



UVa

Escuela de Ingenierías Industriales
Universidad de Valladolid

GRADO EN INGENIERÍA **MECÁNICA**

Trabajo final de grado

Análisis del comportamiento frente a la corrosión
localizada de las distintas zonas metalúrgicas generadas
en una unión soldada de acero inoxidable A-286

Autor:
Víctor Illán Mejías

Tutora:
M^a del Pilar de Tiedra Frontaura



Universidad de Valladolid



**ESCUELA DE INGENIERÍAS
INDUSTRIALES**

UNIVERSIDAD DE VALLADOLID

ESCUELA DE INGENIERIAS INDUSTRIALES

Grado en Ingeniería Mecánica

**Análisis del comportamiento frente a la
corrosión localizada de las distintas zonas
metalúrgicas generadas en una unión
soldada de acero inoxidable A-286**

Autor:

Illán Mejías, Víctor

Tutora:

De Tiedra Frontaura, M^a del Pilar

Departamento:

CMeIM/EGI/ICGF/IM/IPF

Valladolid, Julio 2025.

AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, agradecer a mi Tutora Pilar no solo su constante orientación y ayuda durante la realización de este trabajo, sino también su cercanía, paciencia y confianza en mí.

A Aparicio por haberme descubierto el fascinante mundo de la metalurgia y encauzar el que quiero que sea mi futuro profesional.

A mis amigos y a mis compañeros de carrera, habéis hecho de este camino una etapa mucho más llevadera y enriquecedora.

Gracias a mi hermana por su compañía, su apoyo incondicional y por haber compartido conmigo, paso a paso, estos años de estudio. Y, por supuesto, a mis padres, por su esfuerzo incansable y haber estado siempre ahí, haciendo posible lo que parecía difícil y creyendo en nosotros sin condiciones, os debo a los tres lo que soy y lo que he logrado.

RESUMEN

El presente trabajo estudia el comportamiento frente a la corrosión localizada del acero inoxidable A-286 en uniones soldadas mediante soldadura por puntos, envejecidas a 840 °C durante diferentes tiempos de tratamiento.

El objetivo principal es analizar cómo se comportan las distintas zonas metalúrgicas de cada unión frente al fenómeno de corrosión intergranular, mediante ensayos EPR y EPRDL, aunque también se realiza una primera aproximación al mecanismo de corrosión por picaduras.

Los resultados muestran una elevada dispersión debido a la heterogeneidad microestructural de cada una de las zonas de las muestras ensayadas, relacionada con factores como la presencia de fases secundarias propias del tratamiento térmico o los gradientes térmicos inducidos por la operación de soldadura.

Se concluye un mejor comportamiento general en el metal base frente a la zona de metal fundido, aún más favorable en la zona afectada térmicamente, aunque su complejidad microestructural, condiciona la solidez de esta conclusión.

PALABRAS CLAVE: acero inoxidable austenítico A-286, endurecimiento por precipitación, soldadura por resistencia por puntos, corrosión localizada, minicelda.

ABSTRACT

This Final Degree Project studies the behaviour of A-286 austenitic stainless steel against localized corrosion in spot welded joints aged at 840 °C over different treatment times.

The main goal is to analyse how the different metallurgical zones of each joint behave against the phenomenon of intergranular corrosion, by means of EPR and EPRDL tests, although a first approach to the mechanism of pitting corrosion is also carried out.

The results show a high dispersion due to the microstructural heterogeneity of each of the areas of the samples tested, related to such factors as the presence of secondary phases typical of the heat treatment or the thermal gradients induced by the welding operation.

It is concluded that the general behaviour of the base metal is better than that of the molten metal, and even more favourable in the thermally affected zone, although its microstructural complexity conditions the solidity of this conclusion.

KEYWORDS: A-286 austenitic stainless steel, precipitation hardening, resistance spot welding, localized corrosion, minicell.

ÍNDICE

Capítulo 1. Introducción y objetivos.....	1
1. ENUNCIADO DEL TRABAJO	3
2. ANTECEDENTES	3
3. INTRODUCCIÓN.....	3
4. OBJETIVOS	4
5. ESTRUCTURA DEL DOCUMENTO.....	5
Capítulo 2. Marco teórico y estado del arte	7
1. MATERIAL DE ESTUDIO	9
1.1. INTRODUCCIÓN. ACEROS INOXIDABLES	9
1.2. ESTRUCTURA CRISTALINA DE LOS ACEROS INOXIDABLES. CLASIFICACIÓN	10
1.3. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS	15
1.3.1. Generalidades	15
1.3.2. Propiedades físicas.....	16
1.3.3. Características mecánicas	17
1.3.4. Influencia elementos de aleación	18
1.4. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS ENDURECIBLES POR PRECIPITACIÓN	19
1.5. ACERO A-286	20
2. INFLUENCIA DE LA SOLDADURA	23
2.1. INTRODUCCIÓN. PROCESO DE SOLDADURA	23
2.2. SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS (RSW)	23
2.3. EFECTOS METALÚRGICOS DE LA SOLDADURA	25
2.3.1. Recristalización y crecimiento de grano	26
2.3.2. Precipitación y formación de fases secundarias.....	27
3. COMPORTAMIENTO FRENTE A LA CORROSIÓN	29
3.1. INTRODUCCIÓN	29
3.2. CORROSIÓN INTERGRANULAR.....	29
3.2.1. Factores que influyen en la sensibilización de los aceros inoxidables austeníticos	30
3.3. CORROSIÓN POR PICADURAS	32
3.3.1. Factores que influyen en la corrosión por picaduras de los aceros inoxidables austeníticos	33
3.4. EVALUACIÓN DE LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSIÓN LOCALIZADA	34
3.5. INFLUENCIA DE LA SOLDADURA EN LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSIÓN.....	35
Capítulo 3. Programa experimental	37
1. INTRODUCCIÓN.....	39
2. OBTENCIÓN DE LAS PROBETAS.....	39
3. ENSAYOS DE CORROSIÓN.....	42

3.1. INTRODUCCIÓN	42
3.2. ENSAYO EPR.....	46
3.3. ENSAYO EPRDL	48
Capítulo 4. Resultados y análisis de resultados.....	51
1. INTRODUCCIÓN.....	53
2. RESULTADOS	55
2.1. ENSAYO EPR.....	55
2.2. ENSAYO EPRDL	56
3. ANÁLISIS DE RESULTADOS	59
Capítulo 5. Conclusiones y líneas de futuro	69
1. CONCLUSIONES	71
2. LÍNEAS DE FUTURO.....	72
Capítulo 6. Revisión bibliográfica	75
1. BIBLIOGRAFÍA.....	77
Anexo I. Gráficas ensayos EPR y EPRDL.....	83
1. GRÁFICAS ENSAYOS EPR	85
2. GRÁFICAS ENSAYOS EPRDL	95
Anexo II. Ensayos de corrosión por picaduras	107
1. INTRODUCCIÓN	109
2. ENSAYO PA.....	109
3. ENSAYO PC.....	110
4. RESULTADOS	111
Anexo III. Estudio económico.....	117
1. ESTUDIO ECONÓMICO	119

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C [1].....	9
Figura 2 - Diagrama de fases Fe-Cr [9].....	11
Figura 3 - Diagrama de fases Fe-Ni [9].....	11
Figura 4 - Influencia del carbono en el diagrama Fe-Cr [9].....	11
Figura 5 - Tipos de aceros inoxidables en función del contenido de Cr y Ni [9].....	14
Figura 6 - Tipos de aceros inoxidables en función del contenido de Cr y C [9].....	14
Figura 7 - Diagrama de Schaeffler [11].....	15
Figura 8 - Representación esquemática del tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento [1].....	20
Figura 9 - Propiedades mecánicas del acero A-286 en función de la temperatura [20].....	21
Figura 10 - Aplicaciones habituales acero A-286.....	22
Figura 11 - Representación esquemática del proceso de soldadura por puntos. Adaptado de [35].....	23
Figura 12 - Resistencias eléctricas de la unión [35].....	24
Figura 13 - Ciclo de soldadura [35].....	25
Figura 14 - Zonas de la unión soldada.....	26
Figura 15 - Cambios microestructurales en la unión soldada del A-286.....	26
Figura 16 - Representación esquemática corrosión intergranular [1].....	29
Figura 17 - Diagrama TTS en función del contenido en carbono. Reproducción de [36].....	30
Figura 18 - Representación esquemática corrosión por picaduras. Adaptado de [44].....	33
Figura 19 - (a) Máquina de soldar, modelo SP 418 marca Serra (b) Electrodo de geometría troncocónica de Cu-Cr.....	40
Figura 20 - (a) Tronzadora (b) Detalle disco de corte (c) Muestra soldada (d) Corte longitudinal de las chapas para su posterior empastillado.....	40
Figura 21 - (a) Prensa metalográfica Struers Predopress (b) Probeta final.....	41
Figura 22 - (a) Lijadora/Pulidora de discos magnéticos Struers LaboPol-2 (b) Lijas.....	41
Figura 23 - (a) Suspensión de diamante (b) (c) Paños sintéticos para pulido de 6, 3 y 1 μm	42
Figura 24 - Cuerpo y tapa de la minicelda.....	43
Figura 25 - Detalle punta sellada con silicona.....	43
Figura 26 - (a) Electrodo de calomelanos y puente salino (b) Montaje.....	44
Figura 27 - (a) Conjunto montado sobre la estructura (b) Palanca de accionamiento vertical (c) Plataforma con mordaza para el posicionamiento de la probeta.....	45
Figura 28 - (a) Bomba peristáltica (b) Capilares de silicona.....	45
Figura 29 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo EPR.....	46
Figura 30 - Curva genérica ensayo EPR.....	47
Figura 31 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo EPRDL.....	48
Figura 32 - Curva genérica ensayo EPRDL.....	49
Figura 33 - Comparativa gráfica para la validación del estudio.....	53
Figura 34 - Micrografía del área atacada por la punta de la minicelda.....	53
Figura 35 - Q_r en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPR59	
Figura 36 - $i_{m\acute{a}x_r}$ en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPR.....	59
Figura 37 - $i_{m\acute{a}x_r}/i_{m\acute{a}x_a}$ en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL.....	60
Figura 38 - Q_r/Q_a en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL.....	60
Figura 39 - Superposición de la tendencia entre indicadores del ensayo EPR.....	61
Figura 40 - Superposición de la tendencia entre indicadores del ensayo EPRDL.....	62

Figura 41 - E_{corr_r} en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPR	63
Figura 42 - E_{corr_r} en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL	64
Figura 43 - E_{corr_a} en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL	64
Figura 44 - Valores de Q_r de la zona de metal fundido. Ensayo EPR	65
Figura 45 - Valores de Q_r/Q_a de la zona de metal fundido. Ensayo EPRDL	65
Figura 46 - Valores de Q_r de la zona afectada térmicamente. Ensayo EPR.....	65
Figura 47 - Valores de Q_r de la zona afectada térmicamente. Ensayo EPRDL	66
Figura 48 - Valores de Q_r de la zona metal base. Ensayo EPR	66
Figura 49 - Valores de Q_r/Q_a de la zona metal base. Ensayo EPRDL	66
Figura 50 - Comparativa de Q_r en la ZMF. Ensayos EPR y EPRDL.....	67
Figura 51 - Curva EPR muestra 0A.....	85
Figura 52 - Curva EPR muestra 0B.....	85
Figura 53 - Curva EPR muestra 0C.....	86
Figura 54 - Curva EPR muestra 1A.....	86
Figura 55 - Curva EPR muestra 1B.....	87
Figura 56 - Curva EPR muestra 1C.....	87
Figura 57 - Curva EPR muestra 2A.....	88
Figura 58 - Curva EPR muestra 2B.....	88
Figura 59 - Curva EPR muestra 2C.....	89
Figura 60 - Curva EPR muestra 3A.....	89
Figura 61 - Curva EPR muestra 3B.....	90
Figura 62 - Curva EPR muestra 3C.....	90
Figura 63 - Curva EPR muestra 4A.....	91
Figura 64 - Curva EPR muestra 4B.....	91
Figura 65 - Curva EPR muestra 4C.....	92
Figura 66 - Curva EPR muestra 5A.....	92
Figura 67 - Curva EPR muestra 5B.....	93
Figura 68 - Curva EPR muestra 5C.....	93
Figura 69 - Curva EPR muestra 6A.....	94
Figura 70 - Curva EPR muestra 6B.....	94
Figura 71 - Curva EPR muestra 6C.....	95
Figura 72 - Curva EPRDL muestra 0A	95
Figura 73 - Curva EPRDL muestra 0B	96
Figura 74 - Curva EPRDL muestra 0C	96
Figura 75 - Curva EPRDL muestra 1A	97
Figura 76 - Curva EPRDL muestra 1B	97
Figura 77 - Curva EPRDL muestra 1C	98
Figura 78 - Curva EPRDL muestra 2A	98
Figura 79 - Curva EPRDL muestra 2B	99
Figura 80 - Curva EPRDL muestra 2C	99
Figura 81 - Curva EPRDL muestra 3A	100
Figura 82 - Curva EPRDL muestra 3B	100
Figura 83 - Curva EPRDL muestra 3C	101
Figura 84 - Curva EPRDL muestra 4A	101
Figura 85 - Curva EPRDL muestra 4B	102
Figura 86 - Curva EPRDL muestra 4C	102
Figura 87 - Curva EPRDL muestra 5A	103
Figura 88 - Curva EPRDL muestra 5B	103

Figura 89 - Curva EPRDL muestra 5C	104
Figura 90 - Curva EPRDL muestra 6A	104
Figura 91 - Curva EPRDL muestra 6B	105
Figura 92 - Curva EPRDL muestra 6C	105
Figura 93 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo PA	109
Figura 94 - Curva genérica ensayo PA	110
Figura 95 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo PC	110
Figura 96 - Curva genérica ensayo PC	111
Figura 97 - Curva PA muestra 4B	112
Figura 98 - Curva PA muestra 6A	112
Figura 99 - Curva PA muestra 4A	113
Figura 100 - Curva PC muestra 1C	113
Figura 101 - Curva PC muestra 3A	114
Figura 102 - Curva PC muestra 4B	114
Figura 103 - Curva PC muestra 5C	115
Figura 104 - Curva PC muestra 6C	115

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1 - Composición química A-286 (% peso)	20
Tabla 2 - Muestras a ensayar según la zona y condiciones de tratamiento de endurecimiento	42
Tabla 3 - Parámetros representativos ensayo EPR	47
Tabla 4 - Parámetros representativos ensayo EPRDL	49
Tabla 5 - Comparativa de resultados para la validación del estudio	54
Tabla 6 - Resultados ensayos EPR	55
Tabla 7 - Resultados ensayos EPRDL curvas de activación	56
Tabla 8 - Resultados ensayos EPRDL curvas de reactivación	57
Tabla 9 - Relaciones ensayos EPRDL	58
Tabla 10 - Parámetros representativos ensayo PA	110
Tabla 11 - Parámetros representativos ensayo PC	111
Tabla 12 - Resumen coste total del proyecto	121

ÍNDICE DE ECUACIONES

Ecuación 1 - Ley de Joule	24
Ecuación 2 - Parámetro ajustado al tamaño de grano	48
Ecuación 3 - Área total de límite de grano	48

Capítulo 1. Introducción y objetivos

1. ENUNCIADO DEL TRABAJO

Análisis del comportamiento frente a la corrosión localizada de las distintas zonas metalúrgicas generadas en una unión soldada de acero inoxidable A-286.

2. ANTECEDENTES

Este trabajo de fin de grado se enmarca dentro de una línea de investigación del Grupo de Investigación Reconocido (GIR) “Soldadura e ingeniería metalúrgica” de la Universidad de Valladolid.

Trabajos previos han estudiado el comportamiento de diversas aleaciones metálicas frente a distintos tipos de corrosión y desgaste, en función de la influencia de diversos parámetros metalúrgicos asociados a la estructura y al proceso de fabricación, tales como el grado de deformación, el tiempo y temperatura de sensibilización, etc. En ellos se han utilizado múltiples técnicas de ensayos normalizados, y los resultados han sido justificados con la caracterización y el análisis microestructural mediante microscopía óptica y electrónica.

3. INTRODUCCIÓN

En el ámbito de la ingeniería, los materiales metálicos destacan entre todos los demás en numerosas aplicaciones estructurales y funcionales debido fundamentalmente a su excelente resistencia mecánica y facilidad de conformado.

Son capaces de soportar cargas, resistir impactos y desempeñar numerosas funciones de alto nivel de responsabilidad en entornos exigentes, sin embargo, su uso está condicionado por su tendencia a corroerse. Existen aplicaciones en las que dicha limitación no es un inconveniente, pero otras muchas en las que la resistencia a la corrosión se convierte en un criterio de selección determinante.

De entre las distintas alternativas que reúnen estas características, los aceros inoxidables destacan por ofrecer una combinación equilibrada entre resistencia mecánica, resistencia frente a la corrosión y coste. Además, presentan una buena soldabilidad, factor a tener en cuenta en esta selección, pues se trata de un proceso de conformado muy presente en el ámbito industrial.

Este tipo de aceros presenta además la capacidad de modificar sus propiedades en función de las exigencias en servicio, pudiendo ser endurecidos mediante distintos mecanismos, dependiendo del tipo específico de acero

inoxidable que se esté empleando. De entre las distintas familias existentes, los aceros inoxidables endurecibles por precipitación consiguen fundamentalmente este endurecimiento no por deformación en frío o tratamiento térmico de temple — mecanismos característicos de otras familias —, sino mediante un tratamiento térmico de envejecimiento en el que se produce la precipitación de distintas fases secundarias responsables de tal efecto.

En concreto, la evolución microestructural del acero inoxidable austenítico endurecible por precipitación A-286 durante tratamientos térmicos de envejecimiento, particularmente en torno a los 840 °C, implica la precipitación de fase γ' y su transformación parcial en fase η . Esta última, al ser incoherente con la matriz austenítica puede generar heterogeneidades químicas y tensionales en la microestructura. Además, a estas modificaciones se suman las inducidas por el propio proceso de soldadura, ya que genera gradientes térmicos y microestructurales en las distintas zonas metalúrgicas de la unión.

Tales modificaciones son potencialmente críticas frente a fenómenos de corrosión localizada, como la corrosión intergranular o la corrosión por picaduras, especialmente en entornos agresivos.

En este contexto, el presente trabajo se enfoca en analizar cómo varía el comportamiento frente a la corrosión localizada de las distintas zonas metalúrgicas generadas en la soldadura de probetas de A-286 sometidas a tratamientos térmicos de envejecimiento a 840 °C durante distintos tiempos de exposición, en función de la precipitación, morfología y distribución de las fases γ' y η . Comprender esta relación resulta esencial para optimizar los tratamientos térmicos y asegurar la resistencia a la corrosión de componentes fabricados con esta aleación en aplicaciones críticas.

4. OBJETIVOS

El objetivo del presente estudio es realizar ensayos de corrosión localizados en las distintas zonas metalúrgicas de la unión soldada mediante el uso de una minicelda electroquímica. Se emplean para ello técnicas electroquímicas como reactivación potenciocinética simple (EPR) y reactivación potenciocinética de doble barrido (EPRDL). Ambos, ensayos normalizados para evaluar la susceptibilidad a la “corrosión intergranular”.

Se establecerá una comparativa en función de los resultados obtenidos a fin de evaluar la influencia de los tiempos de exposición al tratamiento de envejecimiento post-soldadura y así localizar las zonas de debilidad de dichas uniones.

Se realiza también una primera aproximación a ensayos de polarización anódica (PA) y polarización anódica cíclica (PAC) con el objetivo de conocer si dichos ensayos, realizados a pequeña escala con una minicelda, nos permiten distinguir la respuesta a la “corrosión por picaduras” de las diferentes zonas generadas en la unión.

5. ESTRUCTURA DEL DOCUMENTO

A continuación, se presenta la estructura adoptada para este trabajo de fin de grado.

En este primer capítulo se introduce el estudio realizado junto con los objetivos del mismo.

En el segundo capítulo, **“Marco teórico y estado del arte”**, se desarrollan las bases teóricas necesarias para comprender el contenido del trabajo, dividido en 3 bloques fundamentales: material de estudio, influencia de la soldadura y comportamiento frente a la corrosión. Además, se ha llevado a cabo una revisión bibliográfica orientada a fundamentar dicho marco teórico con aquellos estudios y publicaciones relevantes relacionados con la temática del trabajo. Se encontrarán pues referencias que expliquen ciertos conceptos o que aporten información adicional al estudio.

En el tercer capítulo, **“Programa experimental”**, se explica paso a paso el desarrollo práctico del trabajo, abordando de forma detallada las etapas llevadas a cabo, equipos utilizados, montaje del dispositivo de los ensayos, metodología de los mismos, etc.

En el cuarto capítulo, **“Resultados y análisis de resultados”**, se extraen los valores numéricos de cada uno de los parámetros de interés de ambos ensayos para cada una de las muestras y posteriormente se analizan de forma gráfica y comparativa.

En el quinto capítulo, **“Conclusiones y líneas de futuro”**, se desarrollan las conclusiones extraídas en base al análisis realizado de los resultados y se proponen las posibles líneas futuras de esta investigación.

Por último, se cierra este trabajo con la **bibliografía** del mismo.

De forma complementaria el trabajo cuenta con 3 anexos. En el **“Anexo I”** se adjuntan las gráficas de cada uno de los ensayos EPR y EPRDL realizados en esta investigación, de las cuales se han sacado los valores numéricos expuestos en el capítulo 4, **“Resultados y análisis de resultados”**. El **“Anexo II”** aborda de manera introductoria el estudio de la corrosión por picaduras mediante ensayos de polarización anódica y cíclica y, por último, el **“Anexo III”** corresponde al estudio económico del trabajo.

Capítulo 2. Marco teórico y estado del arte

1. MATERIAL DE ESTUDIO

1.1. INTRODUCCIÓN. ACEROS INOXIDABLES

Los aceros son aleaciones metálicas compuestas principalmente por hierro y carbono en distintas proporciones, con la posible presencia de otros elementos que pueden formar parte de la aleación e impurezas.

El hierro es el componente predominante, mientras que el carbono, cuyo contenido oscila entre el 0,008 % y el 2,14 % en peso [1, p. 366], es el componente que mayor influencia ejerce en sus propiedades y características, así como en la microestructura y respuesta frente a los tratamientos térmicos [2, p. 2].

La relación entre estos elementos y sus fases se representa en el diagrama metaestable Fe-Fe₃C, figura 1.

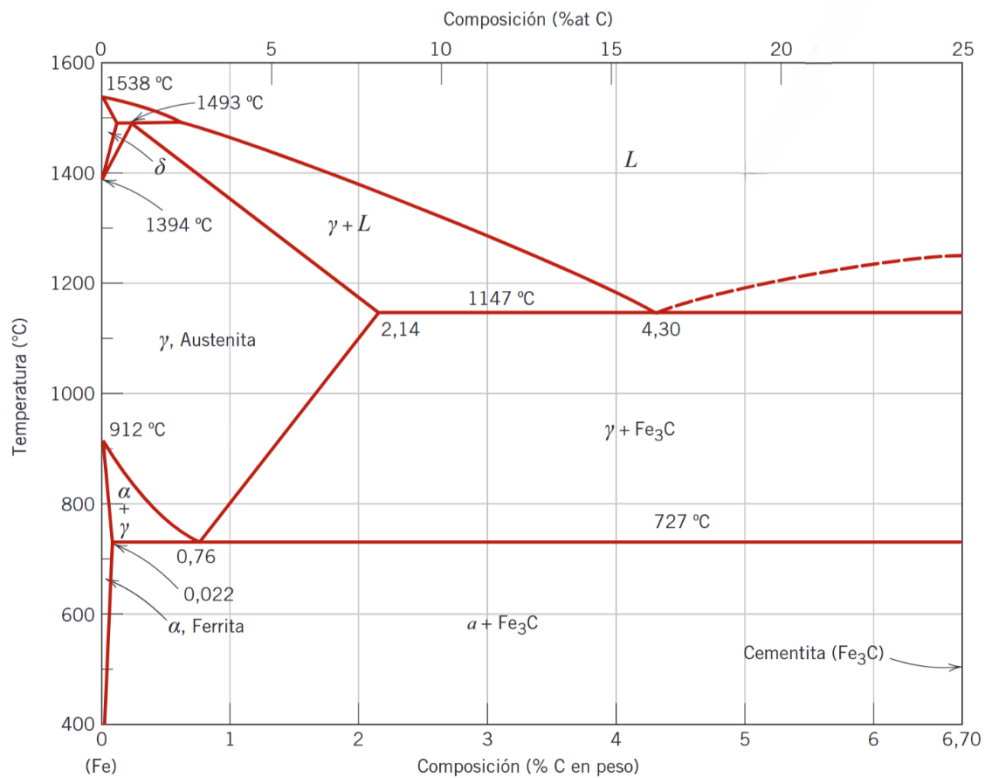


Figura 1 - Diagrama de fases Fe-Fe₃C [1]

Su excelente equilibrio entre resistencia mecánica, coste y facilidad de procesamiento convierte a los aceros en el material metálico por excelencia. Sin embargo, su principal limitación es la susceptibilidad a la corrosión, ya que el hierro presente en la aleación tiende a reaccionar con el oxígeno del medio, formando óxidos de hierro.

Aquí radica la importancia de los aceros inoxidables, los cuales exhiben una notable resistencia a la corrosión debido a la adición de cromo en su composición, con un contenido mínimo del 10,5 % en peso [3].

Dicho elemento favorece la formación de una fina capa de óxido en la superficie del metal, la cual es impermeable e insoluble en el medio corrosivo. Este fenómeno, conocido como pasividad, disminuye significativamente la reactividad química del material, ya que dicha película actúa como una barrera protectora frente al avance de la corrosión, evitando así su degradación en entornos específicos. La película pasiva es capaz de autoregenerarse en caso de ser dañada, siempre que las condiciones del ambiente sigan siendo suficientemente oxidantes, lo que asegura la protección continua del material frente a ataques corrosivos.

Asimismo, el contenido máximo de carbono en estos aceros será del 1,2 % [3] para evitar la formación excesiva de carburos de cromo que comprometan este efecto.

Si bien el cromo es el elemento clave en la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables, el níquel también desempeña un papel fundamental en la mejora de la resistencia en medios ligeramente oxidantes o reductores, como ciertos ácidos. Otros elementos de aleación pueden mejorar aún más las propiedades del material en función de su composición y del medio.

1.2. ESTRUCTURA CRISTALINA DE LOS ACEROS INOXIDABLES. CLASIFICACIÓN

La presencia de elementos de aleación tiene un impacto significativo sobre la estabilidad de las fases presentes en el sistema Fe-Fe₃C, figura 1.

Como ya se ha mencionado, el cromo y el níquel son los principales elementos de aleación de los aceros inoxidables. Teniendo en cuenta que ambos ejercen efectos opuestos sobre la estabilidad de las fases del sistema Fe-Fe₃C, resulta útil analizar la influencia de los elementos de aleación desde esta perspectiva, utilizando el comportamiento de ambos como base para comprender dichas alteraciones y en consecuencia las propiedades del acero.

El cromo es un elemento estabilizador de la fase alfa (ferrita, α), es decir, es un elemento alfégeno. Actúa favoreciendo la existencia de hierro alfa y restringiendo el campo de estabilidad del hierro gamma (austenita, γ), como puede observarse en la figura 2. Sin embargo, dado que en un acero la presencia de carbono es constitutiva, es necesario considerar simultáneamente su influencia al analizar el sistema binario Fe-Cr. En la figura 4 podemos observar que este actúa ampliando el campo de estabilidad de la austenita, tanto más cuanto mayor sea el contenido del mismo.

