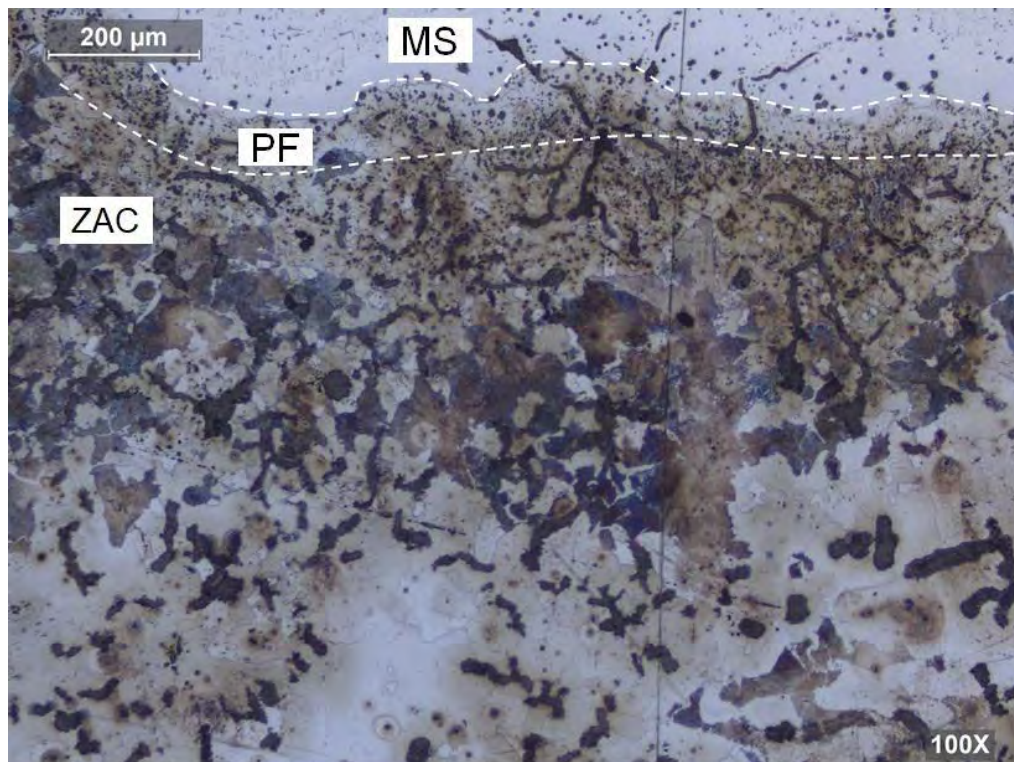


Figura A41. Microestructura ED3, 100X (Nital 2%).

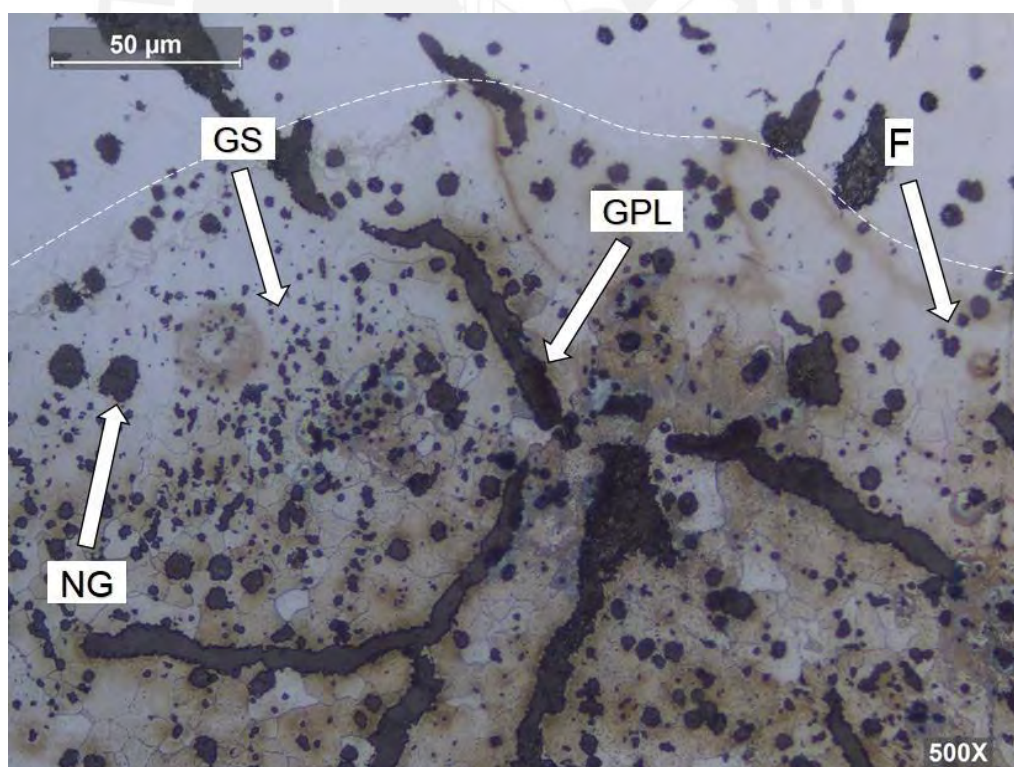


Figura A42. Microestructura ED3, zona PF y ZAC, 500X (Nital 2%). GS, grafito secundario; NG, nódulo de grafito; GPL, grafito pseudolaminar; y F, ferrita.