En el diagrama Fe-Cr puede además observarse la existencia de una nueva fase, denominada sigma, un compuesto intermetálico que se desarrolla tras exposiciones prolongadas a elevadas temperaturas en variedad de aceros con contenidos elevados de cromo, en torno al 25 % [4][5][6][7]. Se trata de una fase paramagnética, dura y frágil, cuya presencia conlleva una notable disminución de la ductilidad y tenacidad del acero, así como una pérdida significativa de la resistencia a la corrosión [8].

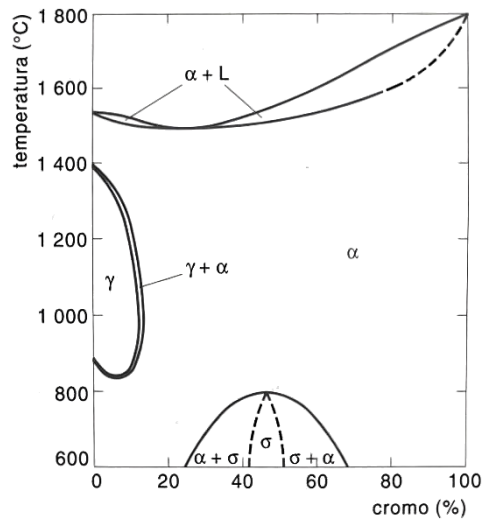


Figura 2 - Diagrama de fases Fe-Cr [9]

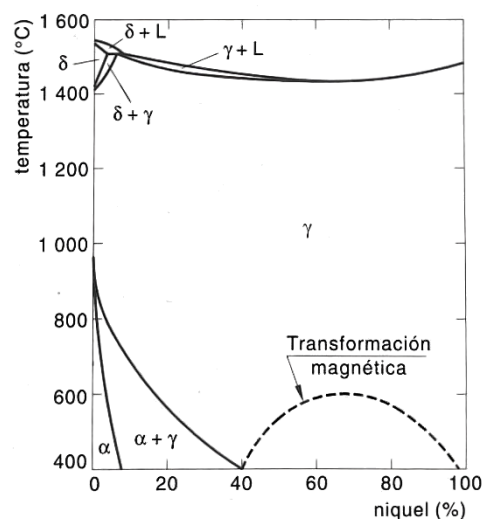


Figura 3 - Diagrama de fases Fe-Ni [9]

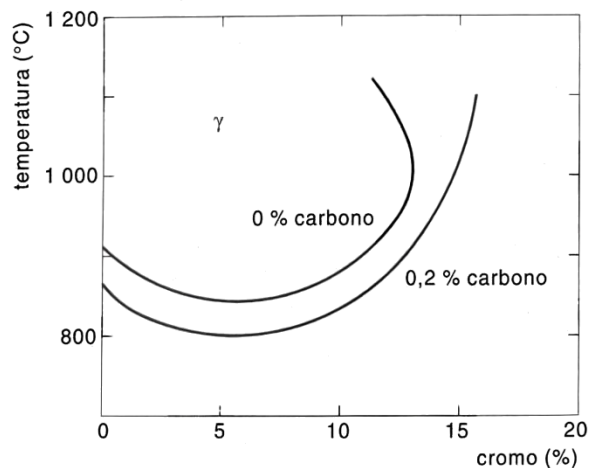


Figura 4 - Influencia del carbono en el diagrama Fe-Cr [9]

Otros elementos con comportamiento alfégeno, como el silicio, molibdeno, titanio, niobio o el tántalo, contribuyen también a estabilizar la ferrita y afectan al equilibrio de fases de forma similar al cromo.

Por su parte el níquel ensancha el campo de existencia de la austenita, en detrimento de la ferrita, figura 3. Se trata de un elemento gammágeno, al

igual que el carbono, previamente mencionado, el manganeso, el cobalto, el nitrógeno y el cobre.

Además, el níquel desplaza hacia menores contenidos de cromo y temperaturas superiores la zona de estabilidad de la fase sigma [10, p. 39].

En función del tipo de elementos presentes en la aleación y de su proporción podremos obtener diversas estructuras cristalinas, pudiendo realizarse una clasificación de los aceros inoxidable en cuatro grandes grupos: aceros inoxidable martensíticos, ferríticos, austeníticos y aceros de estructura dúplex, también llamados austenoferríticos. Además, al margen de esta clasificación, basada en la microestructura del acero a temperatura ambiente, existe otra categoría de aceros inoxidable que se distingue por el mecanismo de endurecimiento del mismo; se trata de los aceros endurecibles por precipitación.

- **Aceros martensíticos:** son aceros con un contenido en carbono de entre 0,15 % y 1,2 %; contenidos en cromo comprendidos entre 10,5 % y 18 %; y concentraciones de níquel muy bajas o inexistentes. Pueden presentar además adiciones de molibdeno, manganeso o silicio entre otros. Dichas concentraciones de cromo y carbono permiten la austenización del acero, condición necesaria para que, tras enfriar rápidamente (temple), se obtenga una estructura martensítica, tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). La martensita es un microconstituyente muy duro, frágil y resistente, por ello tras el templado estos aceros suelen ser sometidos a un revenido para mejorar su tenacidad y ductilidad, manteniendo valores de dureza y resistencia similares. Además, pueden ser moderadamente endurecidos mediante trabajo en frío.

Son aleaciones magnéticas, de difícil soldabilidad por su alto contenido en carbono y generalmente presentan un comportamiento mediocre frente a la corrosión, suficiente solo si el medio es poco agresivo.

- **Aceros ferríticos:** presentan una estructura alfa, cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Son aleaciones que contienen esencialmente cromo, en concentraciones desde el 10,5 % hasta el 30 %; contenido en carbono muy bajo, habitualmente inferior al 0,1 %, aunque en algunos grados de muy alta aleación en cromo puede alcanzar valores de hasta un 0,35 % sin comprometer la estabilidad de la fase alfa; y contenido escaso o nulo de níquel. Además, suelen contener otros elementos de aleación como titanio, niobio, nitrógeno o molibdeno.

No son endurecibles por tratamiento térmico, pero sí ligeramente por trabajo en frío. Se caracterizan por ser aleaciones magnéticas, de

baja soldabilidad, cuya resistencia a la corrosión puede variar desde moderada a destacada dependiendo de su composición y del medio de servicio.

- **Aceros austeníticos:** su estructura es gammágena, cúbica centrada en las caras (FCC). Presentan un contenido en carbono inferior al 0,15 %, normalmente entre 0,03 % y 0,08 %; contenidos muy elevados de cromo entre 16 % y 30 %; y un contenido en níquel de hasta un 35 %. Además, pueden presentar como elementos adicionales de aleación molibdeno, manganeso, cobre, aluminio, silicio, titanio, niobio, nitrógeno, etc.

Son endurecibles únicamente mediante trabajo en frío. Son aceros amagnéticos en estado de solubilizado y presentan excelentes propiedades de tenacidad, ductilidad, resistencia a la corrosión y soldabilidad.

- **Aceros austenoferríticos (dúplex):** son aceros con una estructura combinada ferrítica – austenítica. La proporción en que estará presente cada una de estas fases dependerá de la composición del acero, por lo que normalmente se ajustarán las concentraciones de aleantes con el objetivo de obtener aproximadamente la misma cantidad de ambas en su estructura. Contienen muy bajas concentraciones de carbono, inferiores al 0,05 %; cantidades de cromo comprendidas entre aproximadamente un 18 % y 26 %; níquel entre un 3 % y 6 %; y cantidades variables de molibdeno, nitrógeno y otros elementos. Esta combinación ofrece propiedades intermedias de tenacidad y ductilidad entre las de los aceros ferríticos y austeníticos, pero mayor resistencia mecánica. Son magnéticos, fácilmente soldables y endurecibles por trabajo en frío. Su comportamiento frente a la corrosión es equiparable al de un acero austenítico con similares elementos de aleación. Sin embargo, presentan mayor resistencia que estos a la corrosión bajo tensión y por picaduras.

- **Aceros endurecibles por precipitación:** si bien su estructura de partida puede ser martensítica, semiaustenítica o austenítica, se distinguen del resto por el mecanismo mediante el cual desarrollan su endurecimiento, es decir, representan un grupo complementario. Son aceros capaces de mejorar sustancialmente sus características mecánicas mediante tratamiento térmico de envejecimiento, en el cual, debido a la presencia de ciertos elementos de aleación como aluminio, titanio o niobio se forman precipitados de fases intermetálicas asociadas a dichos elementos, responsables de tal efecto.

Constituyen una alternativa en aquellas aplicaciones en las que además de excelente resistencia a la corrosión se requiera una resistencia mecánica aún mejor sin comprometer su maquinabilidad. A este grupo pertenece el material de estudio.

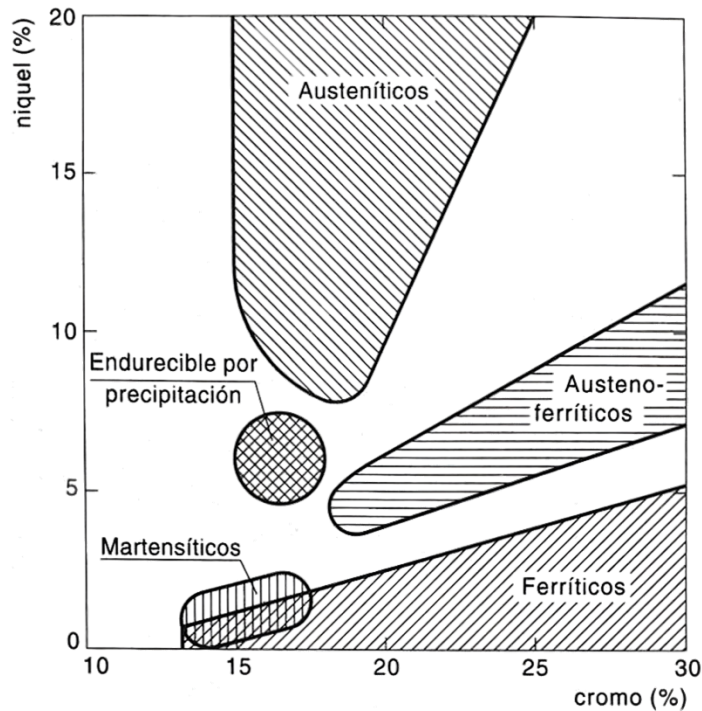


Figura 5 - Tipos de aceros inoxidables en función del contenido de Cr y Ni [9]

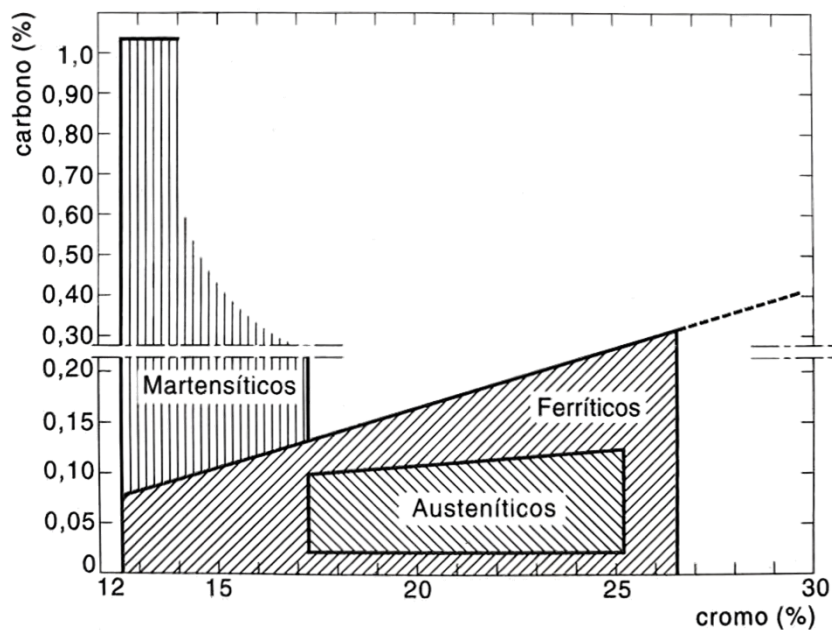


Figura 6 - Tipos de aceros inoxidables en función del contenido de Cr y C [9]

El efecto combinado de todos los elementos de aleación puede predecirse con el uso del diagrama de Schaeffler, mediante los equivalentes en cromo y níquel, un recurso eficaz para determinar la microestructura de una determinada composición química, figura 7.

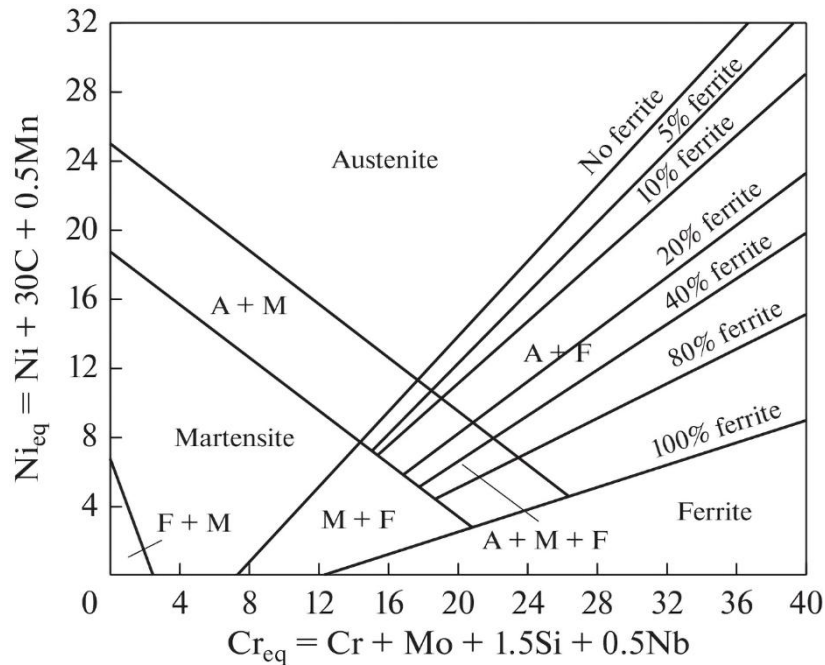


Figura 7 - Diagrama de Schaeffler [11]

1.3. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS

1.3.1. Generalidades

Los aceros inoxidables austeníticos son la familia de inoxidables más ampliamente utilizados. Sus aplicaciones comprenden sectores tan diversos como la industria química, petroquímica, alimentaria, farmacéutica, el sector energético, la construcción, el transporte, la fabricación de equipos criogénicos, etc., es decir aplicaciones donde los medios son agresivos y las condiciones de servicio exigen un comportamiento fiable para el tiempo de vida útil establecido.

Son aleaciones Fe-Cr-Ni (Mo) con estructura fundamentalmente austenítica, responsable de su tenacidad, ductilidad y elevada resistencia al impacto, incluso a temperaturas criogénicas. Además, gracias a su estabilidad estructural en un amplio rango de temperaturas, estos aceros presentan un comportamiento excelente a temperaturas elevadas.

Podrá también aparecer, en mayor o menor medida, ferrita δ originada por la cinética de enfriamiento — ya sea durante la solidificación del material o durante procesos de conformado del acero —, martensita inducida por

deformación y precipitados como carburos, nitruros y otros compuestos intermetálicos entre los que destacan la fase sigma y otras fases similares (chi, eta, rho y épsilon).

Se dividen en dos categorías, diferenciadas por su composición química y propiedades:

- **Aceros al Cromo-Níquel (18-8 y similares):** son los más comunes. Comprenden una amplia gama de composiciones, siendo el tipo 18-8 (18 % Cr y 8 % Ni) el más representativo. Existen variantes con mayores contenidos de cromo y/o níquel, diseñados para mejorar la resistencia a la corrosión, la resistencia a altas temperaturas o determinadas propiedades mecánicas. El aumento de cromo y otros elementos alfégenos requiere balancear con más níquel (u otros elementos gammágenos) a fin de mantener la estructura austenítica.
- **Aceros al Cromo-Manganeso/Nitrógeno-Níquel (aceros de sustitución o aceros de bajo contenido en níquel):** diseñados para reducir el contenido de níquel por ser más costoso, reemplazándolo parcialmente por manganeso y/o nitrógeno como estabilizadores de la austenita. Su capacidad de endurecimiento es mayor y presentan menor resistencia a la corrosión general e intercrystalina respecto a los 18-8.

Son altamente resistentes a la corrosión generalizada y presentan mayor resistencia a la corrosión por picaduras que el resto de inoxidable. Sin embargo, su principal inconveniente es la susceptibilidad a la corrosión intergranular debido al fenómeno de sensibilización, como se verá más adelante.

1.3.2. Propiedades físicas

En cuanto a sus propiedades físicas, la densidad de los aceros inoxidable austeníticos oscila entre 7.8-8 gr/cm³, en función de la composición química específica de la aleación. Su temperatura de fusión se sitúa en el rango de 1370–1430 °C, valor algo inferior si se compara con otras familias de aceros inoxidable como los ferríticos.

Son aceros que se caracterizan por una alta resistividad eléctrica, del orden de 70 $\mu\Omega$ cm a temperatura ambiente. El efecto combinado de este elevado valor junto al punto de fusión relativamente bajo resulta favorable en los procesos de soldadura.

Poseen una muy baja conductividad térmica. El calor específico es del orden de 0,11 cal/g °C a temperatura ambiente. Asimismo, presentan un coeficiente de dilatación térmica significativamente superior al del resto de

inoxidables, pudiendo provocar cambios dimensionales durante ciclos térmicos que supongan un problema, especialmente en procesos de soldadura.

Son aceros amagnéticos en estado de solubilizado, con una permeabilidad magnética muy baja, del orden de 1. No obstante, dicha permeabilidad puede aumentar sensiblemente si existe presencia de fases ferrítica o martensítica.

1.3.3. Características mecánicas

Las características mecánicas variarán en función de la composición química específica del acero y de su microestructura, es decir del estado de tratamiento térmico y/o mecánico de este. De forma genérica se hace referencia a ellas para la condición de solubilizado.

El valor del módulo elástico se aproxima a 200 GPa, disminuyendo significativamente con el aumento de la temperatura. El límite elástico se encuentra en un rango de 200 a 300 MPa, y también disminuye con la temperatura y el incremento del tamaño de grano. Por su parte, la resistencia a la tracción o carga de rotura varía generalmente de 550 a 800 MPa. Ambos valores (límite elástico y resistencia a la tracción) aumentan a medida que lo hacen el contenido de ciertos elementos en solución sólida como el carbono, el nitrógeno, el silicio o el molibdeno.

El alargamiento está comprendido entre un 40-60 %, reduciéndose con la adición de elementos que endurecen la matriz como el molibdeno, wolframio o mayores contenidos de níquel.

Por su parte la resiliencia es también elevada y disminuye al aumentar el contenido en elementos que endurecen la matriz.

La combinación de estas características explica la gran ductilidad de esta familia de aceros inoxidables.

Sus características mecánicas pueden mejorarse por deformación plástica en frío. La acritud inducida por dicha deformación resulta en un endurecimiento mucho más intenso que el que tiene lugar en el resto de aceros sometidos al mismo grado de deformación. No obstante, será menor cuanto mayor sea el contenido en níquel del acero. Dicho endurecimiento — debido a las dislocaciones y la transformación parcial de austenita en martensita que tiene lugar bajo esfuerzos mecánicos — permite alcanzar cotas de 1500 a 2000 MPa de carga de rotura. Además, este aumento va acompañado de un incremento mucho mayor del límite elástico y una disminución de la estricción, la resiliencia y el alargamiento. No obstante, mantienen valores de ductilidad razonables.

1.3.4. Influencia elementos de aleación

La estructura austenítica de estos aceros se obtiene mediante un correcto balance entre elementos alfaógenos y gammaógenos, fundamentalmente cromo y níquel. A menudo se añaden otros elementos de aleación cuya influencia sobre las propiedades del acero son diversas e importantes:

- **Molibdeno:** mejora el comportamiento frente a la corrosión por picaduras causada por ácidos reductores y en presencia de iones cloruro. Su influencia no está directamente relacionada con la formación de la capa pasiva, si no con su estabilización debido a la formación de precipitados ricos en molibdeno que permiten que el contenido en cromo de la capa pasiva sea mayor y por tanto esta resulte más estable [12][13].
- **Silicio:** mejora la resistencia a la oxidación a temperaturas elevadas mediante la formación de una capa de SiO_2 [14]. Concentraciones controladas refuerzan la estabilidad de la película pasiva en medios corrosivos agresivos. Además, provoca un ligero aumento de las propiedades mecánicas [15].
- **Manganeso:** actúa como estabilizador de la austenita, evitando la aparición de martensita tras el enfriamiento, aunque solo adquiere relevancia en aquellos aceros con alto contenido en manganeso, como los de sustitución al Mn-N, donde también mejora la resistencia mecánica y al desgaste. Sin embargo, en grados convencionales, debido a su baja concentración, su efecto fundamentalmente es desoxidante, sin tener un impacto significativo en las propiedades mecánicas.
- **Nitrógeno:** es también un sustituto del níquel. Mejora las características mecánicas y su estabilidad, manteniendo un comportamiento similar frente a la corrosión.
- **Titanio y niobio:** debido a su gran afección por el carbono actúan como elementos estabilizadores al impedir la precipitación de carburos de cromo en los límites de grano, formando en su lugar carburos más estables con el carbono. Además, la precipitación de compuestos intermetálicos de estos elementos deriva en endurecimientos estructurales.
- **Boro:** concentraciones controladas ejercen también un efecto positivo en el comportamiento frente a la corrosión intergranular.
- **Aluminio:** forma compuestos intermetálicos que provocan el endurecimiento del acero.

- **Vanadio:** contribuye al endurecimiento por precipitación y afina el tamaño de grano.
- **Azufre, selenio y fósforo:** se añaden para mejorar la maquinabilidad del material. La resistencia a la corrosión disminuye ligeramente.

1.4. ACEROS INOXIDABLES AUSTENÍTICOS ENDURECIBLES POR PRECIPITACIÓN

Un acero austenítico será susceptible de endurecimiento por precipitación si se cumplen las siguientes condiciones:

- Presencia en su composición de elementos de aleación que deriven en la precipitación de fases secundarias responsables del endurecimiento del acero si este es sometido a las condiciones de tratamiento necesarias.
- Solubilidad elevada a alta temperatura del elemento endurecedor en la matriz.
- Disminución drástica de dicha solubilidad con el descenso de la temperatura.

El mecanismo de endurecimiento se desarrolla mediante dos etapas de tratamiento térmico [1][9], figura 8:

- En primer lugar, se realiza un tratamiento de solubilización a una temperatura situada entre los 1000 - 1100 °C aproximadamente. Como su nombre indica, el objetivo de esta primera fase es solubilizar los precipitados existentes no deseados y restaurar la estructura austenítica homogénea. Seguidamente, se realiza un enfriamiento rápido hasta una temperatura reducida, que en muchas ocasiones se corresponde con la temperatura ambiente, de forma que se dificulte la difusión atómica necesaria para la precipitación de fases secundarias. A esta temperatura el sistema se encuentra en una situación de no equilibrio en la que existe una solución sólida de fase austenítica sobresaturada con aquellos elementos previamente solubilizados. Tras esta etapa la aleación es blanda y poco resistente.
- En segundo lugar, se realiza un calentamiento controlado, conocido como envejecimiento, a temperaturas cercanas a 700 °C y superiores, con el objetivo de provocar la precipitación submicroscópica y uniformemente distribuida de fases endurecedoras. Estos precipitados, con forma acicular, refuerzan la matriz austenítica mediante el bloqueo del movimiento de dislocaciones. Tras una permanencia suficiente a esta temperatura la aleación se enfría hasta temperatura ambiente, obteniéndose como resultado un acero con mejores características mecánicas.

Cuando los tiempos de permanencia a dichas temperaturas son demasiado prolongados el tamaño de los precipitados aumenta y pierden coherencia con la matriz, produciéndose el efecto contrario, fenómeno que se conoce como sobreenviejamiento.

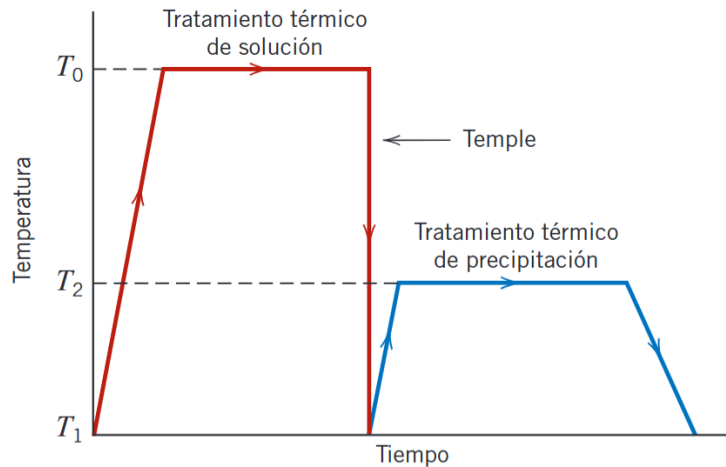


Figura 8 - Representación esquemática del tratamiento térmico de solubilización y envejecimiento [1]

1.5. ACERO A-286

El acero A-286 (UNS S66286/AISI 660) es una superaleación austenítica endurecible por precipitación, cuya composición química específica es:

C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	S	Ti	Al	B	V	Fe
0.032	14.98	24.74	1.18	1.24	0.50	0.011	<0.003	2.30	0.16	0.0046	0.29	Bal.

Tabla 1 - Composición química A-286 (% peso)

Su excelente compromiso entre resistencia mecánica y resistencia a la corrosión, incluso a temperaturas de hasta aproximadamente 700 °C unido a excelentes características de fabricación y la capacidad de mantener sus propiedades mecánicas y comportamiento no magnético a temperaturas criogénicas, figura 9, hacen que sea una aleación especialmente útil en industrias tecnológicamente avanzadas, donde las condiciones de servicio son muy exigentes: industria aeronáutica/aeroespacial, turbinas industriales de gas, industria offshore del petróleo y gas, componentes no magnéticos en aplicaciones criogénicas o industria nuclear entre otras [16] [17]. Además, resulta especialmente interesante para la fabricación de elementos de fijación y elementos elásticos en aplicaciones a altas temperaturas [18]. Según los resultados obtenidos en el estudio realizado por Whittaker y Hess [19], los elementos de fijación fabricados en esta aleación presentan un índice de

ductilidad hasta diez veces mayor, frente a los fabricados en aleaciones de titanio Ti 6Al-4V, también utilizadas en el sector aeroespacial. Además, examinaron las superficies de fractura de las probetas ensayadas a tracción, observando características propias de fractura dúctil en el caso del A-286, en contraste con la aleación de titanio, cuyas superficies denotaron fractura frágil. Todo ello se traduce en una mayor capacidad del material para absorber deformaciones y así evitar fallos bruscos y potencialmente catastróficos.

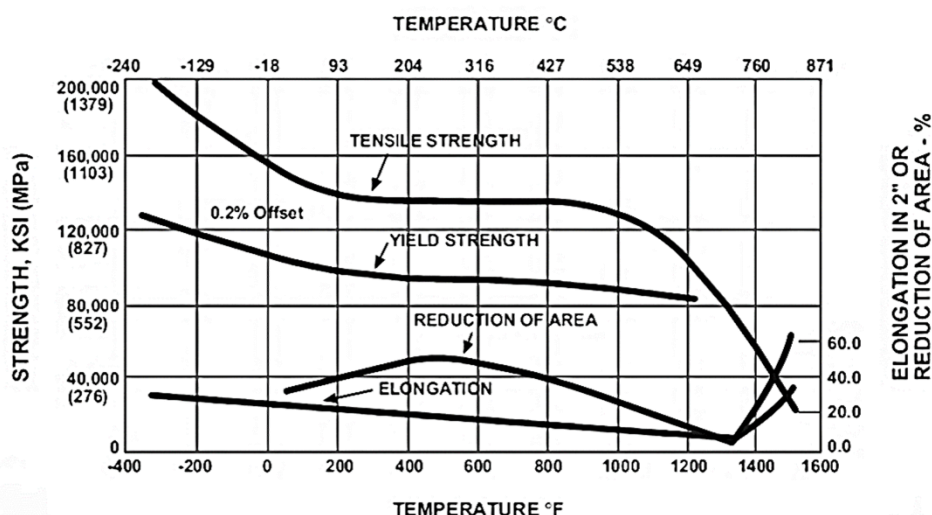


Figura 9 - Propiedades mecánicas del acero A-286 en función de la temperatura [20]

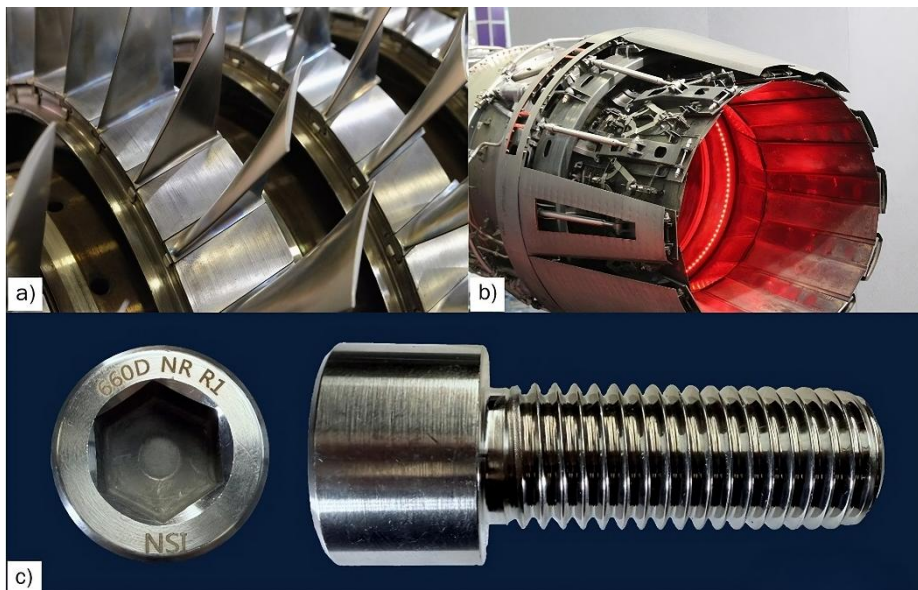
Su microestructura tras el tratamiento térmico de endurecimiento consiste en una matriz austenítica con precipitados finos de fase gamma prima (γ') $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, de estructura FCC, coherentes con la matriz, así como ciertos carburos ($\text{Ti}, \text{Mo})\text{C}$ y boruros del tipo M_3B_2 [21]. Seifollahi et al. [22] exponen que dicha fase (γ') precipita en el rango de temperaturas de 615-720 °C, alcanzándose el endurecimiento máximo para un tratamiento de envejecimiento a 720 °C durante 16 horas, coherente con lo especificado en el ASM HandBook [23, p. 35]. No obstante, añaden que, tras exposiciones suficientemente prolongadas a temperaturas de envejecimiento mayores, la fase γ' , metaestable, se disuelve, precipitando la fase eta (η) Ni_3Ti , de estructura hexagonal compacta (HCP). Su precipitación tiene lugar entre 760 y 840 °C, inicialmente en los límites de grano con morfología celular, evolucionando a temperaturas más elevadas (en torno a 820 °C) hacia una morfología Widmanstaetten de crecimiento intragranular. Tras 4 horas de tratamiento a 840 °C se observa su contenido máximo. Para temperaturas y tiempos de exposición mayores el contenido disminuye hasta su disolución completa a 900 °C.

Según recogen De Tiedra et al. [17], diversos estudios han concluido que la precipitación celular de la fase η en los bordes de grano provoca una degradación del comportamiento frente a la fluencia (creep), un aumento de la

fractura intergranular en el ensayo de tracción, una mayor sensibilidad a la fragilización por hidrógeno y una disminución de la vida a fatiga, sin embargo, la precipitación de morfología Widmanstaetten dentro del grano provoca un aumento de la resistencia del acero a costa de una reducción de su ductilidad [24].

Pese a ser una aleación más dura que los aceros inoxidable austeníticos ordinarios, puede mecanizarse y conformarse de forma similar. Los procesos y procedimientos de soldadura se corresponden con los del resto de inoxidable, pero deberán ejecutarse para la condición de solubilizado pues el acero A-286 es susceptible de fisuración en caliente si se suelda tras el envejecimiento. Se alcanzará la máxima resistencia mediante el tratamiento de solución seguido de trabajo en frío y posteriormente el envejecimiento a las condiciones establecidas como óptimas [25].

No obstante, debido a su gran interés tecnológico, es cada vez más habitual el uso de técnicas de procesamiento avanzadas, como el micromecanizado asistido por láser [26], tratamientos superficiales que aumenten su microdureza superficial y por ende su resistencia al desgaste — ya que su bajo contenido en carbono resulta en insuficientes propiedades tribológicas y elevada tendencia al desgaste y al desgaste por corrosión — como por ejemplo procesado por fricción-agitación [27], nitruración por plasma [21], boruración [28], carbonitruración [29], etc., así como el uso de aprendizaje automático (machine learning) con el fin de predecir y optimizar ciertos parámetros como en el estudio realizado por Veera Siva Reddy et al. [30] donde se analiza la rugosidad de la superficie de piezas de acero A-286 fabricadas por fabricación 3d aditiva.



*Figura 10 - Aplicaciones habituales acero A-286
a) [31] b) [25] c) [32]*

2. INFLUENCIA DE LA SOLDADURA

2.1. INTRODUCCIÓN. PROCESO DE SOLDADURA

La soldadura es un proceso tecnológico de aplicación industrial cuya finalidad es la unión cohesiva de dos o más partes metálicas, en la que se consiga una continuidad adecuada desde el punto de vista físico y de propiedades físicas, químicas y físico-químicas. Su aplicación no solo condiciona las propiedades mecánicas de la unión, sino que también introduce transformaciones metalúrgicas que pueden afectar significativamente al comportamiento frente a la corrosión del conjunto.

Los procesos de soldadura suelen clasificarse en función del origen de la energía aportada.

Partiendo de la definición general de soldadura y de su criterio fundamental de clasificación, se desarrollan a continuación los fundamentos e influencia de la soldadura por resistencia eléctrica por puntos, objeto de estudio en el presente trabajo.

2.2. SOLDADURA POR RESISTENCIA ELÉCTRICA POR PUNTOS (RSW)

Se trata de un proceso de soldadura cuyo uso está ampliamente extendido en la industria debido a su sencillez y altísimo rendimiento en la unión de chapas metálicas a solape de espesores principalmente delgados. Su campo fundamental de aplicación es la industria automotriz, si bien se emplea también en otros sectores como la industria ferroviaria, la construcción naval, la industria aeroespacial y aeronáutica o en el sector de la construcción entre otros [33] [34].

La unión de las partes se consigue por el efecto combinado del calor y una fuerza mecánica. Dicha fuerza se genera aplicando una presión entre dos electrodos enfrentados, mientras que el calor es generado por el paso de una corriente eléctrica a través de las piezas a unir, según el efecto Joule, figura 11.

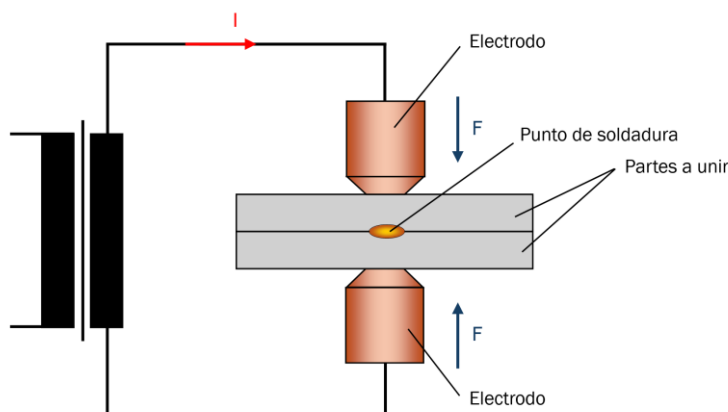


Figura 11 - Representación esquemática del proceso de soldadura por puntos. Adaptado de [35]

El calor generado, expresado en julios, viene dado por la expresión:

$$Q = I^2 * R * t$$

Ecuación 1 - Ley de Joule

Donde I es la intensidad de corriente, en amperios, R es la resistencia eléctrica al paso de la corriente, en ohmios y t es el tiempo de circulación de la corriente a través del material, en segundos.

Se emplean corrientes de alto amperaje y baja tensión. Como se puede observar la intensidad es el parámetro de mayor influencia en la generación del calor. Su valor deberá ser suficiente para poder alcanzar la temperatura necesaria para producir la fusión de un volumen reducido del material, pero no excesivo ya que puede derivar en defectos como salpicaduras o fisuras que reduzcan las propiedades mecánicas de la unión [36]. El valor de la resistencia corresponde a la suma de las resistencias individuales de cada zona, por estar conectadas eléctricamente en serie, figura 12. Podrá verse afectada por alteraciones en la temperatura del sistema, por el estado superficial de las partes a unir, por la fuerza aplicada por los electrodos o por el estado de los mismos [35]. El tiempo dependerá fundamentalmente de la intensidad y el tipo de material que se esté soldando.

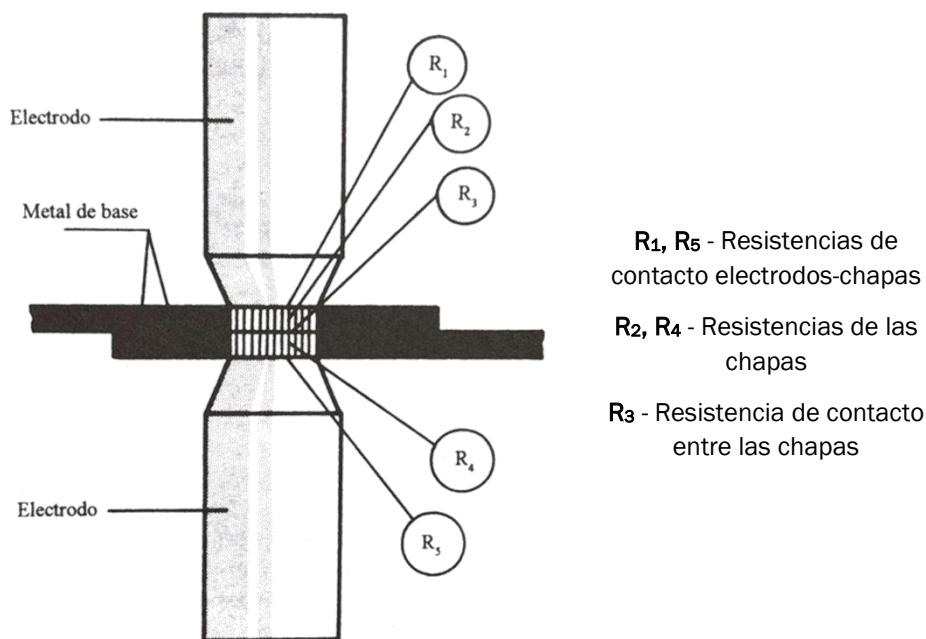


Figura 12 - Resistencias eléctricas de la unión [35]

El ciclo completo de soldadura consta de una serie de etapas diferenciadas, figura 13. El proceso comienza con la fase de posicionamiento (1), en la que se aplica una presión inicial que asegure la posición de las chapas. En ocasiones, antes de ejecutar la soldadura, se lleva a cabo una fase

de precalentamiento (2) que reduzca el gradiente térmico de la operación y minimice la aparición de posibles defectos. En la fase de soldadura (3) la corriente circula debido a una diferencia de potencial entre los electrodos, dando lugar al punto de soldadura. A continuación, se corta el suministro de corriente e incrementa la presión, produciéndose la solidificación del metal fundido y que la unión adquiera la resistencia suficiente, fase de forja (6). Por último, en la fase de cadencia (7), se reduce la presión entre los electrodos y se liberan las partes ya soldadas. En ocasiones existe una fase intermedia de tratamiento térmico (4-5), entre la soldadura y la forja, consistente en un temple y revenido posterior mediante una intensidad de corriente intermedia entre la de precalentamiento y la de soldadura.

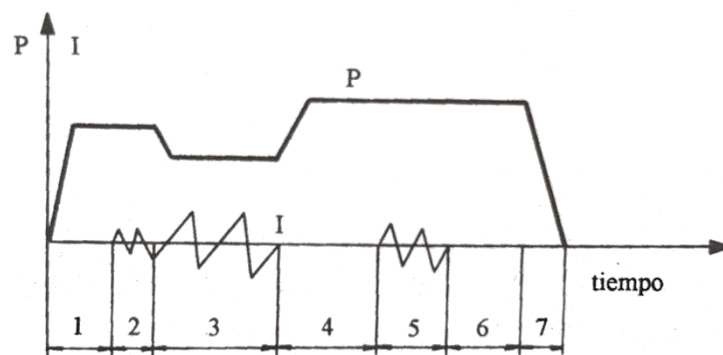


Figura 13 - Ciclo de soldadura [35]

En definitiva, la soldadura por resistencia por puntos destaca por su elevada productividad, relacionada con la posibilidad de automatización en grandes volúmenes de producción. Además, se trata de un proceso de soldadura autógeno, es decir, sin material de aportación, lo que lo convierte en una posibilidad interesante en aquellas aplicaciones que requieran máxima resistencia en la unión [34]. Tampoco requiere de gas de protección. Todo ello simplifica el proceso y reduce sus costes operativos.

2.3. EFECTOS METALÚRGICOS DE LA SOLDADURA

La composición química del material base, las temperaturas y su distribución durante la operación de soldadura, la cinética de enfriamiento, etc., tienen una influencia decisiva sobre la estructura metalúrgica del conjunto soldado y en consecuencia sobre su comportamiento. Las uniones soldadas presentan una microestructura heterogénea que puede dividirse en tres regiones diferenciadas, figura 14:

- **Zona de metal fundido (ZMF):** también llamada lenteja. Es la zona formada por el metal solidificado a partir del caldo metálico originado por el metal base.

- **Zona afectada térmicamente (ZAT):** es la zona del metal base adyacente a la zona de metal fundido, la cual ha experimentado cambios microestructurales debido a su exposición a un ciclo térmico, es decir, posibles cambios en la forma y en el tamaño de grano, en los microconstituyentes e incluso en la distribución y posicionamiento de los mismos.
- **Metal base (MB):** es la zona no afectada por la operación de soldadura, cuya composición química y microestructura corresponden a las originales de partida.

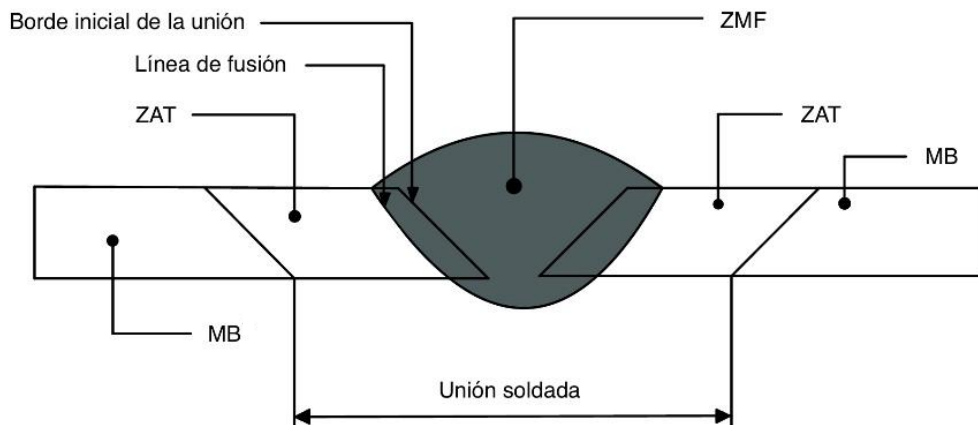
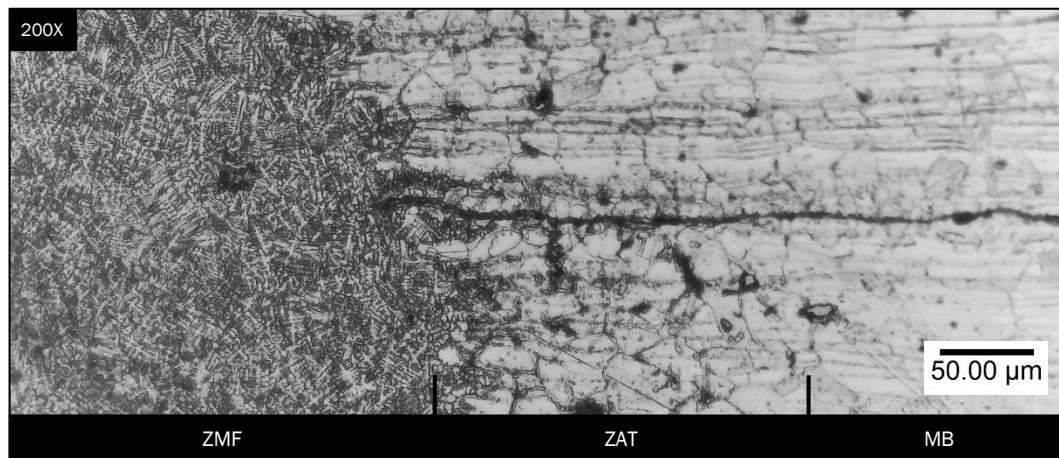


Figura 14 - Zonas de la unión soldada

2.3.1. Recristalización y crecimiento de grano

Como consecuencia del ciclo térmico experimentado por el material durante el proceso de soldadura, se produce una heterogeneidad, tanto en morfología como en tamaño de grano, a lo largo de la unión, figura 15.



*Figura 15 - Cambios microestructurales en la unión soldada del A-286
Estructura atacada mediante ácido oxálico.*

El metal base, al no haber sido expuesto a la operación de soldadura, presenta la morfología y tamaño de grano de partida, grano alargado en la dirección de la laminación y delimitado parcial o totalmente por bandas de ferrita delta de densidad variable a lo largo del espesor de la chapa.

El punto de soldadura tendrá tras la solidificación una estructura dendrítica, bruto de colada.

Por último, la zona afectada térmicamente al estar expuesta a una distribución no uniforme de temperatura tanto zonal como temporal, es la región de mayor relevancia en este contexto. Por tratarse de un acero previamente deformado, a partir de una determinada temperatura comienza el proceso de recrystalización del grano seguido del crecimiento del mismo — tanto más acentuado cuanto mayor sea la temperatura alcanzada, es decir, cuanto menor sea la distancia a la línea de fusión — existiendo por tanto una zona mixta de grano grueso y grano fino que puede comportarse como una entalla mecánica.

Todo ello se traduce por tanto en una disminución del comportamiento mecánico y frente a la corrosión de la unión.

2.3.2. Precipitación y formación de fases secundarias

Además de los efectos previamente mencionados, la soldadura provoca la precipitación de compuestos de elementos intersticiales (carburos, nitruros, carbonitruros...) y fases intermetálicas que condicionan el comportamiento en servicio del conjunto.

La precipitación de los primeros tiene lugar a exposiciones en el rango de temperaturas comprendido aproximadamente entre 450 y 850 °C y su formación disminuye en aceros cuyo contenido en carbono es suficientemente bajo (<0,03 %) — aunque también lo hacen las características mecánicas de la aleación — en aceros estabilizados o con tratamientos térmicos adecuados que los disuelvan.

Por otro lado, la precipitación de fases intermetálicas se produce por la permanencia prolongada a temperaturas de entre 550 y 900 °C, siendo la fase sigma la más habitual. Pese a que en el caso de los aceros inoxidables al cromo-níquel, la formación de la fase sigma tiene lugar a temperaturas más altas dentro del intervalo característico de formación (800-900 °C) y para duraciones prolongadas, superiores a las requeridas durante la ejecución de soldaduras incluso en espesores notables, la presencia de zonas soldadas puede favorecer su precipitación en caso de que la estructura soldada permanezca a temperaturas de servicio comprendidas en ese rango, como expone De Tiedra en su tesis doctoral [37].

Bajo condiciones de embridamiento elevado, pueden aparecer fisuraciones en caliente en el punto de soldadura [36, p. 20]. La presencia de pequeñas cantidades de ferrita δ , propia de la rápida velocidad de enfriamiento desde la temperatura alcanzada en el proceso de laminación en caliente o desde la temperatura de fusión alcanzada durante la operación de soldadura, tiene un efecto positivo en la prevención de dicho defecto [38].

3. COMPORTAMIENTO FRENTE A LA CORROSIÓN

3.1. INTRODUCCIÓN

La corrosión se define como el ataque destructivo que sufre un metal por reacción química o electroquímica con el medio de servicio, resultando en la disminución de las propiedades del material e incluso su fallo en servicio.

Aunque los aceros inoxidable, como se explicó en el [apartado 1.1](#), presentan una elevada resistencia a la corrosión gracias a la formación de una capa pasiva rica en cromo, no son completamente inmunes en determinadas circunstancias o frente a determinados tipos de corrosión. Dependerá de su estado de pasivación, el cual será función de múltiples aspectos.

Los mecanismos posibles de corrosión son variados, sin embargo, este trabajo se centra en mecanismos de corrosión localizada, la corrosión intergranular — objeto principal de estudio — y de forma complementaria la corrosión por picaduras, por ser relevantes en el caso de los aceros inoxidable austeníticos que han sido sometidos a un proceso de soldadura. Son mecanismos particularmente críticos ya que, en muchas ocasiones, su difícil detección puede ocasionar fallos definitivos en servicio sin indicios previos evidentes.

3.2. CORROSIÓN INTERGRANULAR

La corrosión intergranular es el fenómeno corrosivo que experimentan los aceros inoxidable tras ser expuestos durante un determinado periodo de tiempo a temperaturas comprendidas, aproximadamente, entre 450-850 °C, debido a la aparición de precipitados ricos en cromo en los límites de grano, fundamentalmente carburos de cromo del tipo $M_{23}C_6$. Dichos precipitados provocan un empobrecimiento local del contenido en cromo en las zonas adyacentes, figura 16, lo que, al ser este responsable de la estabilidad de la capa pasiva del metal, deriva en una mayor susceptibilidad al ataque, fenómeno conocido como sensibilización.

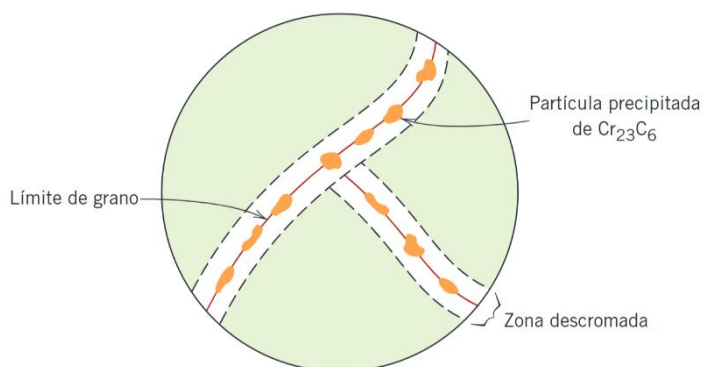


Figura 16 - Representación esquemática corrosión intergranular [1]

3.2.1. Factores que influyen en la sensibilización de los aceros inoxidables austeníticos

El grado de sensibilización que experimenta el acero, es función de diferentes parámetros. Algunos están directamente relacionados con el propio tratamiento de sensibilización, mientras que otros dependen del material y su procesado o de las condiciones del medio de servicio.

La influencia de las variables tiempo y temperatura de exposición puede analizarse mediante el uso de diagramas normalizados temperatura-tiempo-sensibilización (TTS), figura 17. Evidencian que cuanto mayor es el tiempo de permanencia a una temperatura determinada mayor es el grado de sensibilización que experimenta el metal, hasta alcanzar un máximo.

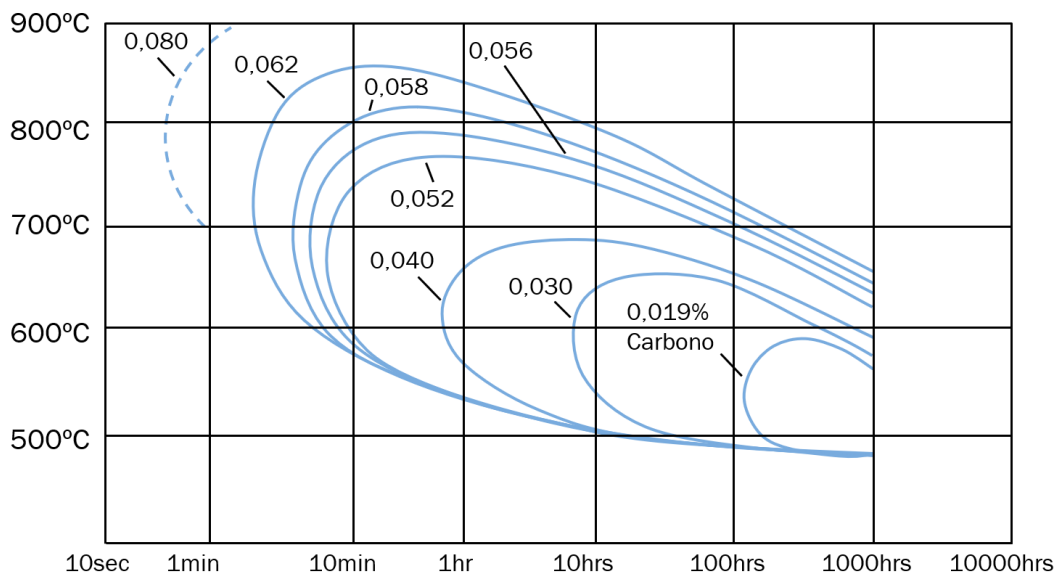


Figura 17 - Diagrama TTS en función del contenido en carbono. Reproducción de [36]

De entre los factores relativos al metal, el que mayor influencia ejerce en la susceptibilidad a la corrosión intercrystalina es el contenido en carbono. Restringiéndolo se consigue disminuir el riesgo de sensibilización de la aleación, alcanzándose valores mínimos para concentraciones iguales o inferiores al 0,03 % C, como puede observarse en la figura 17. Esto se debe a que se evita alcanzar el límite de solubilidad del carbono en la matriz austenítica para el rango crítico de temperaturas de sensibilización y por tanto no hay excedente que origine dicha precipitación.

El tamaño de grano también influye en este aspecto. Según De Tiedra [37], numerosos estudios concluyen que la sensibilización aumenta a medida que lo hace el tamaño de grano. Esto se debe a que todos los puntos del borde de grano grueso tienen la misma probabilidad estadística respecto a la precipitación de carburos, por lo que se genera una banda continua de los

mismos, mientras que en el caso del grano pequeño existen numerosos lugares preferentes para su nucleación (puntos triples) y por tanto no se formaría esa red continua.

La deformación plástica en frío juega también un papel importante en la sensibilización del material. Para grados bajos de deformación la susceptibilidad a este tipo de corrosión aumenta hasta un valor máximo a partir del cual disminuye. Esto se debe a que “altos niveles de deformación suponen una gran acumulación de dislocaciones en los planos de deslizamiento, de forma que estos se convierten en lugares preferentes para la precipitación de carburos con la consiguiente disminución del ataque intergranular” [37], es decir, grados elevados de deformación plástica en frío provocan la precipitación de dichos carburos en el interior del grano por lo que se minimiza la sensibilización del material en el borde de grano y por tanto se reduce la susceptibilidad a este tipo de corrosión. Además, el efecto de esta dispersión de los carburos en la matriz se traduce en una mayor difusión del cromo, resultando en la regeneración de aquellas zonas empobrecidas durante la sensibilización.

La existencia de otras fases altera a su vez el comportamiento del material frente a la corrosión.

Un estudio realizado por Briant y Ritter [39] analizó la influencia de la martensita inducida por deformación en la sensibilización de los aceros austeníticos AISI 316 y AISI 304, concluyendo que la formación de esta fase solo tenía lugar en el caso del tipo 304 y provocaba la formación de precipitados transgranularmente que reducían el fenómeno de corrosión intergranular.

La elevada estabilidad de la estructura austenítica del acero A-286, debida, fundamentalmente, a su elevado contenido en níquel, incrementa la energía de los defectos de apilamiento (SFE de sus siglas en inglés) [40] y reduce la fuerza química impulsora para la transformación. Por ello, la formación de martensita α' inducida por deformación resulta altamente improbable [41] incluso para altos grados de deformación.

La presencia de ferrita δ parece disminuir el riesgo de corrosión intergranular si bien el comportamiento frente a este tipo de corrosión en el caso de aceros inoxidables con contenidos residuales de la misma no difiere en exceso de los aceros completamente austeníticos [37].

En el caso de la fase sigma, por ser rica en cromo y molibdeno influye negativamente frente a la corrosión del acero, generando zonas depletadas en dichos elementos y por tanto condicionando la estabilidad de la película protectora. Además, la deformación en frío acelera su precipitación.

La influencia de la precipitación de fase γ' y η propia del material de estudio fue estudiada por Martín et al. [42] señalando que pueden provocar una inestabilidad de la capa pasiva que se forma sobre ellos de forma que se produzca un aumento de la densidad de corriente que la atraviesa y de la susceptibilidad al ataque.

Respecto a la influencia de factores relativos al medio de servicio, la resistencia a la corrosión estará condicionada por el pH del medio, la presencia de determinadas especies químicas como iones Cl^- o variables termodinámicas como la presión y la temperatura [43].

En definitiva, la tendencia a la corrosión intergranular está directamente relacionada con el grado de sensibilización que experimenta el material. Se puede aminorar mediante deformación en frío que haga precipitar dichos carburos también en el interior del grano o restringiendo el contenido en carbono de la aleación, pero también mediante la adición de elementos estabilizadores como Ti o Nb que eviten la formación de carburos de cromo o realizando tratamientos térmicos que permitan disolverlos y redistribuir el cromo.

3.3. CORROSIÓN POR PICADURAS

La corrosión por picaduras (“pitting corrosion” en inglés), es el fenómeno de corrosión localizada que tiene lugar por la rotura local de la capa pasiva del material o por la inestabilidad del sustrato sobre el que se forma dicha capa, figura 18.

Este mecanismo de corrosión consta de varias etapas diferenciadas:

- En primer lugar, debe producirse una discontinuidad en la capa pasiva que origine la formación de una celda electroquímica con una zona anódica muy reducida (foco de ruptura) frente a otra catódica de grandes dimensiones (resto del material).
- Para que tenga lugar la formación de la picadura, el potencial electroquímico del sistema deberá superar un umbral denominado “potencial de picadura”, por encima del cual la rotura local evoluciona en una picadura estable. Dependerá de la composición química, estructura, condiciones superficiales de la muestra y factores relacionados con el electrolito [37].
- Iniciada la disolución del metal, la picadura evoluciona rápidamente hacia el interior del material en dirección cuasi perpendicular, siempre y cuando se cumplan las condiciones necesarias. De lo contrario se producirá la repasivación de la misma y la corrosión no tendrá lugar.

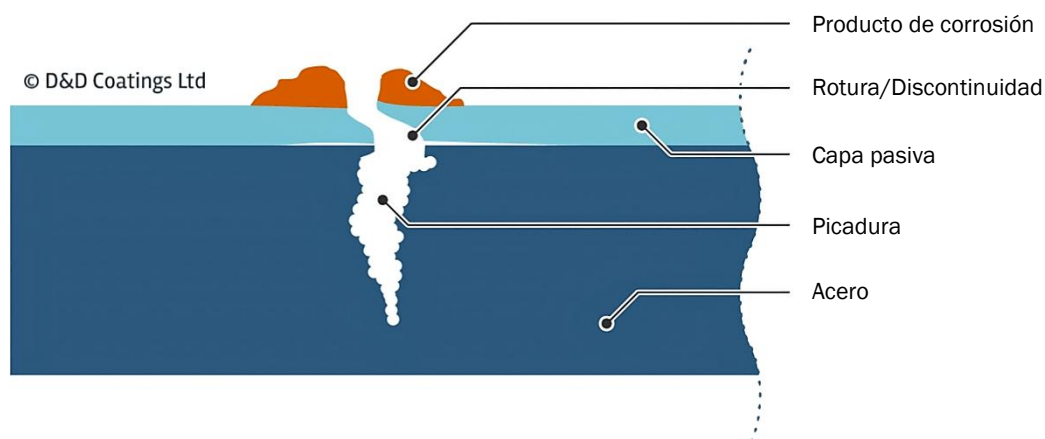


Figura 18 - Representación esquemática corrosión por picaduras. Adaptado de [44]

3.3.1. Factores que influyen en la corrosión por picaduras de los aceros inoxidables austeníticos

Al igual que en la corrosión intergranular, la susceptibilidad del acero a este tipo de ataque está relacionada con diversos factores. Sin profundizar se presentan a continuación los que mayor influencia ejercen.

La composición química de la aleación es determinante. Contenidos elevados de cromo favorecen su pasivación, adiciones de molibdeno y nitrógeno mejoran su resistencia frente a este mecanismo de corrosión en presencia de iones Cl^- , mientras que la presencia de azufre y manganeso la perjudican.

La precipitación de carburos afecta negativamente, puesto que “las picaduras de forma irregular aparecen preferentemente en las muestras sensibilizadas, distribuidas cerca del borde de grano en zonas empobrecidas en Cr como consecuencia de la precipitación de carburos” [37]. En este aspecto, el tamaño del grano influye de la misma forma que en el caso de la corrosión intergranular.

Por su parte, la existencia de ferrita δ disminuye la resistencia a la corrosión por picaduras ya que favorece la precipitación de fases ricas en cromo, fundamentalmente fase sigma, que actúa favoreciendo la nucleación y crecimiento de las picaduras e influye en su morfología.

La precipitación de fase γ' puede generar discontinuidades en la capa pasiva que originen puntos de iniciación del ataque, al igual que la fase η en el borde de grano que favorece la iniciación de picaduras. No obstante, esta última, al crecer a expensas de la fase γ' , hace que el efecto global se atenúe [17].

La deformación en frío afecta en la composición y espesor de la capa pasiva. En términos generales a medida que aumenta el grado de deformación disminuye la susceptibilidad al ataque por picaduras.

Por último, el estado superficial de la muestra y las condiciones del medio también serán determinantes. La presencia de inclusiones no metálicas, rugosidad irregular de la superficie, etc. jugarán en contra de la respuesta frente a este ataque, al igual que una elevada concentración de iones Cl⁻, un aumento de la temperatura, o un pH ácido generalmente.

3.4. EVALUACIÓN DE LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSIÓN LOCALIZADA

Existen diversas metodologías para analizar la susceptibilidad a la corrosión de los aceros inoxidables. Las técnicas de análisis electroquímico destacan frente a los ensayos químicos tradicionales por su mayor sensibilidad — que permite detectar con precisión grados bajos de sensibilización —, su rapidez, su carácter no destructivo, y por tratarse de una evaluación cuantitativa de la intensidad del ataque.

Además, mediante el uso de una minicelda electroquímica, se puede localizar el ensayo en distintas áreas de la probeta de forma precisa, como es el caso particular de las distintas zonas metalúrgicas generadas en la unión soldada del acero A-286.

En el estudio de la corrosión intergranular, se emplean el ensayo de reactivación potenciocinética (EPR) y el ensayo de reactivación potenciocinética de doble lazo (EPRDL), una modificación del primero.

La norma ASTM G 108-94 [45] describe las condiciones del ensayo EPR para el análisis de la corrosión intergranular del acero AISI 304 Y 304L, si bien indica que también ha sido usado con éxito para evaluar otros aceros inoxidables, así como aleaciones base níquel, aunque las condiciones del ensayo y los criterios de evaluación varían.

El ensayo consiste en una primera etapa de pasivación de la muestra seguida de un barrido potenciodinámico desde la región pasiva hasta la región activa del material, proceso conocido como reactivación. De esta forma se consigue la disolución de aquellas zonas que hayan sido sensibilizadas, pudiendo medir la corriente asociada y caracterizar así el grado de sensibilización del material.

Por su parte el ensayo EPRDL, está recogido en la norma EN ISO 12732:2008 [46]. La metodología del ensayo es la misma que en el EPR, pero en este caso el barrido potenciodinámico es doble, en primer lugar, un barrido de activación seguido del barrido inverso hacia potenciales decrecientes, reactivación.

Respecto a la corrosión por picaduras, el ensayo de polarización anódica potenciodinámica (PA) aporta la información relativa al potencial de picadura, mientras que el ensayo de polarización cíclica potenciodinámica (PC) refleja además la capacidad de repasivación de la muestra. La norma ASTM G 5-87 [47] y la norma ASTM G 61-86 [48] establecen, respectivamente, las metodologías de ambos ensayos.

3.5. INFLUENCIA DE LA SOLDADURA EN LA SUSCEPTIBILIDAD A LA CORROSIÓN

Las variaciones inducidas por el proceso de soldadura por resistencia eléctrica por puntos influyen significativamente en la resistencia frente a la corrosión del material, siendo normalmente inferior en el caso del metal fundido [17].

La segregación que tiene lugar durante la solidificación y enfriamiento puede reducir la pasividad local del metal soldado y favorecer la formación de microceldas galvánicas que actúen como gérmenes de corrosión localizada e incluso derivar en problemas de corrosión generalizada.

Como se ha mencionado en el [apartado 3.2](#), la precipitación de carburos y otras fases es determinante en la resistencia a la corrosión intergranular del material. Es el problema más habitual en la zona afectada térmicamente al haber sido sometida durante la operación de soldadura al intervalo crítico de temperaturas de sensibilización.

Cabe destacar que las variaciones en el tamaño de grano presentes en la zona afectada térmicamente influyen en la intensidad del ataque del modo explicado en el [apartado 3.2.1](#).

Además, las soldaduras sensibilizadas son también altamente susceptibles a la corrosión por picaduras.

La presencia de fase ferrita δ , sigma y otros precipitados influye también en el empobrecimiento en cromo de la matriz. Actúa por tanto como un agravante frente a la corrosión intergranular y por picaduras. Sucede lo mismo con las fases gamma y eta cuyos efectos se han explicado previamente.

No obstante, el ciclo térmico que origina estos cambios en la unión soldada dependerá también del proceso de soldadura y de sus variables operativas, fundamentalmente el input térmico y la velocidad de enfriamiento [42].

Además, la posible presencia de defectos en la unión como fisuras, faltas de penetración, porosidad, etc., así como un acabado superficial irregular de la muestra influirán negativamente frente al comportamiento frente a la corrosión localizada ya que favorecen la iniciación y propagación del ataque corrosivo [45] [46].

El proceso de soldadura también induce tensiones residuales debido al elevado coeficiente de dilatación térmica y baja conductividad del acero A-286. Pueden provocar el inicio del agrietamiento por corrosión y además perjudicar la estabilidad de la capa pasiva provocando su rotura local [42]. En algunos casos, es recomendable la aplicación de tratamientos térmicos post-soldadura, a fin de aliviar dichas tensiones.

Capítulo 3. Programa experimental

1. INTRODUCCIÓN

El presente capítulo aborda las diferentes etapas llevadas a cabo en la ejecución de este trabajo de investigación, es decir, las especificaciones relativas al material, los tratamientos térmicos a los que ha sido sometido, su soldadura, equipos utilizados, etc. así como las condiciones específicas de los ensayos de corrosión y su metodología.

2. OBTENCIÓN DE LAS PROBETAS

El estudio del comportamiento frente a la corrosión localizada del material se llevará a cabo sobre probetas de acero A-286 soldadas por soldadura eléctrica por resistencia por puntos sometidas a diferentes tiempos de envejecimiento. A continuación, se describe el proceso completo de obtención de las mismas.

La composición química del acero A-286 ensayado se corresponde con la especificada en la tabla 1, [apartado 1.5 del capítulo 1](#).

El espesor de las chapas de partida es de 2,2 mm, pero para poder soldarlas con las presiones alcanzables por el equipo de soldadura se reduce su espesor hasta 1 mm.

En primer lugar, el material es sometido a la primera fase del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, la fase de solubilización. Para ello se exponen las chapas a una temperatura de 927 °C durante 0,25 horas.

A continuación, las chapas son soldadas mediante soldadura por resistencia por puntos. Para ello se ha utilizado una máquina de soldadura de tipo prensa, figura 19a, y electrodos refrigerados por agua de aleación de cobre y cromo con geometría troncocónica, cuyos diámetros de cuerpo y cara son 16 mm y 5 mm respectivamente, figura 19b.

Las variables empleadas en el proceso son:

- Corriente alterna monofásica de 50 Hz
- Intensidad de corriente de 6 kA
- Tiempo de soldeo de 0,36 s
- Fuerza ejercida por los electrodos de 2300 N

Por último, se lleva a cabo la fase de envejecimiento. Se aplican tiempos de tratamiento diferentes a seis uniones soldadas, 0,5 h, 10 h, 25 h, 50 h, 100 h y 200 h. Además, se conserva una muestra adicional sin tratar, a fin de tenerla como referencia en el estudio del comportamiento del material.

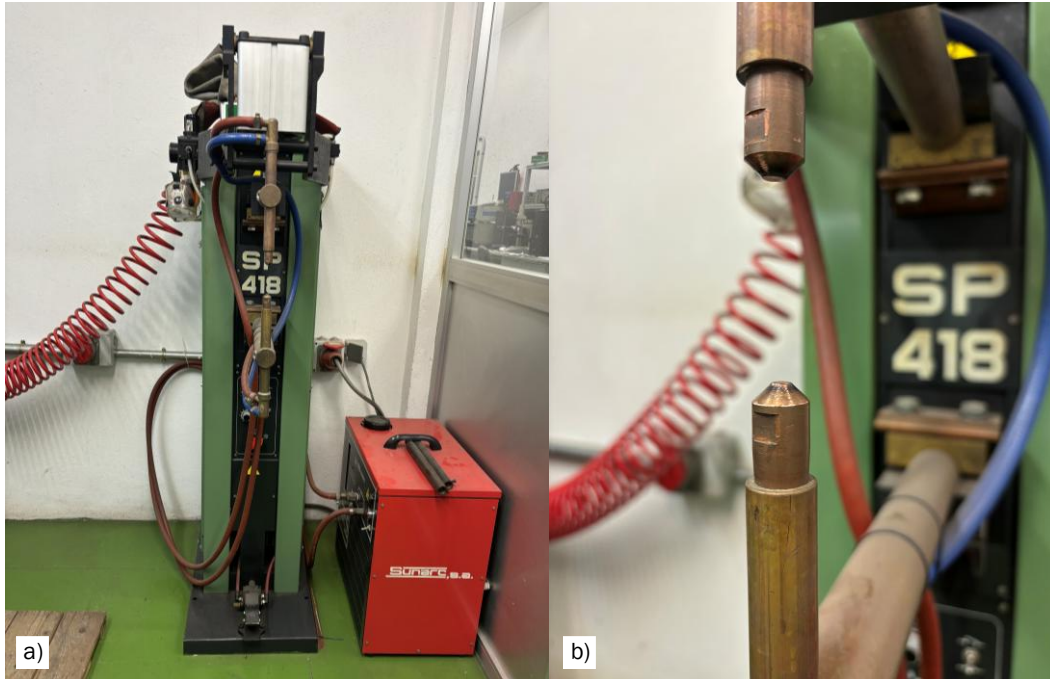


Figura 19 - (a) Máquina de soldar, modelo SP 418 marca Serra (b) Electrodo de geometría troncocónica de Cu-Cr

Una vez obtenidas todas las muestras se procede a su empastillado.

El primer paso es realizar el corte de una sección longitudinal de las mismas de forma que se incluyan las 3 zonas de la unión soldada. Para ello se utilizará una tronzadora industrial modelo Accutom-5 de la marca Struers.

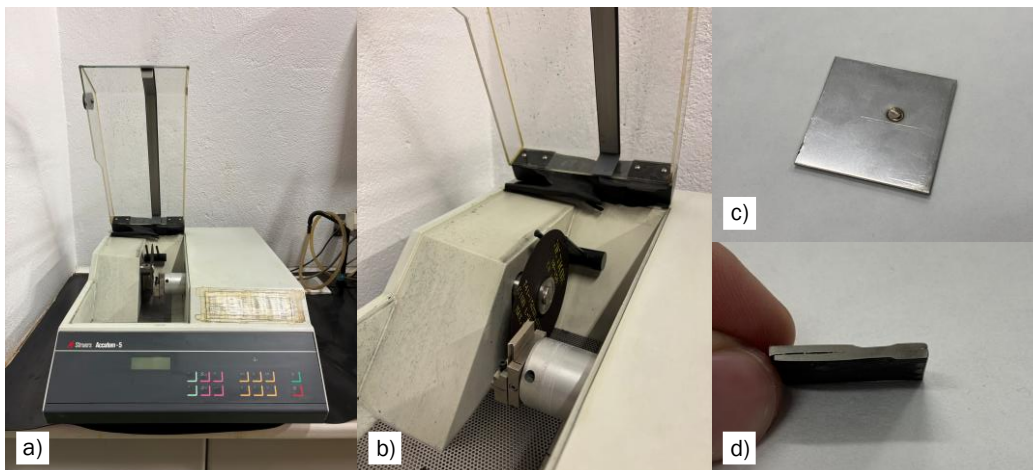


Figura 20 - (a) Tronzadora (b) Detalle disco de corte (c) Muestra soldada (d) Corte longitudinal de las chapas para su posterior empastillado

Una vez realizado el corte metalográfico de todas ellas se empastillan en metacrilato y se procede a desbastar una superficie plana paralela a la cara superior e inferior de las chapas, de forma que se pueda realizar un taladro roscado perpendicular hasta el acero, que posteriormente permita introducir

una varilla de latón y obtener así el contacto eléctrico necesario para los ensayos, figura 21.

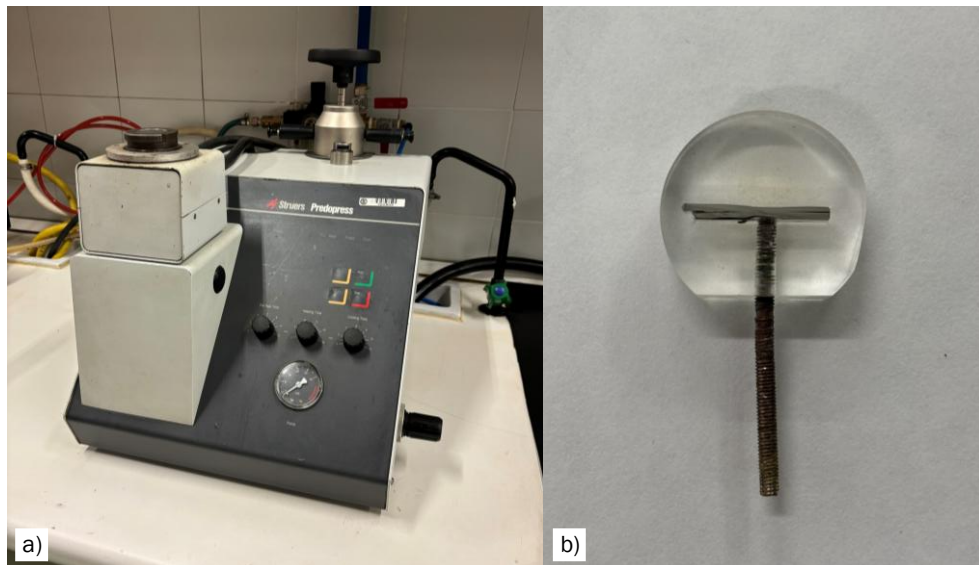


Figura 21 - (a) Prensa metalográfica Struers Predopress (b) Probeta final

Finalmente, la superficie de las probetas deberá ser desbastada y pulida correctamente para la ejecución de cada uno de los ensayos. Se comienza desbastando con papeles de esmeril de granulometría P500, P800 y P1000, en ese orden, para posteriormente pasar al pulido en paños de tejido sintético con polvo de diamante en solución, de 6, 3 y 1 μm respectivamente, como abrasivo. Entre cada una de estas etapas se girará la probeta 90° (manteniendo el sentido de giro) con el objetivo de eliminar las marcas propias de la etapa anterior y conseguir el acabado superficial requerido.

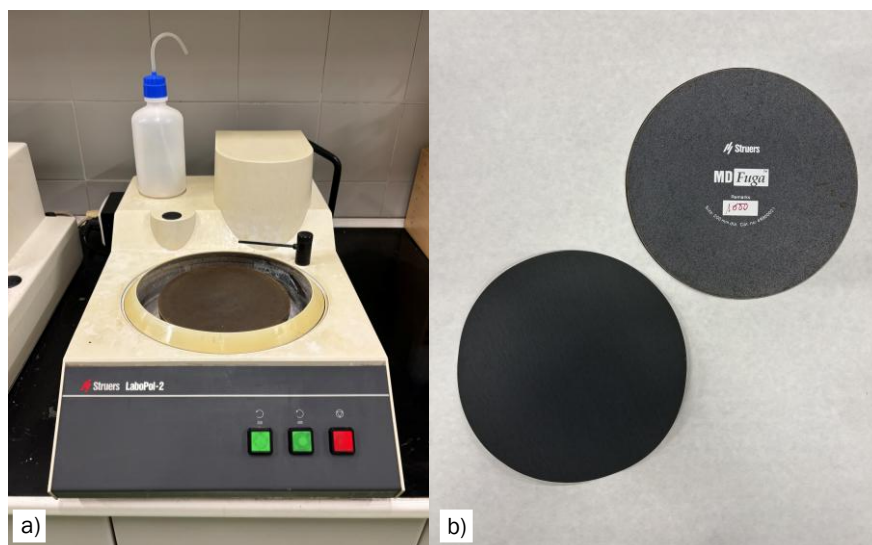


Figura 22 - (a) Lijadora/Pulidora de discos magnéticos Struers LaboPol-2 (b) Lijas

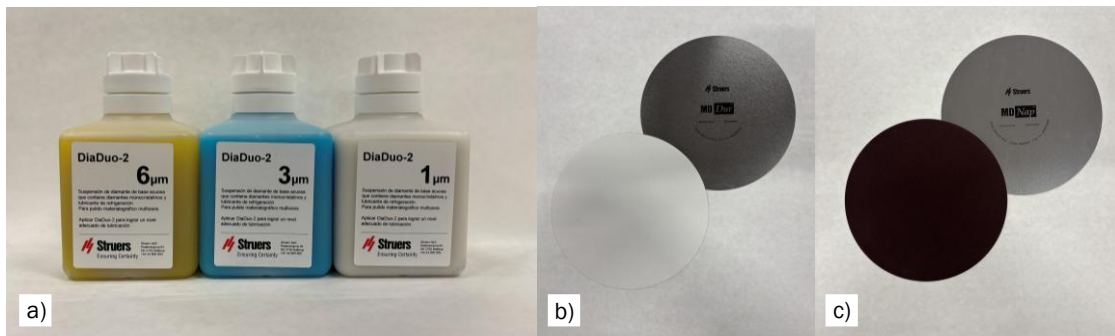


Figura 23 - (a) Suspensión de diamante (b) (c) Paños sintéticos para pulido de 6, 3 y 1 μm

3. ENSAYOS DE CORROSIÓN

3.1. INTRODUCCIÓN

Tras la preparación metalográfica de las muestras se procede a la caracterización del comportamiento frente a la corrosión intergranular del acero A-286 mediante los ensayos electroquímicos EPR y EPRDL.

A continuación, a modo de resumen, se adjunta una tabla que contiene las condiciones de las distintas zonas a ensayar, a las cuales se las asigna un número de muestra que facilite su identificación.

Tratamiento de solubilizado		Tratamiento de envejecimiento		Zonas	Nº muestra
Temperatura (°C)	Tiempo (h)	Temperatura (°C)	Tiempo (h)		
927	0.25	840	—	ZMF	0A
				ZAT	0B
				MB	0C
			0.5	ZMF	1A
				ZAT	1B
				MB	1C
			10	ZMF	2A
				ZAT	2B
				MB	2C
			25	ZMF	3A
				ZAT	3B
				MB	3C
			50	ZMF	4A
				ZAT	4B
				MB	4C
			100	ZMF	5A
				ZAT	5B
				MB	5C
			200	ZMF	6A
				ZAT	6B
				MB	6C

Tabla 2 - Muestras a ensayar según la zona y condiciones de tratamiento de endurecimiento

Para la ejecución de los ensayos se utilizará una minicelda diseñada por el grupo de investigación de Ingeniería de Materiales de la Universidad de Valladolid.

Está compuesta por dos partes mecanizadas en metacrilato y posteriormente pulidas, consiguiendo así que sean transparentes y por tanto facilitando el montaje del resto de componentes.

La primera de ellas constituye el cuerpo, figura 24. Consta de un orificio de 5mm de diámetro para la entrada del electrolito en la parte superior de la pared y otro de salida enfrentado en la parte inferior. Además, tiene un pequeño taladro por el cual se introduce un contraelectrodo de platino (hilo de 0.2 mm de diámetro). Su parte central es hueca.

En su cara inferior se encuentra el alojamiento para la punta, tallada con forma cónica en varilla de vidrio y sellada con silicona para asegurar la estanqueidad, figura 25.

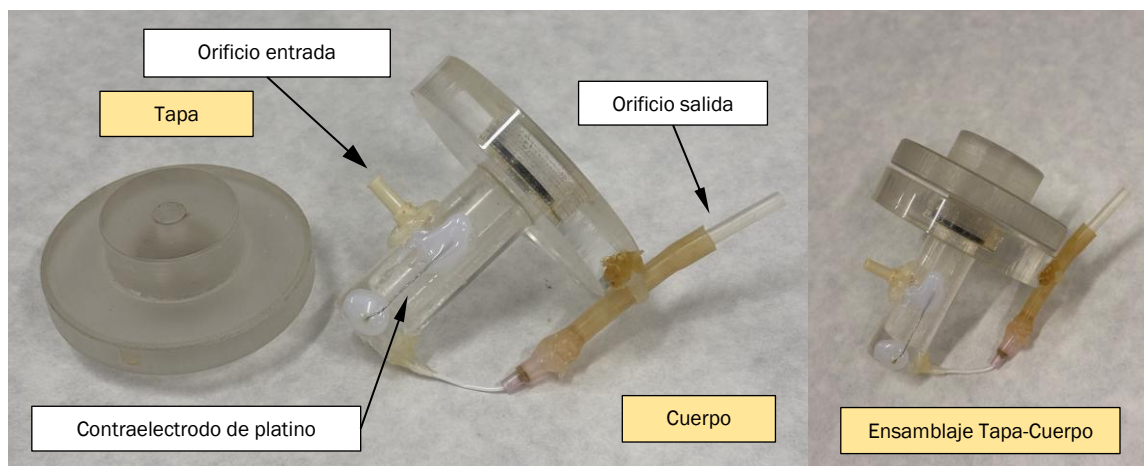


Figura 24 - Cuerpo y tapa de la minicelda

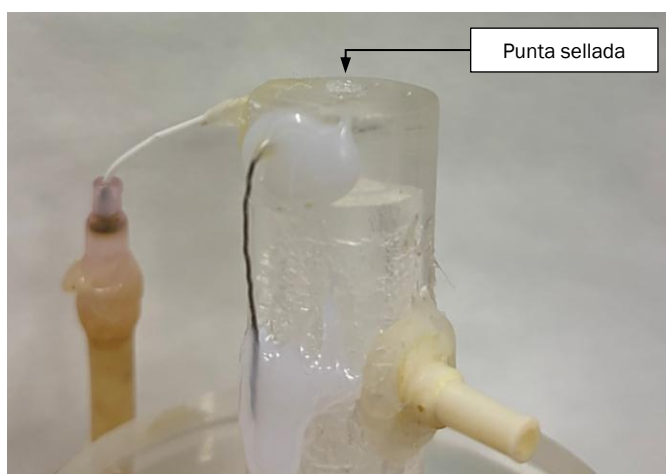


Figura 25 - Detalle punta sellada con silicona

La otra pieza, figura 24, es simplemente una tapa con un taladro central por el cual se introduce un electrodo de referencia de calomelanos saturado (SCE) junto a un puente salino de extremo recto que facilita su montaje en la minicelda, figura 26. De esta forma se consigue situar el extremo de dicho elemento a una distancia aproximada de entre 3 y 5 mm de la zona de ensayo. Tanto el electrodo como el puente salino contienen una disolución sobresaturada de KCl, incluyéndose además en el caso del electrodo cristales que garanticen que se mantiene en todo momento dicha sobresaturación.

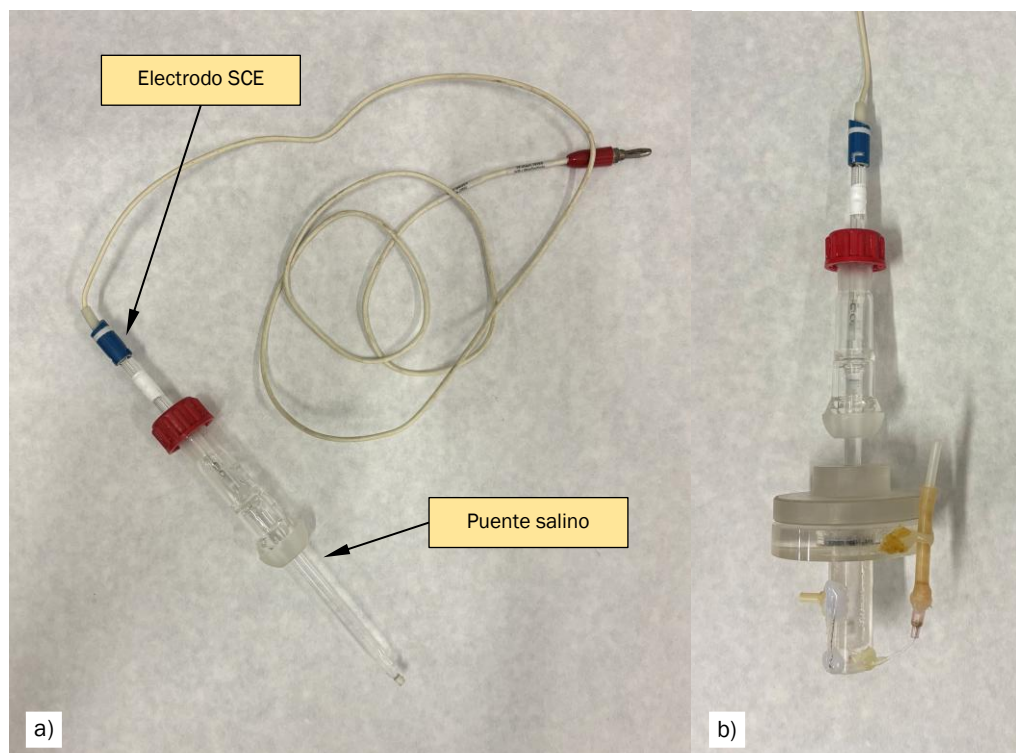


Figura 26 - (a) Electrodo de calomelanos y puente salino (b) Montaje

El conjunto se monta sobre un soporte a medida que fija la posición de las partes, manteniendo en todo momento una correcta alineación vertical, figura 27a. En su parte superior tiene una palanca que permite el desplazamiento en el eje Z del conjunto ya montado, figura 27b, de forma que se pueda ejercer la presión necesaria sobre la probeta, asegurando el correcto flujo del electrolito.

Por su parte, la probeta se posiciona sobre una plataforma con mordaza, figura 27c, que permite desplazamientos en el eje X e Y, lo cual, unido al desplazamiento vertical de la minicelda asegura el preciso posicionamiento de la misma sobre la zona a ensayar.

A los orificios de entrada y salida del cuerpo se acoplan dos capilares de silicona, por los que circula el electrolito mediante el uso de una bomba peristáltica, la cual permite regular el caudal y su sentido de circulación.

Los datos de los ensayos se obtienen gracias a el uso de un potenciostato conectado a un ordenador que permite registrarlos y visualizarlos mediante el uso del software específico CorrWare® y CView™ respectivamente. Para la ejecución de los ensayos se conectarán los terminales del potenciostato de la siguiente forma: el puerto RE1 (“reference electrode”) irá conectado al electrodo de calomelanos, el puerto CE (“counter electrode”) al hilo de platino y, por último, el puerto WE (“working electrode”) a la varilla de la probeta.

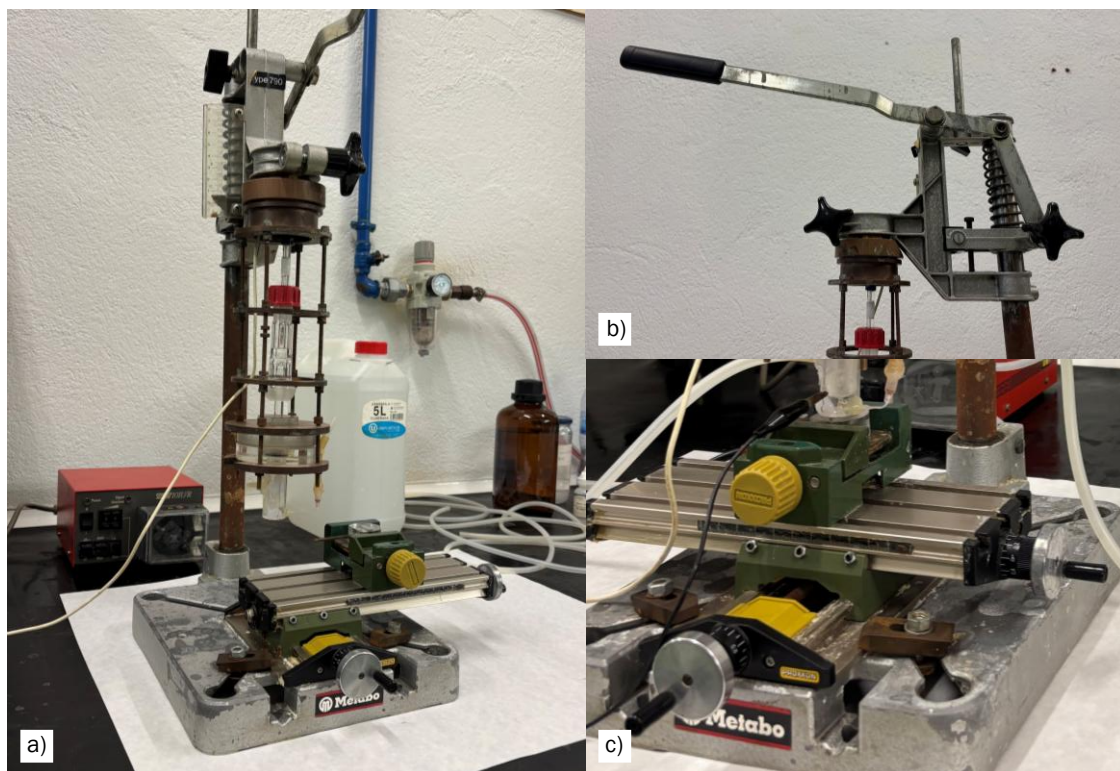


Figura 27 - (a) Conjunto montado sobre la estructura (b) Palanca de accionamiento vertical (c) Plataforma con mordaza para el posicionamiento de la probeta

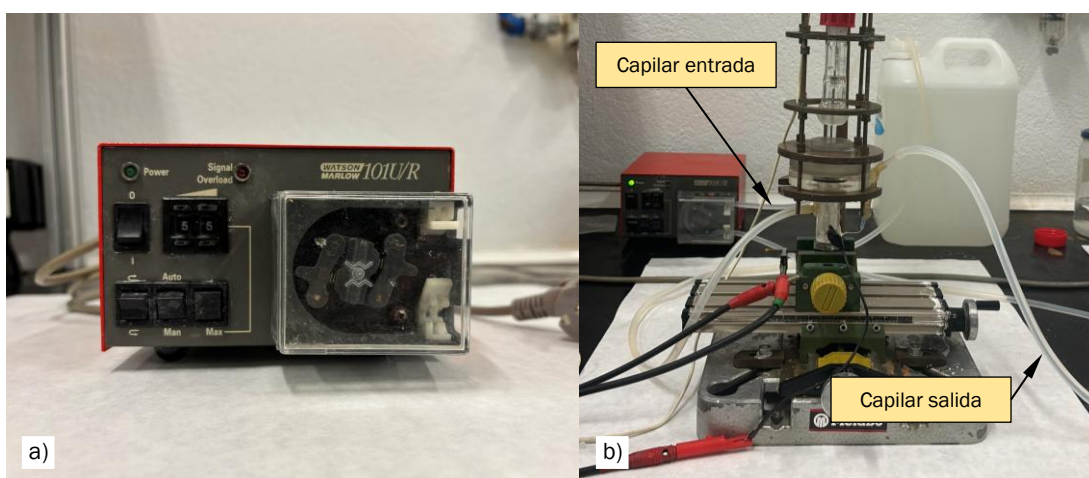


Figura 28 - (a) Bomba peristáltica (b) Capilares de silicona

3.2. ENSAYO EPR

El ensayo de reactivación potenciocinética se lleva a cabo siguiendo las indicaciones establecidas por la norma ASTM G 108-94, adaptándolas a su ejecución a escala microscópica.

La muestra correctamente preparada será ensayada en una solución de 0,5M H_2SO_4 + 0,01M de KSCN. Para ello se preparará una garrafa de 5 L de volumen que contenga 133,5 mL de H_2SO_4 y 4,859 g de KSCN, completando el volumen restante con agua destilada.

El ensayo se realiza a la temperatura ambiente del laboratorio, constante y próxima a los 25 °C.

Previo a la ejecución de las distintas fases propias del ensayo, se lleva a cabo una primera etapa de acondicionamiento electroquímico, que elimine suciedad o posibles imperfecciones resultantes del desbaste y pulido de las muestras y asegure un minucioso estado superficial de la probeta. Consta de 4 fases:

- Estabilización del potencial de corrosión a circuito abierto durante 5 minutos.
- Ataque a -0,22 V_{SCE} (medido con respecto al electrodo de referencia de calomelanos saturado) durante dos minutos, provocando el acondicionamiento y electropulido de la superficie de ensayo.
- Nueva estabilización del potencial a circuito abierto durante 4 minutos.
- Limpieza de la muestra a -0,6 V_{SCE} durante 1 minuto.

Una vez finalizada esta etapa se comienza el ensayo. El método se inicia con la estabilización del potencial a circuito abierto durante 5 minutos, seguido de la polarización de la muestra a un potencial de +0,2 V_{SCE} durante dos minutos y, por último, el barrido de reactivación, donde el potencial se revierte hasta 0,2 V por debajo del potencial de circuito abierto, a una velocidad de 6 V/h (1,67 mV/s). Será en esta última fase donde se producirá la disolución de la capa pasiva en aquellas zonas empobrecidas en cromo, resultando en un incremento de corriente, el cuál puede observarse en el gráfico obtenido de potencial frente al logaritmo de la densidad de corriente, figura 30.

Experiment Type	Experiment Description
Open Circuit	[5 Min][default]
Potentiostatic	[-0,22 Ref; 120 Sec][default]
Open Circuit	[4 Min][default]
Potentiostatic	[-0,6 Ref; 60 Sec][default]
Open Circuit	[5 Min][default]
Potentiostatic	[0,2 Ref; 120 Sec][default]
Potentiodynamic	[0,2 Ref; -0,2 OC; 1,67mV/S][default]

Figura 29 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo EPR

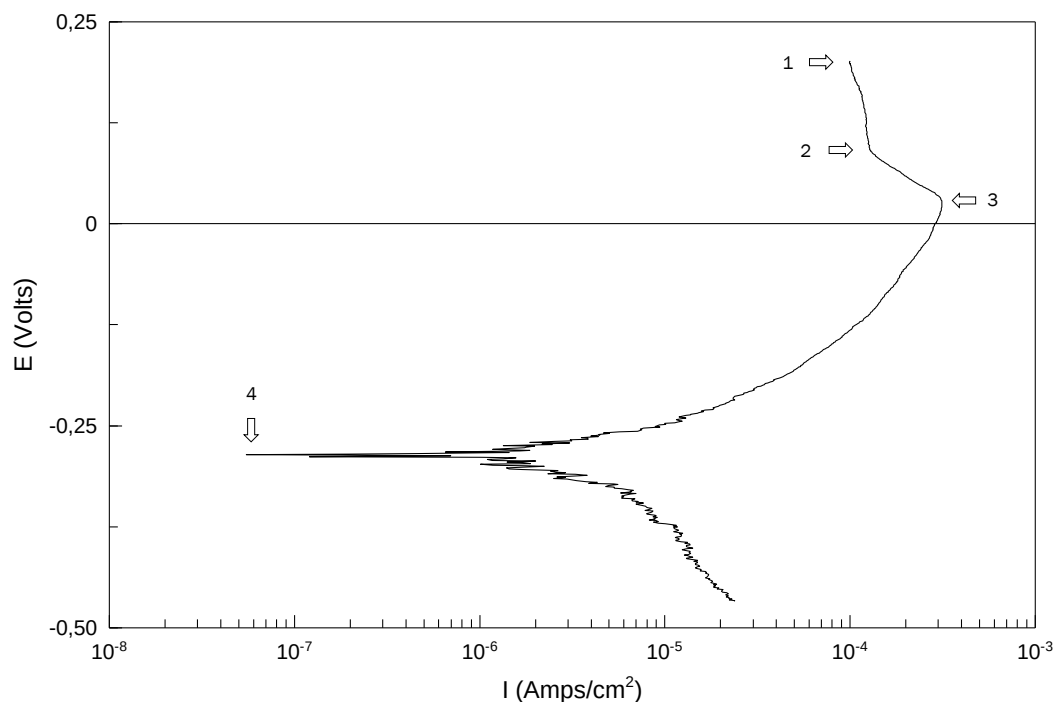


Figura 30 - Curva genérica ensayo EPR

De las curvas de cada ensayo se sacarán los siguientes datos a fin de poder realizar posteriormente un estudio comparativo y determinar por tanto el grado de sensibilización de cada muestra:

Punto	Parámetro	Descripción	Unidades
1	$i_{\min}$	Densidad de corriente mínima de barrido	$[A/cm^2]$
2	i_{pas}	Densidad de corriente de pasivación	$[A/cm^2]$
2	E_{pas}	Potencial de pasivación	[V]
3	$i_{\text{máx}_r}$	Densidad de corriente del pico de reactivación	$[A/cm^2]$
4	E_{corr_r}	Potencial de corrosión de reactivación	[V]
2-4	Q_r	Carga de reactivación	$[C/cm^2]$

Tabla 3 - Parámetros representativos ensayo EPR

Los valores más representativos serán el potencial de corrosión (E_{corr_r}) — a partir del cual se produce un incremento acentuado de la densidad de corriente —, la densidad de corriente del pico de reactivación ($i_{\text{máx}_r}$) y la carga de reactivación (Q_r), la cual se corresponde con la carga eléctrica que atraviesa la interfase metal-electrolito y se calcula integrando el área bajo la curva comprendida entre los puntos 2 y 4. Según la norma es el parámetro que mayor sensibilidad tiene en la determinación de la susceptibilidad a la corrosión intergranular del acero.

Se propuso normalizar el valor de dicha carga en función del tamaño de grano, a partir de la siguiente expresión:

$$P_a = Q / GBA$$

Ecuación 2 - Parámetro ajustado al tamaño de grano

Donde Q se corresponde con la carga de reactivación y GBA es el área total de límite de grano, la cual se calcula como:

$$GBA = A_s * (5,09544 * 10^{-3} * E^{0,34696X})$$

Ecuación 3 - Área total de límite de grano

Siendo A_s el área de la muestra expuesta al ensayo y X un parámetro que hace referencia al tamaño de grano según la norma ASTM E 112.

Sin embargo, esta relación no representa la situación real pues asume que la carga de reactivación se debe exclusivamente al ataque uniforme en la superficie correspondiente a los bordes de grano, suponiendo además que el espesor de la misma es constante, sin considerar que puede producirse también transgranularmente en materiales como el de estudio, los cuales presentan deformación previa y zonas con espesor variable. Por ello, se descarta su uso.

3.3. ENSAYO EPRDL

Se trata de una versión modificada del ensayo EPR, el cual se inicia con un barrido anódico previo desde el potencial de corrosión hasta el de pasivación.

Las condiciones de ejecución del ensayo se corresponden con las explicadas en el apartado anterior (electrolito, temperatura, etc.), sin embargo, resulta ser menos sensible a la preparación superficial de las muestras, por lo que no es necesaria la etapa primera de acondicionamiento electroquímico.

Las fases del ensayo serán por tanto la estabilización del potencial a circuito abierto durante 5 minutos y el barrido potenciodinámico de doble lazo: primeramente, el anódico, desde un potencial de 0,05 V por debajo del de circuito abierto hasta 0,3 V, seguido del de reactivación hasta el potencial de partida, manteniendo también la velocidad de 6 V/h (1,67 mV/s) empleada en el ensayo EPR.

Experiment Type	Experiment Description
Open Circuit	[5 Min] [default]
Potentiodynamic	[-0,05 OC;0,3 Ref;-0,05 OC;1,67mV/S] [default]

Figura 31 -Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo EPRDL

El resultado gráfico son dos curvas, una correspondiente al barrido anódico y otra al de reactivación, figura 32. De los datos característicos de las mismas se analizará la relación existente entre las densidades de corriente máximas de cada una de las curvas ($i_{máx_r}/i_{máx_a}$), de forma que “un material sensibilizado presentará una relación elevada, pues en las zonas empobrecidas en Cr la capa pasiva debilitada romperá fácilmente durante la reactivación lo que origina un aumento de la intensidad de corriente en relación con la intensidad de corriente de pasivación del material” [37] y la relación entre la carga de activación y la de reactivación (Q_r/Q_a), de forma que cuanto mayor sea su valor también lo será la susceptibilidad.

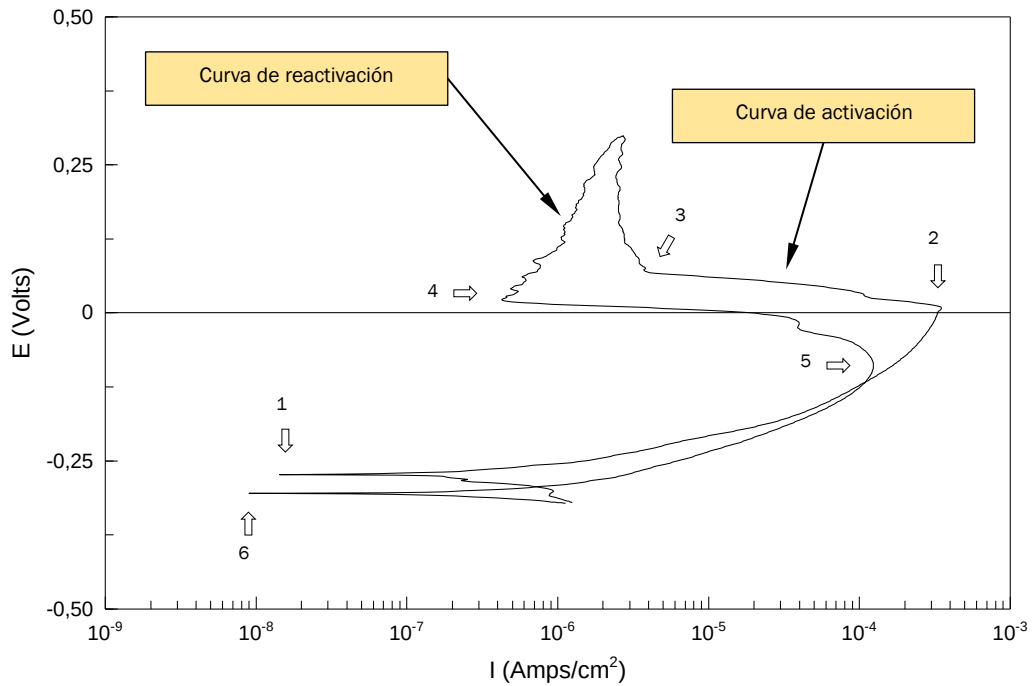


Figura 32 - Curva genérica ensayo EPRDL

Punto	Parámetro	Descripción	Unidades
1	E_{corr_a}	Potencial de corrosión de la curva de activación	[V]
2	$i_{máx_a}$	Densidad de corriente máxima de la curva de activación	$[A/cm^2]$
3	i_{pas_a}	Densidad de corriente de pasivación de la curva de activación	$[A/cm^2]$
3	E_{pas_a}	Potencial de pasivación de la curva de activación	[V]
4	i_{pas_r}	Densidad de corriente de pasivación de la curva de reactivación	$[A/cm^2]$
4	E_{pas_r}	Potencial de pasivación de la curva de reactivación	[V]
5	$i_{máx_r}$	Densidad de corriente máxima de la curva de reactivación	$[A/cm^2]$
6	E_{corr_r}	Potencial de corrosión de la curva de reactivación	[V]
1-3	Q_a	Carga de activación	$[C/cm^2]$
4-6	Q_r	Carga de reactivación	$[C/cm^2]$

Tabla 4 - Parámetros representativos ensayo EPRDL

Capítulo 4. Resultados y análisis de resultados

1. INTRODUCCIÓN

El primer paso en la obtención de los resultados es comprobar la repetibilidad y validez de los ensayos llevados a cabo con el uso de una minicelda. Para ello se realizan sobre la misma zona y de forma consecutiva 5 ensayos a fin de analizar la desviación entre los resultados de los mismos. Se escoge arbitrariamente el ensayo de tipo EPRDL para la muestra 3A.

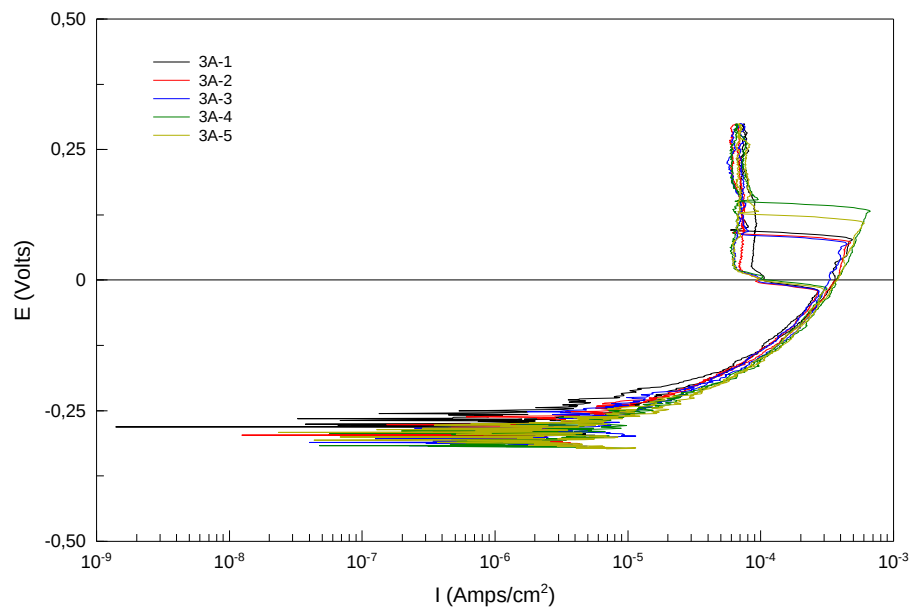


Figura 33 - Comparativa gráfica para la validación del estudio

Como puede observarse, la superposición de las distintas gráficas es evidente, no obstante, se recogen en la tabla 5 los valores de los parámetros representativos de cada una de ellas. Para ello será necesario establecer primero cuál es el área de ensayo que abarca la punta de la minicelda.

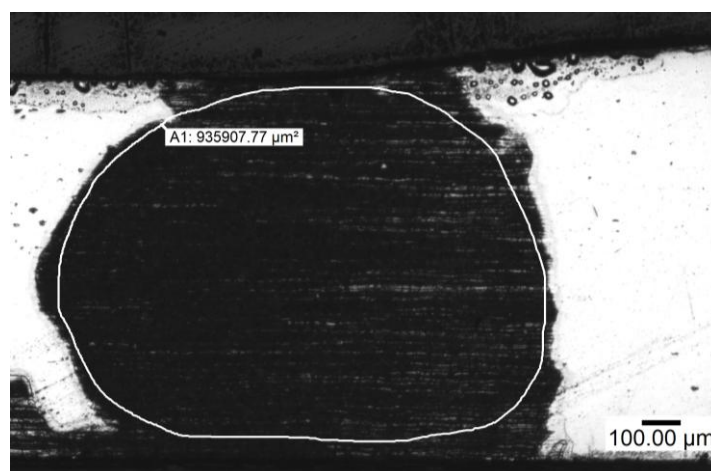


Figura 34 - Micrografía del área atacada por la punta de la minicelda

En la figura 34 se muestra una micrografía del área atacada en las muestras ensayadas, siendo aproximadamente $0,009359 \text{ cm}^2$. Se ha considerado un área de $0,01 \text{ cm}^2$, ligeramente superior a la delimitada en la micrografía, para así compensar aquellas regiones no incluidas debido a la irregularidad geométrica del borde de la misma.

	N° ensayo	E_{corr_a} [V]	$i_{m\acute{a}x_a}$ [A/cm ²]	i_{pas_a} [A/cm ²]	E_{pas_a} [V]	Q_a [C/cm ²]
MUESTRA 3A ACTIVACIÓN	1	- 0,26497	0,04862	0,0058967	0,09611	4,31
	2	- 0,29649	0,047604	0,0061189	0,090441	4,2974
	3	- 0,31082	0,044574	0,0070783	0,088483	4,09
	4	- 0,29298	0,066605	0,0064175	0,15117	6,9246
	5	- 0,29179	0,060335	0,007009	0,12795	5,9121
	N° ensayo	E_{corr_r} [V]	$i_{m\acute{a}x_r}$ [A/cm ²]	i_{pas_r} [A/cm ²]	E_{pas_r} [V]	Q_r [C/cm ²]
MUESTRA 3A REACTIVACIÓN	1	- 0,28104	0,026967	0,0086357	0,023964	1,9088
	2	- 0,29578	0,027162	0,0070965	0,022873	1,9204
	3	- 0,30355	0,027548	0,0064896	0,024741	1,9711
	4	- 0,3167	0,030266	0,0064983	0,024787	2,2455
	5	- 0,30618	0,030075	0,0064342	0,0273	2,2521
	N° ensayo	Q_r/Q_a	$i_{m\acute{a}x_r}/i_{m\acute{a}x_a}$			
RELACIONES	1	0,44288	0,55465			
	2	0,44687	0,57057			
	3	0,48193	0,61803			
	4	0,32428	0,45441			
	5	0,38093	0,49847			

Tabla 5 - Comparativa de resultados para la validación del estudio

Tanto los valores de los parámetros más representativos de cada ensayo como los de las relaciones de carga y densidad de corriente de reactivación frente a activación muestran una dispersión moderada, asumible en la ejecución de ensayos electroquímicos ya que pueden producirse variaciones mínimas de ciertas variables como el flujo del electrolito, la temperatura, el potencial, etc. Se ha calculado la desviación estándar relativa (coeficiente de variación) de las relaciones de carga e intensidad máxima, obteniéndose valores de 15,1 % y 11,8 % respectivamente, indicativos de la validez de los resultados obtenidos en este tipo de análisis.

2. RESULTADOS

Una vez validado el uso de la minicelda se procede a realizar la totalidad de los ensayos. A continuación, se muestran los resultados de cada una de las muestras ensayadas. Las gráficas correspondientes a cada ensayo se adjuntan en el [anexo I](#), página 83.

2.1. ENSAYO EPR

Nº Muestra	$i_{\min}$ [A/cm ²]	i_{pas} [A/cm ²]	E_{pas} [V]	$i_{\text{máx}_r}$ [A/cm ²]	E_{corr_r} [V]	Q_r [C/cm ²]
0A	0,0013294	0,0019105	- 0,084285	0,0040777	- 0,27406	0,26939
0B	0,00086907	0,00067595	- 0,00015431	0,0060291	-0,33338	0,54756
0C	0,00033643	0,00026522	0,12168	0,0024457	- 0,32669	0,22897
1A	0,005179	0,0074388	0,040136	0,018658	- 0,26523	1,5669
1B	0,0039679	0,007672	0,017288	0,025077	- 0,28868	1,914
1C	0,0099052	0,012942	0,09072	0,031397	- 0,28608	3,1339
2A	0,011138	0,025824	0,077145	0,041991	- 0,30962	3,9805
2B	0,00060475	0,00050478	0,10273	0,019852	- 0,27802	1,5823
2C	0,0055641	0,01092	- 0,021556	0,023801	- 0,31499	1,8589
3A	0,0066664	0,0066768	0,034326	0,029671	- 0,2966	2,3266
3B	0,0051498	0,0088162	- 0,0052471	0,01926	- 0,28948	1,1989
3C	0,0022323	0,00273	- 0,0022866	0,021156	- 0,304	1,5525
4A	0,008559	0,0078771	0,038189	0,025885	- 0,30441	2,284
4B	0,002202	0,0028686	- 0,0063351	0,027344	- 0,31887	2,0231
4C	0,019421	0,02191	0,059622	0,028452	- 0,25607	2,4712
5A	0,000082495	0,000051407	0,04002	0,020384	- 0,33262	1,3982
5B	0,00023521	0,000063278	0,03894	0,030804	- 0,3203	2,272
5C	0,00064546	0,00056967	0,037891	0,015161	- 0,33191	1,2569
6A	0,0033243	0,0054689	0,048551	0,038322	- 0,29581	2,8826
6B	0,0015798	0,0015331	0,062554	0,034124	- 0,30267	2,6324
6C	0,001146	0,00090321	0,093922	0,029876	- 0,30246	2,3128

Tabla 6 - Resultados ensayos EPR

2.2. ENSAYO EPRDL

Los resultados correspondientes al ensayo EPRDL se dividen en 3 tablas diferentes. En la tabla 7 se muestran los valores correspondientes a las curvas de activación, en la tabla 8 los correspondientes a las curvas de reactivación y, por último, en la tabla 9 las relaciones significativas entre magnitudes.

CURVAS DE ACTIVACIÓN	Nº Muestra	E_{corr_a} [V]	$i_{máx_a}$ [A/cm ²]	i_{pas_a} [A/cm ²]	E_{pas_a} [V]	Q_a [C/cm ²]
	0A	- 0,29218	0,057172	0,0020058	0,13018	5,3635
	0B	- 0,29509	0,056636	0,00071705	0,12745	5,9265
	0C	- 0,28703	0,038627	0,00077174	0,064469	3,0964
	1A	- 0,27037	0,054207	0,006662	0,14272	5,1575
	1B	- 0,26202	0,043978	0,0093815	0,092876	3,6003
	1C	- 0,27529	0,055725	0,0091064	0,15538	5,4082
	2A	- 0,2746	0,090661	0,015722	0,2468	11,864
	2B	- 0,28241	0,047165	0,00090755	0,10432	4,3316
	2C	- 0,28762	0,056211	0,0036816	0,11603	5,5688
	3A	- 0,26497	0,04862	0,0058967	0,09611	4,31
	3B	- 0,25158	0,034767	0,0080514	0,098265	3,2871
	3C	- 0,30118	0,04826	0,0010946	0,082656	4,2905
	4A	- 0,28171	0,059594	0,0084002	0,18097	6,9774
	4B	- 0,30229	0,038281	0,0014067	0,067297	3,1649
	4C	- 0,25512	0,044774	0,014467	0,11486	3,8973
	5A	- 0,30557	0,030009	0,00051853	0,058055	2,4659
	5B	- 0,27424	0,035401	0,0003645	0,070215	2,4556
	5C	- 0,29194	0,03044	0,00056212	0,082595	2,3594
	6A	- 0,27791	0,040558	0,0030996	0,073762	3,4297
	6B	- 0,27408	0,040622	0,0015055	0,086329	3,2076
	6C	- 0,28228	0,033164	0,0014583	0,07374	2,595

Tabla 7 - Resultados ensayos EPRDL curvas de activación

CURVAS DE REACTIVACIÓN	Nº Muestra	E_{corr_r} [V]	$i_{máx_r}$ [A/cm ²]	i_{pas_r} [A/cm ²]	E_{pas_r} [V]	Q_r [C/cm ²]
	0A	- 0,28954	0,0041021	0,00078581	0,10839	0,51055
	0B	- 0,28909	0,0048258	0,00016954	0,058354	0,41917
	0C	- 0,26727	0,0049174	0,00054296	0,032308	0,38851
	1A	- 0,25764	0,019586	0,0045587	0,16456	2,2493
	1B	- 0,2698	0,019004	0,0055945	0,089904	2,2121
	1C	- 0,28997	0,033569	0,01817	0,10161	3,623
	2A	- 0,29309	0,050202	0,017426	0,12482	5,4638
	2B	- 0,28637	0,017668	0,00029168	0,097318	1,3752
	2C	- 0,28971	0,02449	0,0047412	0,10649	2,4172
	3A	- 0,28104	0,026967	0,0086357	0,023964	1,9088
	3B	- 0,24089	0,013348	0,0095461	- 0,0039594	0,89619
	3C	- 0,30557	0,019381	0,0031683	- 0,020186	1,3548
	4A	- 0,29796	0,031098	0,010972	0,030969	2,6578
	4B	- 0,31167	0,017971	0,0014851	- 0,015442	1,2862
	4C	- 0,25512	0,030195	0,021547	0,046142	2,3414
	5A	- 0,32652	0,01567	0,00003478	0,0033743	1,0013
	5B	- 0,3055	0,012387	0,000043933	0,019756	0,9852
	5C	- 0,3107	0,013511	0,00037457	- 0,00030009	0,87342
	6A	- 0,30723	0,02078	0,0035347	0,13047	1,93
	6B	- 0,30181	0,017092	0,0012168	0,063988	1,4503
	6C	- 0,29606	0,011049	0,00042057	0,086108	1,1553

Tabla 8 - Resultados ensayos EPRDL curvas de reactivación

RELACIONES	Nº Muestra	Q_r/Q_a (%)	$i_{máx_r}/i_{máx_a}$ (%)
	0A	9,51897082	7,17501574
	0B	7,07280857	8,52072887
	0C	12,5471515	12,7304735
	1A	43,6122152	36,1318649
	1B	61,442102	43,2125153
	1C	66,9908657	60,2404666
	2A	46,0536076	55,3733138
	2B	31,7480838	37,4599809
	2C	43,4061198	43,5679849
	3A	44,287703	55,4648293
	3B	27,2638496	38,3927287
	3C	31,5767393	40,1595524
	4A	38,0915527	52,1831057
	4B	40,6395147	46,9449596
	4C	60,0774895	67,4386921
	5A	40,605864	52,217668
	5B	40,1205408	34,990537
	5C	37,0187336	44,3856767
	6A	56,2731434	51,235268
	6B	45,2144906	42,0757225
	6C	44,5202312	33,3162465

Tabla 9 - Relaciones ensayos EPRDL

3. ANÁLISIS DE RESULTADOS

Una vez extraídos los valores numéricos relativos a cada uno de los ensayos se procede con su interpretación. Para ello se representan de forma comparativa en gráficos de barras.

En el caso del ensayo EPR se representarán en gráficos independientes los valores de Q_r e $i_{m\acute{a}x_r}$, mientras que de los resultados del ensayo EPRDL se estudiarán las relaciones Q_r/Q_a e $i_{m\acute{a}x_r}/i_{m\acute{a}x_a}$ de cada curva. Se hará en primer lugar un análisis de la tendencia general del comportamiento frente a la corrosión en función del tiempo de envejecimiento, representando todas las zonas de las distintas probetas en un mismo gráfico, figuras 35-38. Posteriormente se analizará de forma específica cuál será la muestra con mejor y peor comportamiento en función de la zona metalúrgica de la unión, figuras 44-50.

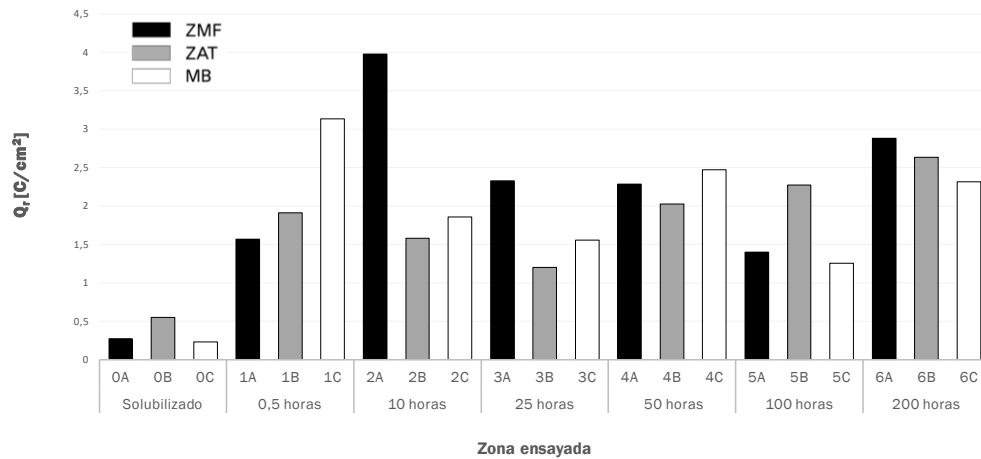


Figura 35 - Q_r en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPR

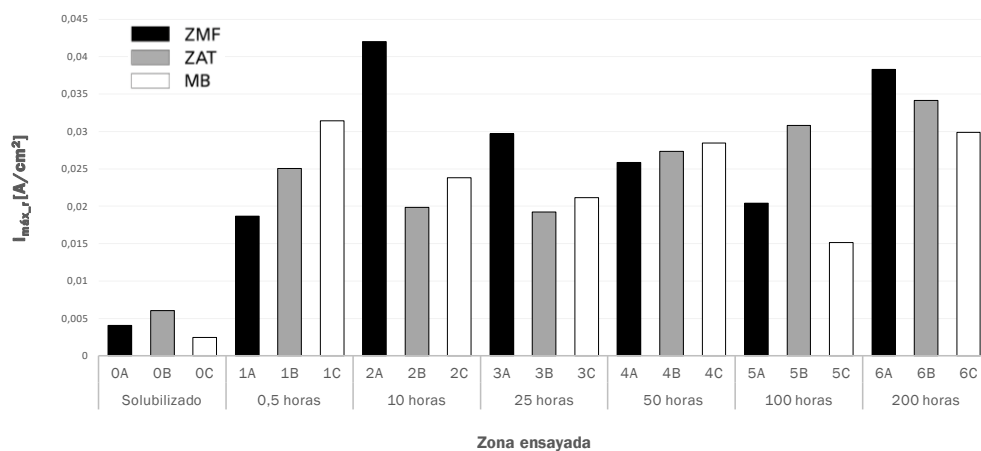


Figura 36 - $i_{m\acute{a}x_r}$ en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPR

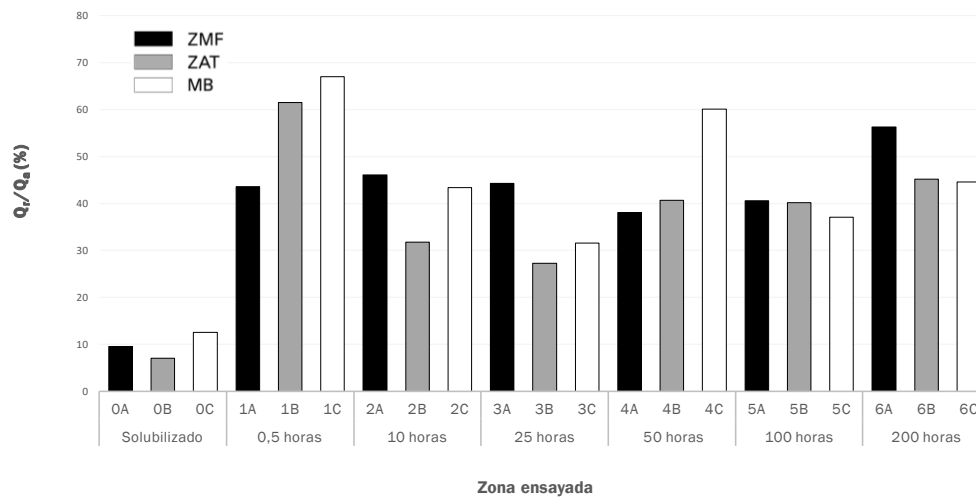


Figura 38 - Q_r/Q_a en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL

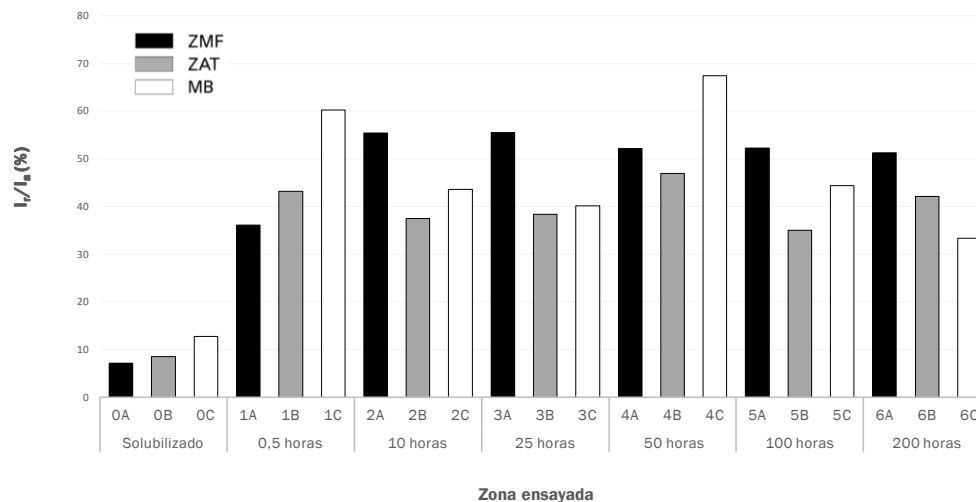


Figura 37 - $I_{m\acute{a}x_r}/I_{m\acute{a}x_a}$ en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL

Es importante aclarar que tanto el ensayo de reactivación potenciocinética simple como el de doble lazo registran el grado de sensibilización del material y, si bien en la mayoría de los casos las zonas empobrecidas en cromo se encuentran en los bordes de grano, es posible que en función de cuál sea la microestructura específica del acero ensayado, así como el tratamiento termomecánico del mismo existan también zonas que se localicen en el interior del grano y que por tanto, influyan también en los resultados arrojados por las gráficas obtenidas.

No obstante, estas zonas transgranulares no ejercen influencia directa en el fenómeno de corrosión intergranular por lo que sería necesario completar el estudio realizando un análisis microestructural posterior mediante microscopía electrónica que permitiese diferenciar y verificar la localización de cada una de

las distintas zonas empobrecidas en cromo y así determinar su aportación en los resultados de los ensayos.

A simple vista se observa que existe una gran diferencia entre los valores registrados para la probeta no envejecida (mínimos) y el resto de probetas ensayadas, lo cual evidencia el efecto negativo del tratamiento de endurecimiento en el comportamiento frente a la corrosión localizada del material, debido a la aparición de dichas zonas desprovistas de cromo alrededor de los carburos precipitados.

El estudio realizado previo a la ejecución de los ensayos demuestra la repetibilidad de los mismos siempre y cuando no se modifique la posición de la minicelda.

Si bien la norma considera al parámetro Q_r y la relación Q_r/Q_a los principales indicadores a analizar para el estudio de la corrosión localizada del material, trabajos previos han considerado también en dicho análisis la información aportada por $i_{máx_r}$ e $i_{máx_r}/i_{máx_a}$ respectivamente ya que en ocasiones el ruido registrado en las gráficas dificulta una correcta lectura del área bajo la curva, correspondiente al valor de la carga de activación/reactivación según corresponda.

Como puede observarse, la tendencia general entre cada uno de estos indicadores — o lo que es lo mismo, la superposición entre ambos — tanto para el ensayo EPR, figura 39, como para el EPRDL, figura 40, es equiparable, prácticamente idéntica, lo cual demuestra la validez de ambos criterios como indicadores del grado de sensibilización y refuerza por tanto la consistencia del método y la confiabilidad de los datos.

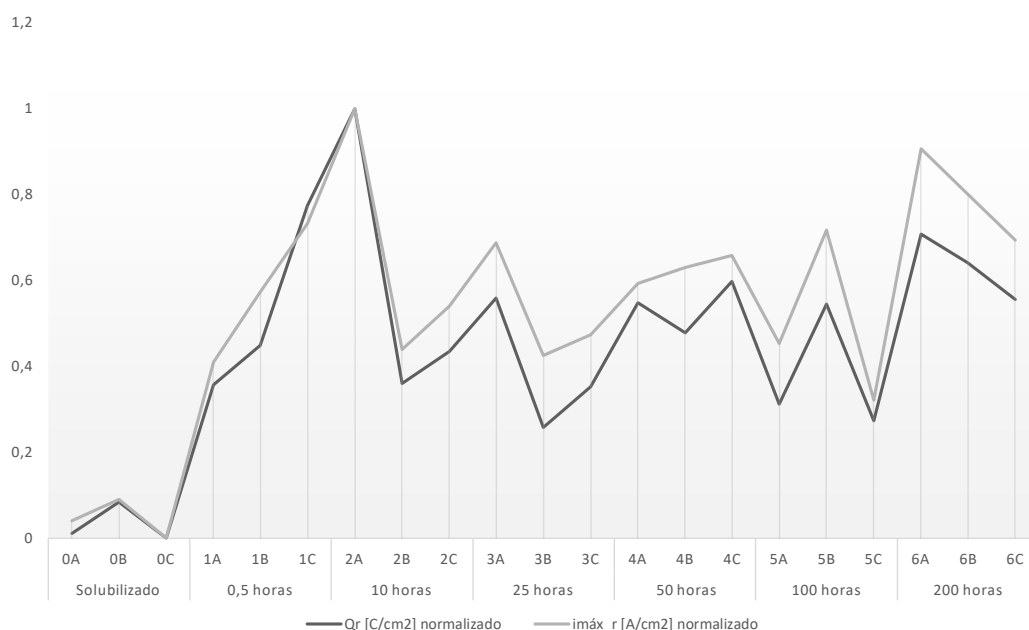


Figura 39 - Superposición de la tendencia entre indicadores del ensayo EPR

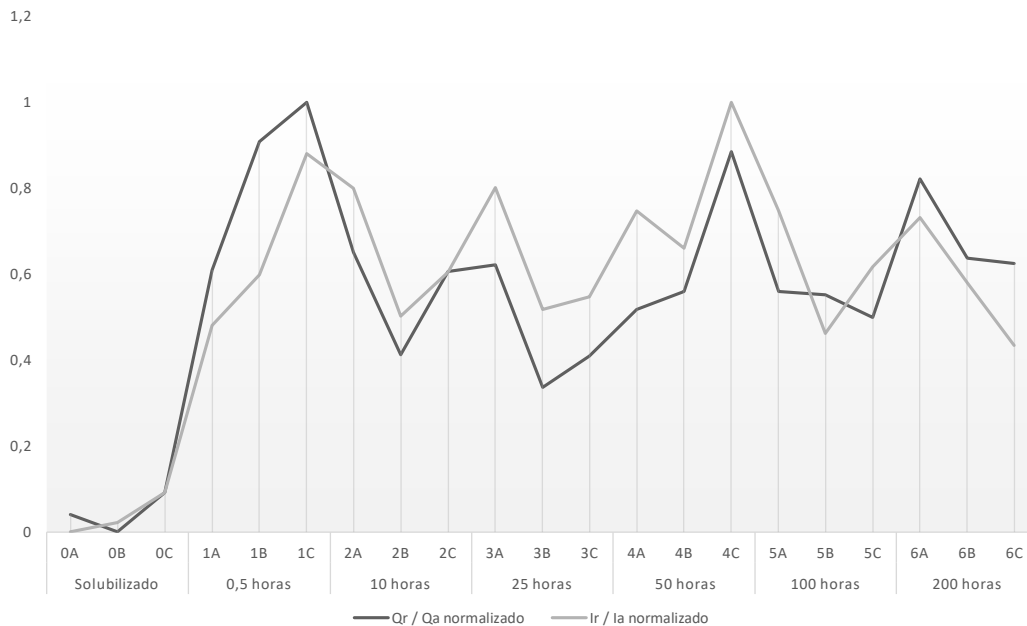


Figura 40 - Superposición de la tendencia entre indicadores del ensayo EPRDL

Los resultados obtenidos en ambos ensayos son equivalentes. No obstante, existen ciertas diferencias debido a la imposibilidad de posicionar la punta de la minicelda en la misma porción de área de la muestra al realizar ambos ensayos en una zona determinada de la unión. La única forma de ensayar la misma zona sería realizarlos de forma consecutiva sin modificar la posición relativa entre la probeta y la minicelda, lo cual imposibilitaría la correcta preparación previa (desbaste+pulido) de la muestra. Por tanto, las diferencias apreciables en los resultados entre ambos ensayos se deben, no a una mala ejecución o a que el ensayo no sea válido para este análisis, sino a la heterogeneidad microestructural existente dentro de una misma zona metalúrgica de la unión.

El ensayo EPRDL tiene menor sensibilidad que el ensayo EPR y, además, resulta más difícil la detección de grados bajos de sensibilización. Esto se evidencia en que la lectura obtenida para cada una de las distintas zonas de cada probeta en los ensayos EPR presenta mayores diferencias que en el caso de los resultados de los ensayos EPRDL, como tendencia general.

Las gráficas obtenidas muestran un aumento de la susceptibilidad a la corrosión para los primeros estadios del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación. Esto se debe a la aparición de la fase γ' , pues su precipitación está asociada con la formación de discontinuidades en la capa pasiva. Después la tendencia disminuye y parece estabilizarse, existiendo cierto crecimiento a medida que el tiempo de exposición al tratamiento aumenta, debido a la transformación y crecimiento de la fase γ' en fase η .

Se observa además que de forma general los valores registrados de las variables en la ZMF son mayores que los del MB salvo en la probeta de 50 horas, donde son prácticamente iguales — puede deberse a que la transformación de la fase γ' ocurre a distintos tiempos y de forma diferente en ambas zonas, como se recoge en el análisis estructural realizado en estudios previos —, y la probeta de 0,5 horas, donde la diferencia es más evidente — es decir, para tiempos muy cortos de tratamiento la sensibilización que experimenta el MB es mayor que la de la ZMF, lo cual nos permite afirmar que la segregación de los elementos constituyentes de las fases γ' y η se produce de diferente forma en la estructura dendrítica del metal fundido de la lenteja y en la microestructura orientada del metal base —.

Esto se debe a que en el MB la precipitación de fase η ocurre tanto en el borde de grano (morfología celular) como en el interior del mismo (estructura Widmanstaetten), mientras que en la ZMF únicamente existe presencia de esta fase de forma interdendrítica (Widmanstaetten).

En cuanto a la ZAT, su naturaleza heterogénea requiere ser analizada de forma aislada. Se puede concluir que en términos generales presenta un mejor comportamiento frente a la corrosión localizada que el MB. Esto se refleja en los menores valores observados en la mayoría de las probetas tratadas térmicamente, y puede deberse a que durante la operación de soldadura esta zona experimenta un gradiente térmico diferente al que experimenta el metal base, pudiendo producirse alivio de tensiones además de una recristalización parcial de grano, que influyan positivamente en este aspecto.

De forma complementaria se ha decidido analizar también el parámetro E_{corr} . Se observa que no existen grandes diferencias en las probetas que han sido sometidas a la fase de envejecimiento para diferentes tiempos de tratamiento, salvo excepciones puntuales como las probetas de 25 y 50 horas, donde existe una diferencia zonal algo mayor, pudiendo estar relacionada con la diferente transformación de la fase γ' comentada previamente.

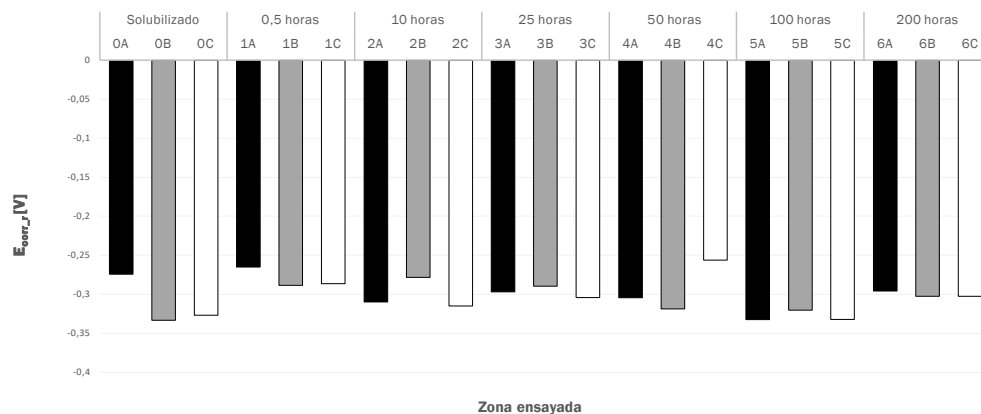


Figura 41 - E_{corr} en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPR

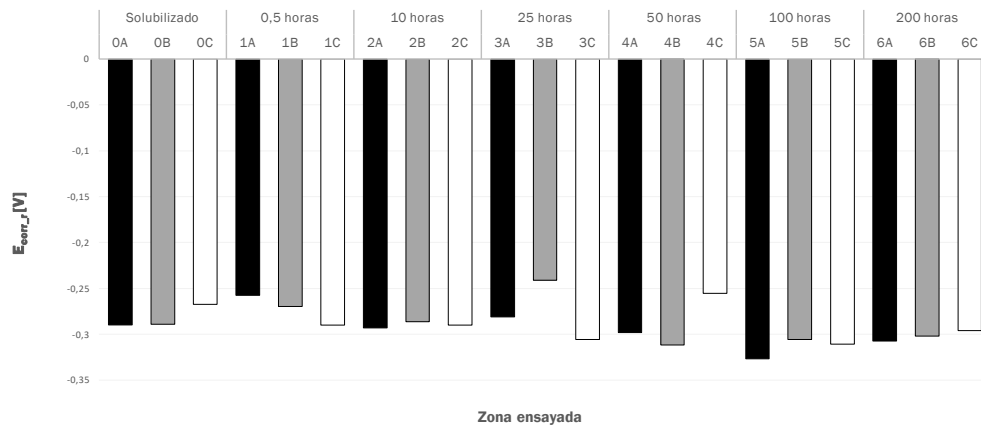


Figura 42 - E_{corr_r} en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL



Figura 43 - E_{corr_a} en función del estado térmico y zona metalúrgica ensayada en el ensayo EPRDL

Por último, se analizan de forma comparativa los resultados para las mismas zonas metalúrgicas de cada una de las probetas ensayadas, es decir, en un mismo gráfico se agruparán los valores de las zonas correspondientes al metal fundido, en otro los de las zonas afectadas térmicamente y en un tercero los del metal base. Dado que en el análisis previamente realizado se concluyó la validez tanto de los parámetros relacionados con la carga como los relacionados con la intensidad máxima, a continuación, se centra el análisis exclusivamente en la Q_r y la relación Q_r/Q_a .

Se puede observar que los valores registrados presentan la misma tendencia en ambos ensayos salvo en la zona de metal fundido. No obstante, la comparativa se está haciendo entre la carga de reactivación, para el caso del ensayo EPR y la relación de cargas de reactivación-activación en el caso del ensayo EPRDL, es decir parámetros diferentes. Si se limitase el estudio a comparar únicamente la carga de reactivación se observa en la figura 50 que entonces la tendencia de ambos resultados en la zona de metal fundido si es coherente.

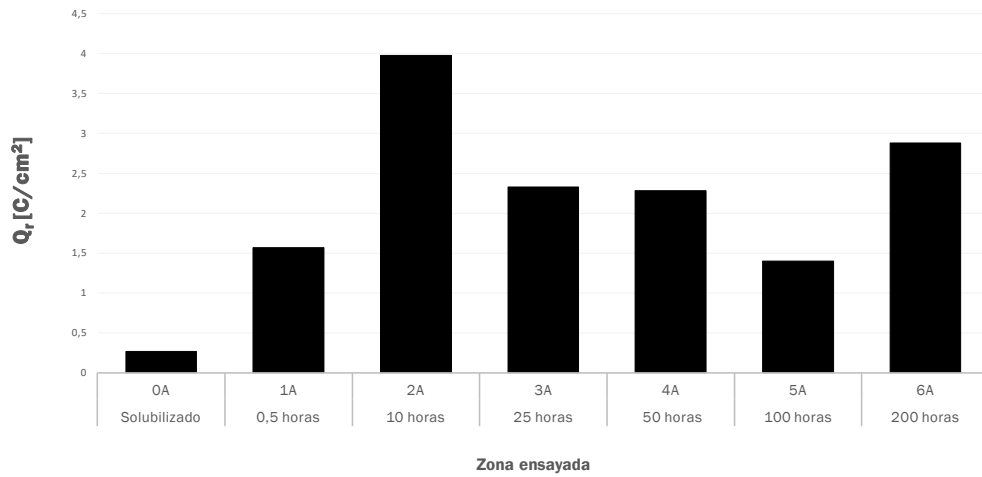


Figura 44 - Valores de Q_r de la zona de metal fundido. Ensayo EPR

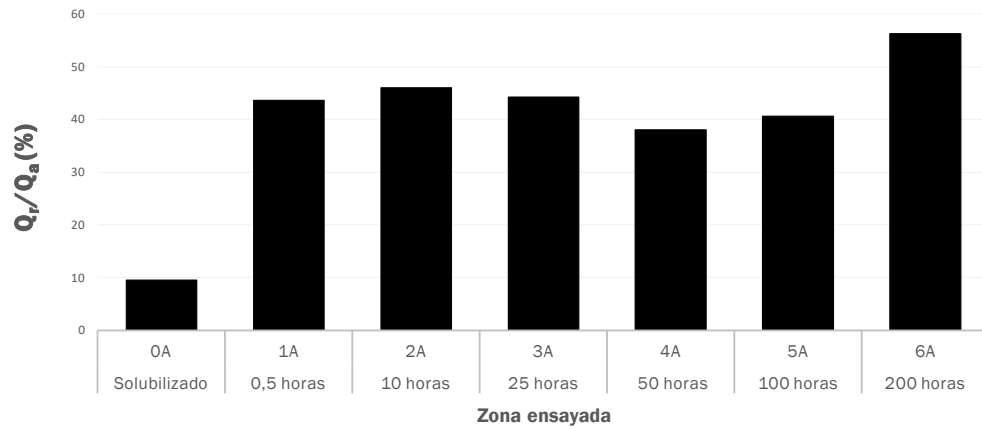


Figura 45 - Valores de Q_r/Q_a de la zona de metal fundido. Ensayo EPRDL



Figura 46 - Valores de Q_r de la zona afectada térmicamente. Ensayo EPR

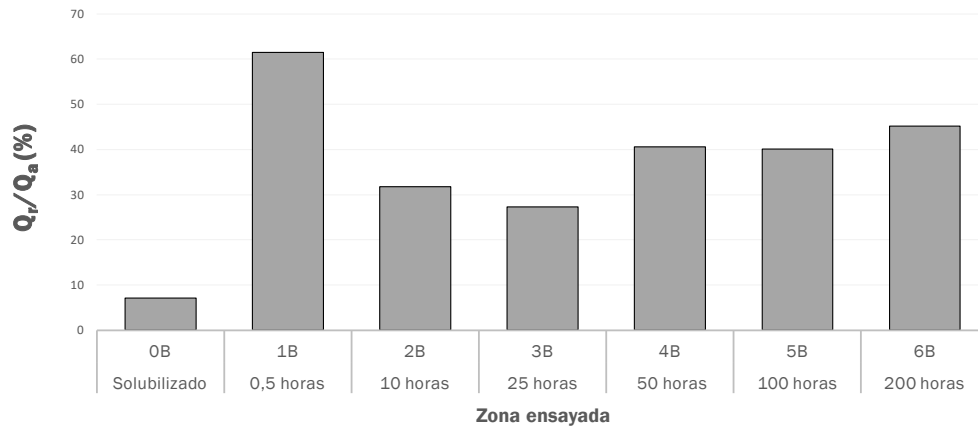


Figura 47 - Valores de Q_r de la zona afectada térmicamente. Ensayo EPRDL

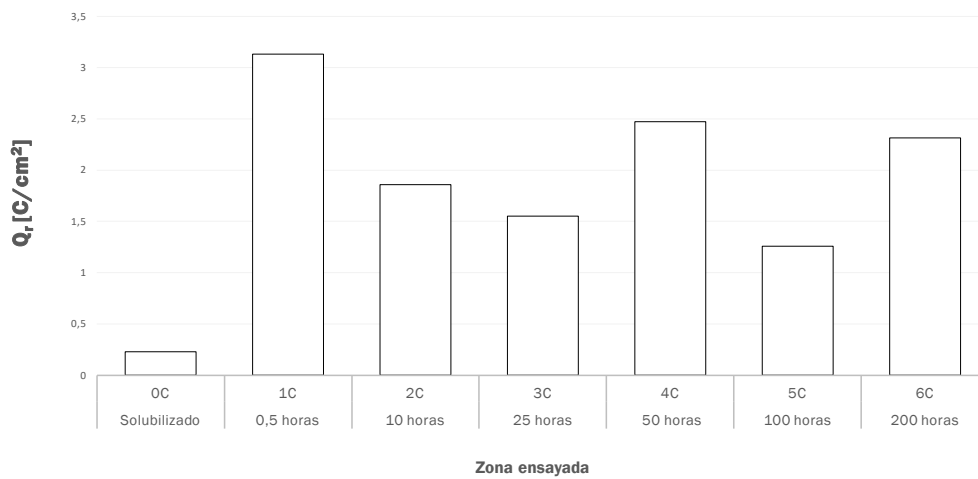


Figura 48 - Valores de Q_r de la zona metal base. Ensayo EPR

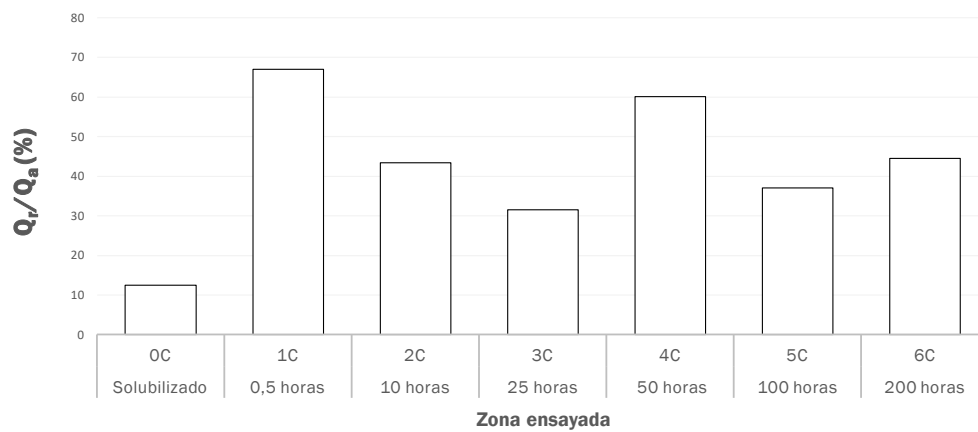


Figura 49 - Valores de Q_r/Q_a de la zona metal base. Ensayo EPRDL

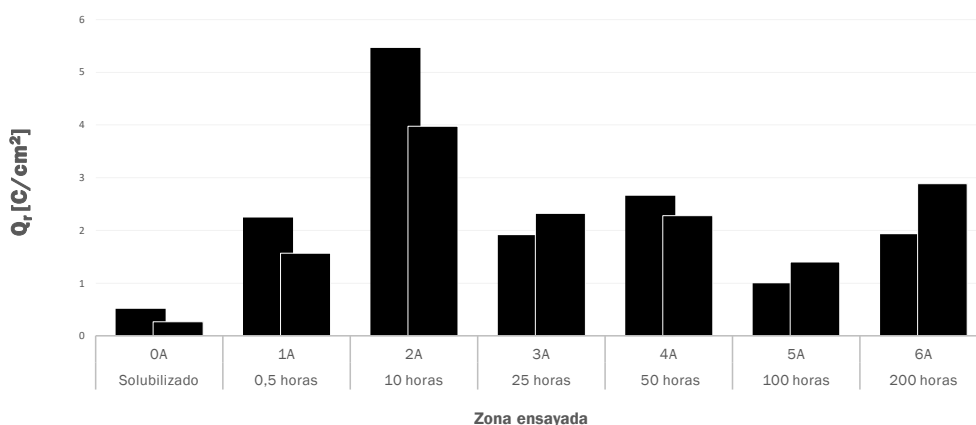


Figura 50 - Comparativa de Q_r en la ZMF. Ensayos EPR y EPRDL

Los valores del ensayo EPRDL se corresponden con las barras de la izquierda de cada muestra

Se observa además que si bien la tendencia de las gráficas correspondientes a la ZAT (figuras 46 y 47) es coherente — pues ambas crecen y decrecen de forma muy parecida —, los resultados obtenidos difieren en mayor medida. Esto se debe a la gran heterogeneidad microestructural de la que ya se ha hablado antes, la cual condiciona los valores registrados por el ensayo al posicionar la punta de la minicelda en puntos distintos de la misma zona.

Se puede concluir este análisis diciendo que el mejor comportamiento de la ZMF se observa en las probetas de 0,5 y 100 horas, mientras que el peor se corresponde con la probeta de 10 horas. En cuanto al MB el mejor comportamiento es el de las probetas de 25 y 100 horas y el peor el de la probeta de 0,5 horas y, por último, de la ZAT se va a realizar una diferenciación entre el ensayo EPR y el EPRDL. Para el ensayo EPR la probeta con peor comportamiento es la de 200 horas mientras que en el ensayo EPRDL será la de 0,5 horas. Por otro lado, la probeta con mejor comportamiento en ambos casos es la de 25 horas.

Capítulo 5. Conclusiones y líneas de futuro

1. CONCLUSIONES

A la luz de los resultados obtenidos y el análisis realizado de los mismos se presentan a continuación las conclusiones del trabajo:

- El tratamiento de endurecimiento por precipitación, en particular la etapa de envejecimiento, tiene un efecto negativo en el comportamiento frente a la corrosión localizada del acero A-286, independientemente de cuál sea el tiempo de exposición.
- En el estudio del comportamiento frente a la corrosión localizada son perfectamente válidos como indicadores del grado de sensibilización de la muestra tanto el análisis de los parámetros y relaciones de carga como los de intensidad máxima de las curvas.
- El uso de una minicelda permite focalizar el ensayo en una región muy pequeña de la muestra. Si la posición relativa entre la probeta y la punta de la minicelda no se modifica se demuestra repetibilidad en los resultados.
- El ensayo EPR presenta mayor sensibilidad que el ensayo EPRDL, pues existen mayores diferencias en los valores zonales registrados.
- Los resultados de ambos ensayos (EPR y EPRDL) al analizar la totalidad de las muestras presentan la misma tendencia.
- Ninguno de los dos ensayos discrimina entre corrosión intergranular y transgranular, de forma que los resultados son una suma de ambas contribuciones a la corrosión localizada de la zona ensayada.
- Los resultados son fuertemente dependientes de la microestructura del área ensayada, aunque se encuentre en la misma zona de la unión. Como consecuencia, pese a que los ensayos EPR y EPRDL arrojan resultados equivalentes, los valores obtenidos pueden diferir en mayor o menor medida debido a la imposibilidad de ejecutar el ensayo exactamente en la misma zona. Esto es especialmente apreciable en la zona afectada térmicamente, debido a su mayor heterogeneidad microestructural (zona no recristalizada, zona recristalizada y zona de crecimiento de grano).
- El aumento de la susceptibilidad a este tipo de corrosión se debe a la precipitación de la fase γ' y su transformación y posterior crecimiento en fase η . Dichas transformaciones de fase ocurren de forma distinta según la zona y los tiempos de tratamiento, pudiendo concluir que de forma general el metal base presenta mejor comportamiento que la zona de metal fundido.

- Se observa que la ZAT presenta mejor comportamiento que el metal base en líneas generales. Puede deberse al alivio de tensiones y recristalización de grano experimentado en la operación de soldadura. No obstante, su complejidad microestructural dificulta una interpretación completamente clara y definitiva.
- No se observan diferencias significativas en el potencial de corrosión leído en las curvas de cada muestra y de haberlas se relacionan con las transformaciones no uniformes de fase durante el envejecimiento.
- La tendencia de los resultados al analizar la misma zona en todas las probetas sigue siendo coherente entre ambos ensayos.
- En la zona de metal fundido el mejor comportamiento se registra en las probetas de 0,5 y 100 horas mientras que el peor en la de 10 horas.
- En la zona de metal base el mejor comportamiento se registra en las probetas de 25 y 100 horas mientras que el peor se registra en la de 0,5 horas.
- En la zona afectada térmicamente los resultados del ensayo EPR y EPRDL coinciden para la probeta con mejor comportamiento, la de 25 horas, sin embargo, la probeta con peor comportamiento en el ensayo EPR es la de 200 horas mientras que en el EPRDL es la de 0,5 horas. Esta diferencia tan acusada se explica por la heterogeneidad microestructural de la zona.

2. LÍNEAS DE FUTURO

A partir del trabajo realizado en esta investigación y teniendo en cuenta los resultados obtenidos, existen diversas líneas futuras de especial interés que profundizarían y complementarían la información aportada por este trabajo.

- 1) Analizar la microestructura de las probetas ensayadas mediante microscopía electrónica a fin de analizar la influencia del ataque y poder así justificar con otro criterio de evaluación los resultados obtenidos mediante ensayos electroquímicos.
- 2) Profundizar en la caracterización del comportamiento del material mediante el análisis de nuevas variables como pueda ser la influencia de un proceso de soldadura no autógeno. Se propone analizar para ello uniones realizadas mediante soldadura TIG con material de aportación, así como otros procesos de soldadura que

permitan analizar la influencia de distintas variables en el comportamiento corrosivo del acero A-286.

- 3) Estudiar en profundidad el comportamiento del material frente a la corrosión por picaduras mediante ensayos de polarización anódica y polarización cíclica y su respectivo análisis microestructural posterior.
- 4) Intentar mejorar el diseño o desarrollar una minicelda que permita localizar el ensayo siempre en la misma zona, independientemente de si es necesario retirar la probeta para su preparación.
- 5) Continuar la línea de trabajo llevada a cabo por el GIR “Soldadura e ingeniería metalúrgica” y analizar nuevas aleaciones y materiales de interés tecnológico e industrial.

Capítulo 6. Revisión bibliográfica

1. BIBLIOGRAFÍA

- [1] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Ciencia e ingeniería de materiales*, Segunda edición. Editorial Reverté, 2018.
- [2] J. Apraiz Barreiro, *Tratamientos térmicos de los aceros*, 10a edición. Editorial Dossat, 2002.
- [3] “UNE-EN 10088-1:2024, Aceros inoxidables. Parte 1: Lista de aceros inoxidables,” 2024.
- [4] V. A. Hosseini, L. Karlsson, S. Wessman, and N. Fuertes, “Effect of sigma phase morphology on the degradation of properties in a super duplex stainless steel,” *Materials*, vol. 11, no. 6, Jun. 2018, doi: 10.3390/ma11060933.
- [5] K. W. Chan and S. C. Tjong, “Effect of secondary phase precipitation on the corrosion behavior of duplex stainless steels,” 2014, *MDPI AG*. doi: 10.3390/ma7075268.
- [6] L. Niewolak, L. Garcia-Fresnillo, G. H. Meier, and W. J. Quadakkers, “Sigma-phase formation in high chromium ferritic steels at 650 °C,” *J Alloys Compd*, vol. 638, pp. 405–418, Jul. 2015, doi: 10.1016/J.JALLCOM.2015.03.076.
- [7] P. Qiao et al., “Mechanical Properties of σ -Phase and Its Effect on the Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel,” *Coatings*, vol. 12, no. 12, Dec. 2022, doi: 10.3390/coatings12121917.
- [8] D. M. E. Villanueva, F. C. P. Junior, R. L. Plaut, and A. F. Padilha, “Comparative study on sigma phase precipitation of three types of stainless steels: Austenitic, superferritic and duplex,” *Materials Science and Technology*, vol. 22, no. 9, pp. 1098–1104, Sep. 2006, doi: 10.1179/174328406X109230.
- [9] G. Di Caprio, *Los aceros inoxidables*, 2a edición española. Grupinox, 1999.
- [10] L. Colombier and J. Hochmann, *Aceros inoxidables. Aceros refractarios*. Urmo, S.A. Ediciones, 1968.
- [11] N. V Kazantseva et al., “A Magnetic Study of Deformed Medical Austenitic Steel Manufactured by 3D Laser Printing,” *Physics of Metals and Metallography*, vol. 123, no. 11, pp. 1139–1146, 2022, doi: 10.1134/S0031918X22601214.

- [12] A. Pardo, M. C. Merino, A. E. Coy, F. Viejo, R. Arrabal, and E. Matykina, "Effect of Mo and Mn additions on the corrosion behaviour of AISI 304 and 316 stainless steels in H₂SO₄," *Corros Sci*, vol. 50, no. 3, pp. 780–794, Mar. 2008, doi: 10.1016/J.CORSCI.2007.11.004.
- [13] V. Vignal, J. M. Olive, and D. Desjardins, "Effect of molybdenum on passivity of stainless steels in chloride media using ex situ near field microscopy observations," *Corros Sci*, vol. 41, no. 5, pp. 869–884, May 1999, doi: 10.1016/S0010-938X(98)00155-3.
- [14] S. Mahboubi, H. S. Zurob, G. A. Botton, and J. R. Kish, "Silicon effects on the wet oxidation of type 310 stainless steel," *Corros Sci*, vol. 143, pp. 376–389, Oct. 2018, doi: 10.1016/J.CORSCI.2018.08.011.
- [15] X. Xu, X. Zhang, X. Sun, and Z. P. Lu, "Effects of silicon additions on the oxide scale formation of an alumina-forming austenitic alloy," *Corros Sci*, vol. 65, pp. 317–321, Dec. 2012, doi: 10.1016/J.CORSCI.2012.08.039.
- [16] Special Metals Corporation, "INCOLOY® Alloy A-286 – Technical Datasheet," 2004. Accessed: May 18, 2025. [Online]. Available: http://specialmetals.ir/images/technical_info/Fer-base/Incoloy-alloy-A-286.pdf
- [17] P. De Tiedra, Ó. Martín, and M. San-Juan, "Effect of metallurgical evolution during post-weld aging treatment on localised corrosion of resistance spot welding joints of A286 superalloy," *Corrosion Engineering, Science and Technology*, vol. 53, no. 5, pp. 355–361, Jul. 2018, doi: 10.1080/1478422X.2018.1473318.
- [18] R. F. Muraca and J. S. Whittick, "Materials Data Handbook: Stainless Steel Alloy A-286," 1972. Accessed: May 18, 2025. [Online]. Available: <https://ntrs.nasa.gov/citations/19720022813>
- [19] J. T. Whittaker and D. P. Hess, "Ductility of Titanium Alloy and Stainless Steel Aerospace Fasteners," *Journal of Failure Analysis and Prevention*, vol. 15, no. 5, pp. 571–575, 2015, doi: 10.1007/s11668-015-0007-8.
- [20] Allegheny Technologies Incorporated, "ATI A286TM Technical Data Sheet," 2012. Accessed: Jun. 05, 2025. [Online]. Available: https://www.atimaterials.com/Products/Documents/datasheets/nickel-cobalt/nickel-based/ati_286_ludlum_version_tds_en_v1.pdf
- [21] M. Esfandiari and H. Dong, "Improving the surface properties of A286 precipitation-hardening stainless steel by low-temperature plasma nitriding," *Surf Coat Technol*, vol. 201, no. 14, pp. 6189–6196, Apr. 2007, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2006.11.013.

- [22] M. Seifollahi, S. H. Razavi, Sh. Kheirandish, and S. M. Abbasi, "The Mechanism of η Phase Precipitation in A286 Superalloy During Heat Treatment," *J Mater Eng Perform*, vol. 22, no. 10, pp. 3063–3069, 2013, doi: 10.1007/s11665-013-0592-1.
- [23] Joseph R. Davis, Ed., *ASM Speciality HandBook. Stainless Steel*. ASM International, 1994.
- [24] Ó. Martín, P. De Tiedra, and M. San-Juan, "Effect of Widmanstätten η phase on tensile shear strength of resistance spot welding joints of A286 superalloy," *Metallurgical Research & Technology*, vol. 116, no. 3, p. 302, Mar. 2019, doi: 10.1051/metal/2018095.
- [25] TechSteel, "Stainless Steel A286." Accessed: May 18, 2025. [Online]. Available: <https://www.techsteel.net/alloy/stainless-steel/a286>
- [26] A. Bucciarelli, P. D. Kuila, S. N. Melkote, and A. Fortunato, "Micro-machinability of A-286 Steel with and without Laser Assist," *Procedia CIRP*, vol. 46, pp. 432–435, Jan. 2016, doi: 10.1016/J.PROCIR.2016.04.049.
- [27] O. O. Tinubu et al., "Friction stir processing of A-286 stainless steel: Microstructural evolution during wear," *Wear*, vol. 356–357, pp. 94–100, Jun. 2016, doi: 10.1016/J.WEAR.2016.03.018.
- [28] A. Günen, M. Keddani, S. Alkan, A. Erdoğan, and M. Çetin, "Microstructural characterization, boriding kinetics and tribo-wear behavior of borided Fe-based A286 superalloy," *Mater Charact*, vol. 186, p. 111778, Apr. 2022, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2022.111778.
- [29] J. Alphonsa, V. S. Raja, and S. Mukherjee, "Development of highly hard and corrosion resistant A286 stainless steel through plasma nitrocarburizing process," *Surf Coat Technol*, vol. 280, pp. 268–276, Oct. 2015, doi: 10.1016/J.SURFCOAT.2015.09.017.
- [30] B. V. S. Reddy, A. M. Shaik, C. C. Sastry, J. Krishnaiah, S. Patil, and C. P. Nikhare, "Performance evaluation of machine learning techniques in surface roughness prediction for 3D printed micro-lattice structures," *J Manuf Process*, vol. 137, pp. 320–341, Mar. 2025, doi: 10.1016/J.JMAPRO.2025.01.082.
- [31] "The Most Common Applications of a286." Accessed: Jun. 05, 2025. [Online]. Available: <https://www.wieland-diversified.com/blog/the-most-common-applications-of-a286/>

- [32] “Incoloy Alloy A286 | Corrosion Resistant | Nickel Systems.” Accessed: Jun. 05, 2025. [Online]. Available: <https://www.nickel-systems.com/materials/incoloy-alloy-a286/>
- [33] H. G. Mohammed, T. L. Ginta, and M. Mustapha, “The investigation of microstructure and mechanical properties of resistance spot welded AISI 316L austenitic stainless steel,” *Mater Today Proc*, vol. 46, pp. 1640–1644, Jan. 2021, doi: 10.1016/J.MATPR.2020.07.258.
- [34] Ó. Martín, P. De Tiedra, and M. San-Juan, “Combined effect of resistance spot welding and precipitation hardening on tensile shear load bearing capacity of A286 superalloy,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 688, pp. 309–314, Mar. 2017, doi: 10.1016/J.MSEA.2017.02.015.
- [35] M. Reina Gómez, *Soldadura de los aceros. Aplicaciones*, 5a edición. Weldwork, S.L., 2012.
- [36] M. Aracil, *Soldadura y corte de los aceros inoxidable*, 2a edición. CEDINOX, 2020.
- [37] M. del P. de Tiedra Frontaura, “Análisis de la influencia del grado de deformación plástica en frío en el comportamiento frente a la corrosión localizada de uniones soldadas de aceros inoxidable austeníticos mediante técnicas macro y microelectroquímicas,” Escuela de Ingenierías Industriales, Valladolid, 2010.
- [38] R. Singh, “Ferrite Testing,” *Applied Welding Engineering*, pp. 321–322, Jan. 2012, doi: 10.1016/B978-0-12-391916-8.00029-7.
- [39] C. L. Briant and A. M. Ritter, “The effects of deformation induced martensite on the sensitization of austenitic stainless steels,” *Metallurgical Transactions A*, vol. 11, no. 12, pp. 2009–2017, 1980, doi: 10.1007/BF02655120.
- [40] T. Liu *et al.*, “The impact of nickel concentration and stacking fault energy on deformation mechanisms in high-purity austenitic Fe-Cr-Ni alloys,” *Mater Charact*, vol. 224, p. 115046, Jun. 2025, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2025.115046.
- [41] P. Behjati and A. Najafizadeh, “Role of Chemical Driving Force in Martensitic Transformations of High-Purity Fe-Cr-Ni Alloys,” *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, no. 12, pp. 3752–3760, 2011, doi: 10.1007/s11661-011-0769-x.
- [42] Ó. Martín, P. De Tiedra, and M. San-Juan, “Study of influence of gamma prime and eta phases on corrosion behaviour of A286 superalloy by using

- electrochemical potentiokinetic techniques,” *Mater Des*, vol. 87, pp. 266–271, Dec. 2015, doi: 10.1016/J.MATDES.2015.08.041.
- [43] X. Huang, J. Li, B. S. Amirkhiz, and P. Liu, “Effect of water density on the oxidation behavior of alloy A-286 at 625 °C – A TEM study,” *Journal of Nuclear Materials*, vol. 467, pp. 758–769, Dec. 2015, doi: 10.1016/J.JNUCMAT.2015.10.023.
- [44] “What is Pitting Corrosion? How to detect and treat pitting corrosion?” Accessed: Jun. 15, 2025. [Online]. Available: <https://www.ddcoatings.co.uk/2276/what-is-pitting-corrosion>
- [45] ASTM International, “ASTM G 108-94 (1999), Standard Test Method for Electrochemical Reactivation (EPR) for Detecting Sensitization of AISI Type 304 and 304L Stainless Steels,” 1999.
- [46] International Organization for Standardization, “Corrosion of metals and alloys - Electrochemical potentiokinetic reactivation measurement using the double loop method (based on Cihal’s method),” 2006.
- [47] ASTM International, “ASTM G 5 - 94 (1999) - Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements,” 1999.
- [48] ASTM International, “ASTM G61 - 86 (2014), Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys,” ASTM International, 2014. doi: 10.1520/G0061-86R14.

Anexo I. Gráficas ensayos EPR y EPRDL

1. GRÁFICAS ENSAYOS EPR

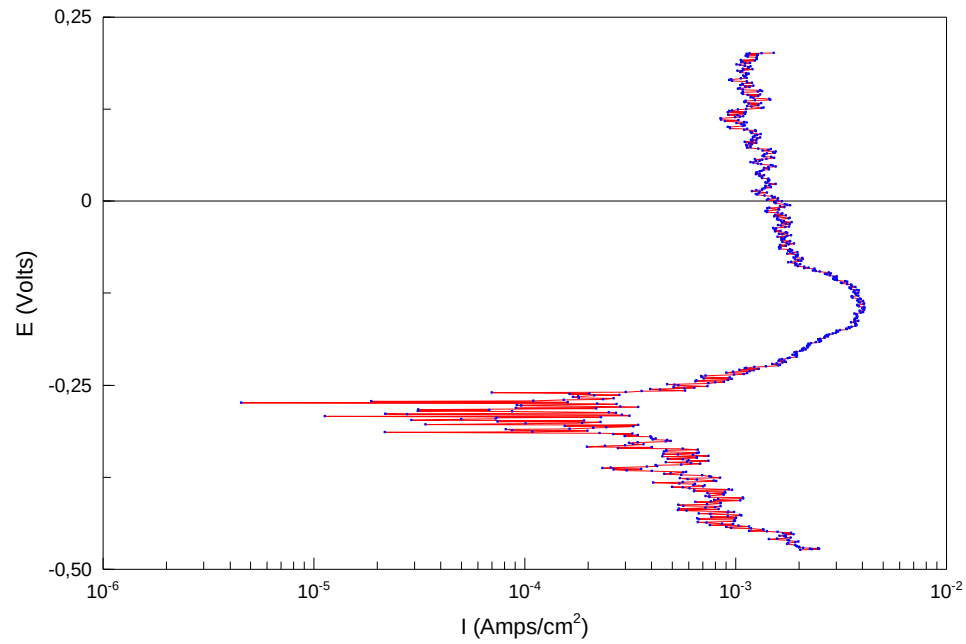


Figura 51 - Curva EPR muestra 0A

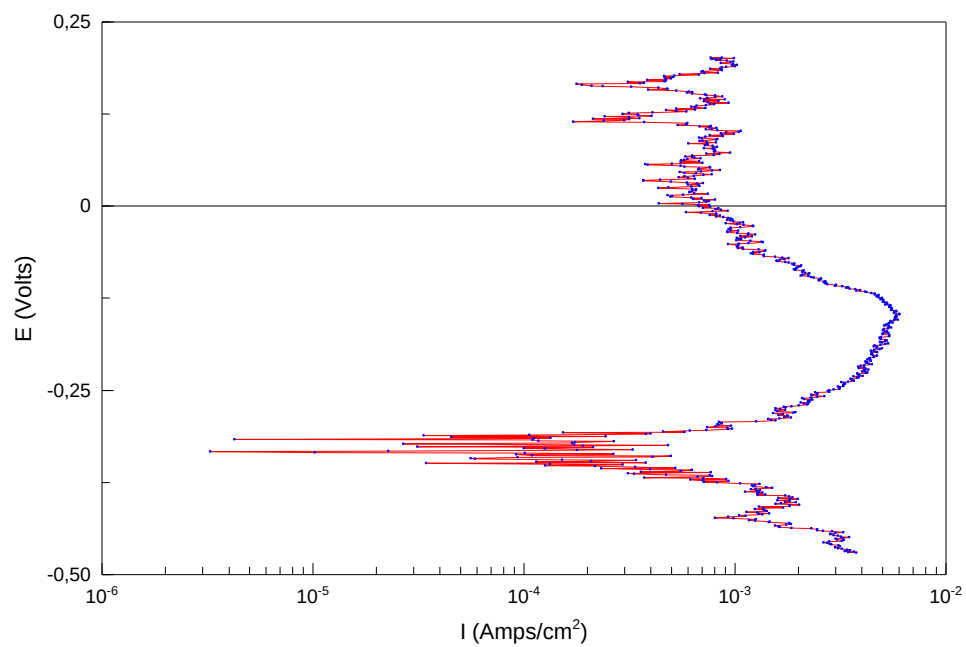


Figura 52 - Curva EPR muestra 0B

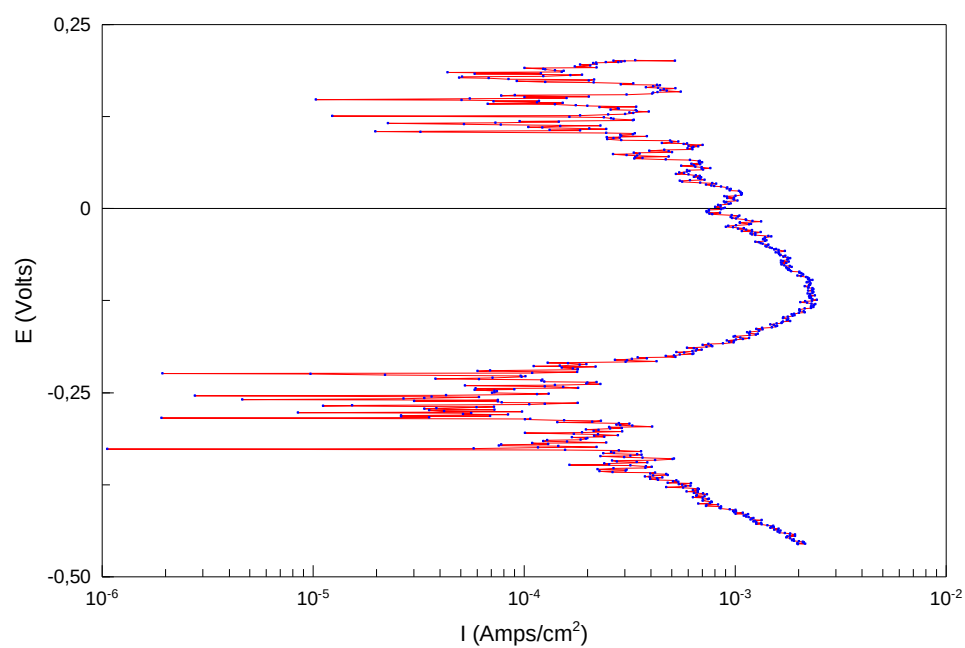


Figura 53 - Curva EPR muestra OC

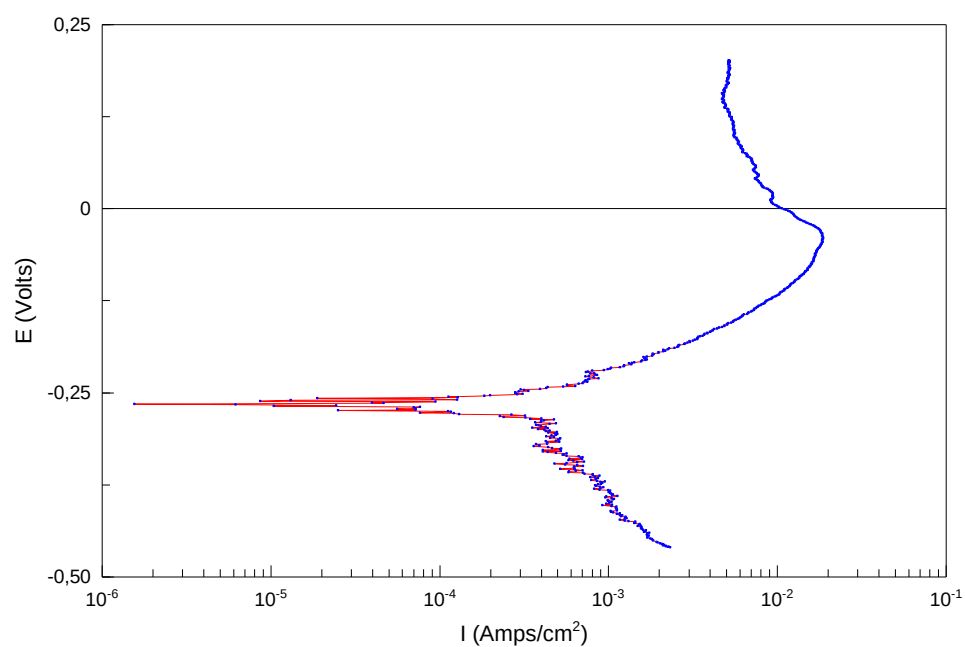


Figura 54 - Curva EPR muestra 1A

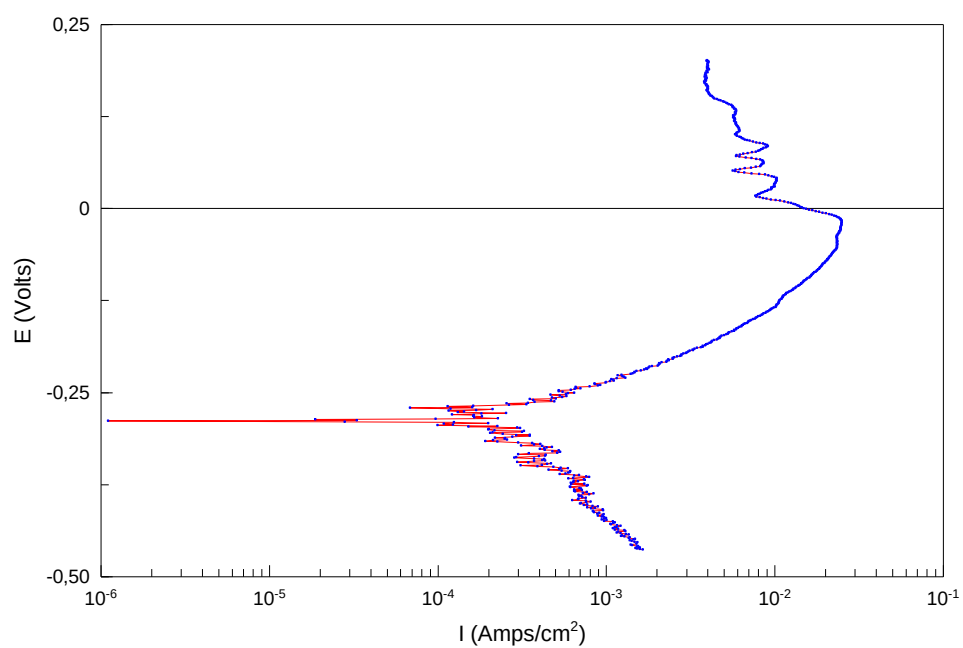


Figura 55 - Curva EPR muestra 1B

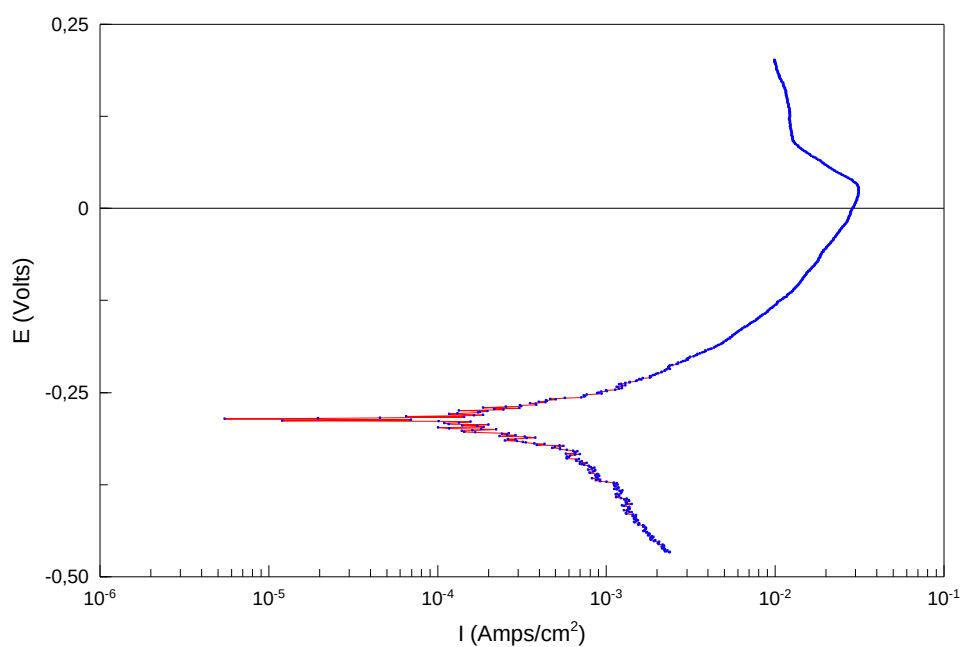


Figura 56 - Curva EPR muestra 1C

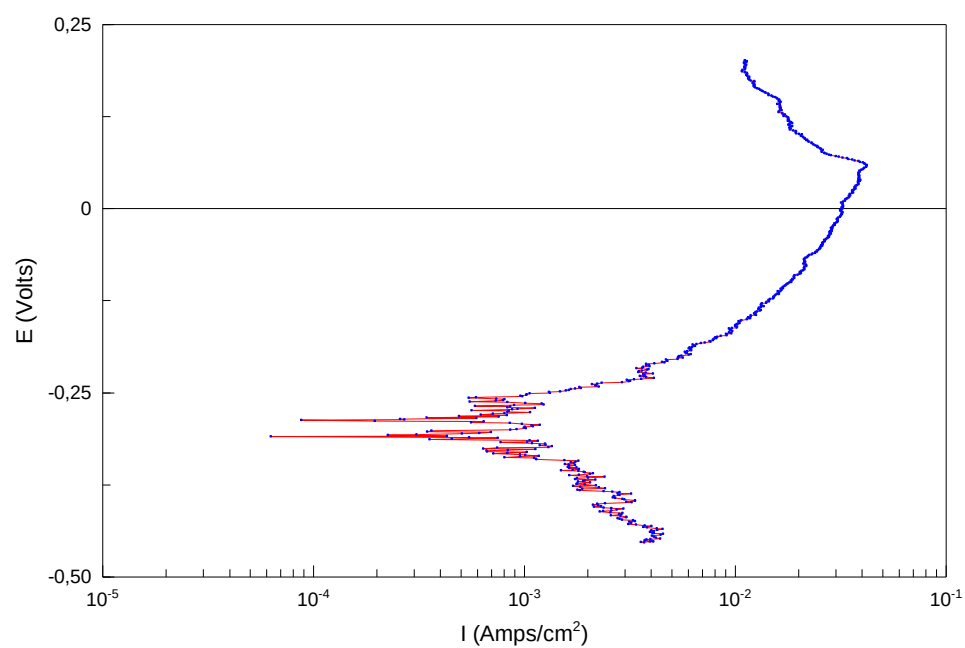


Figura 57 - Curva EPR muestra 2A

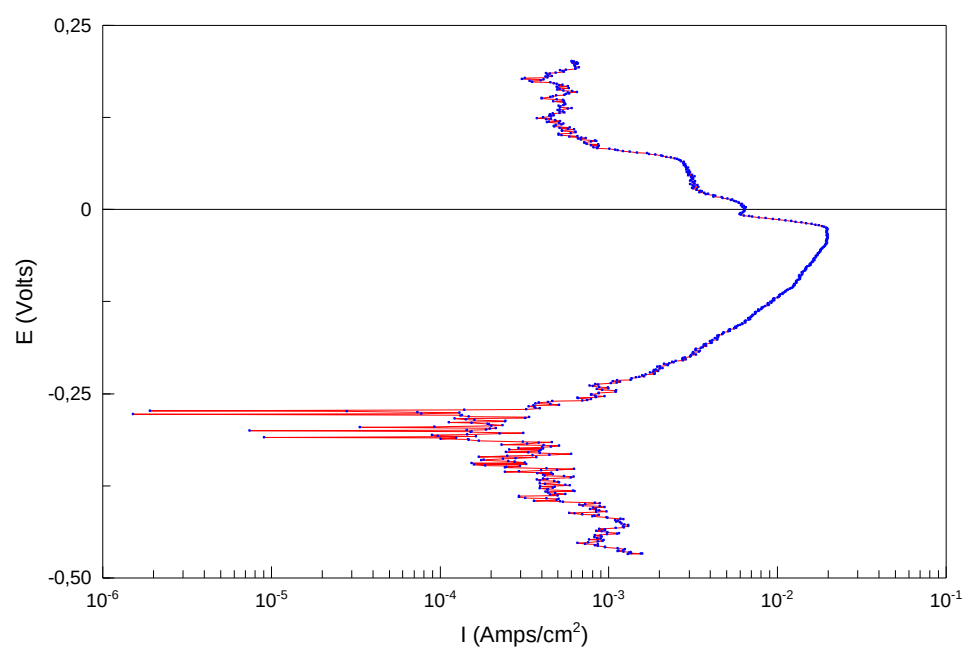


Figura 58 - Curva EPR muestra 2B

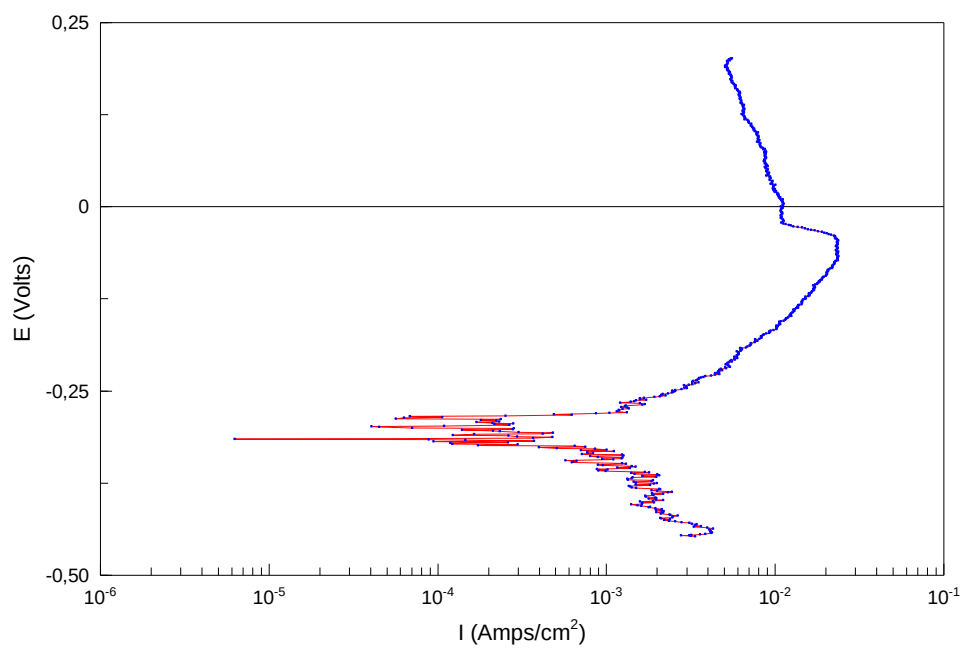


Figura 59 - Curva EPR muestra 2C

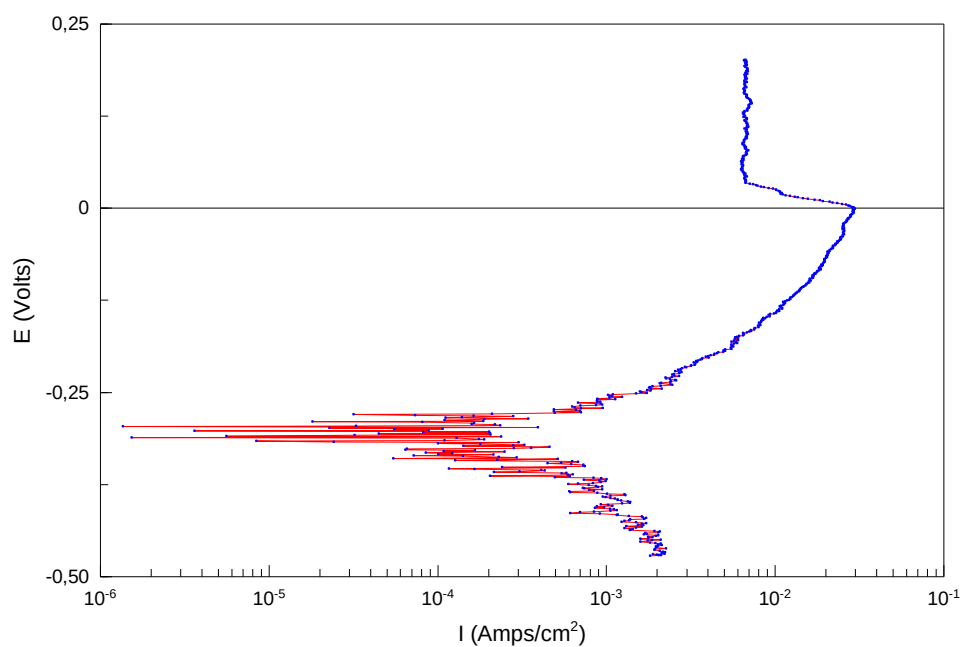


Figura 60 - Curva EPR muestra 3A

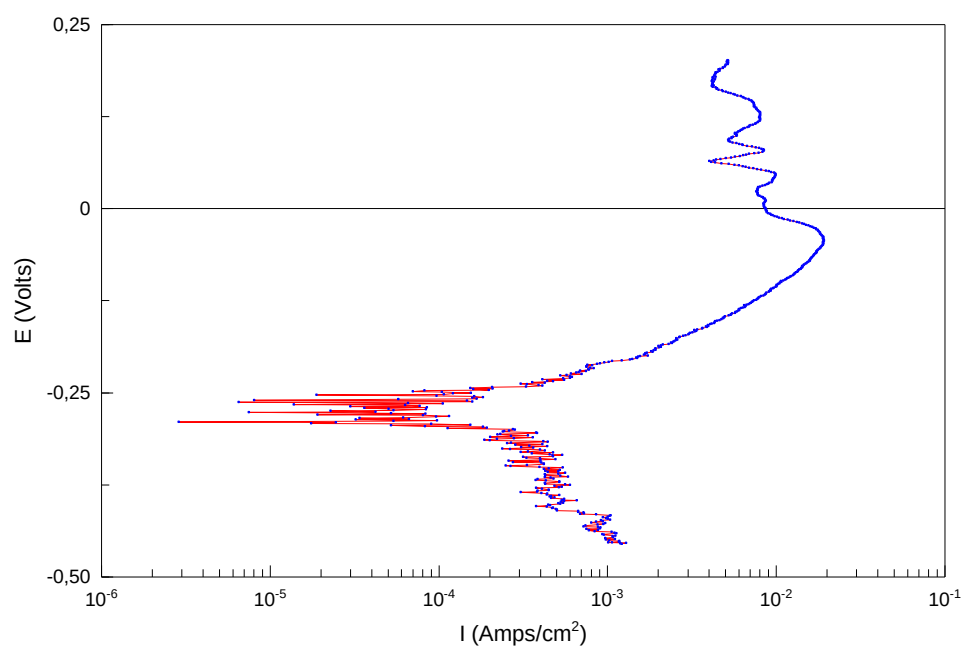


Figura 61 - Curva EPR muestra 3B

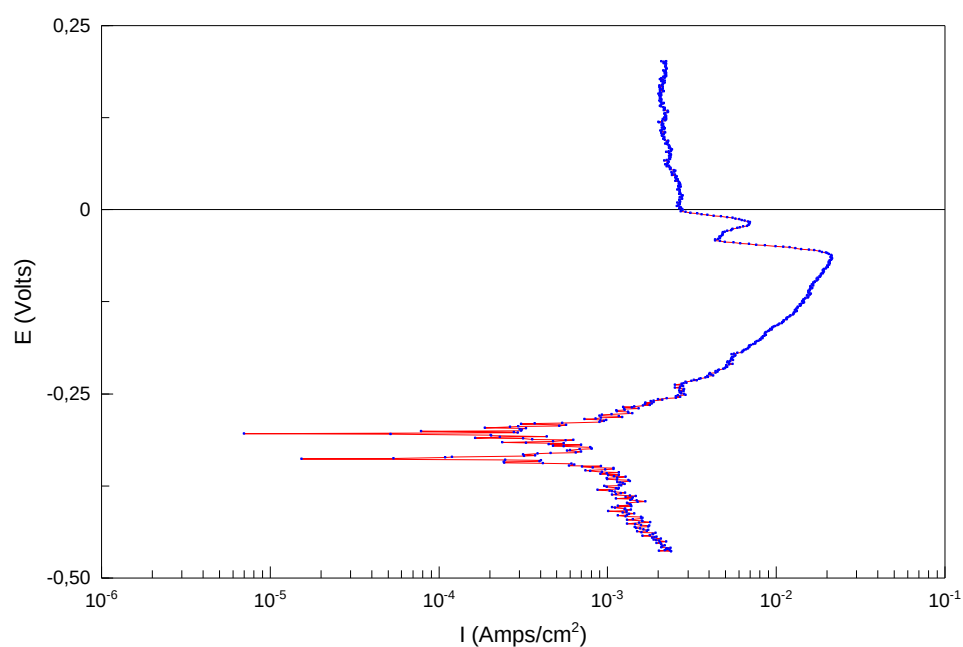


Figura 62 - Curva EPR muestra 3C

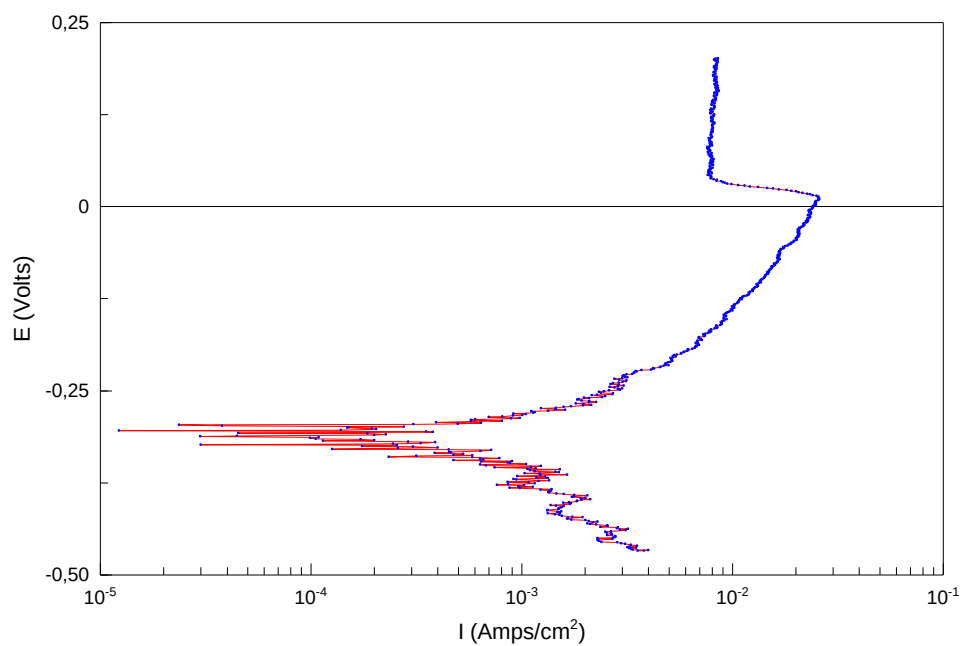


Figura 63 - Curva EPR muestra 4A

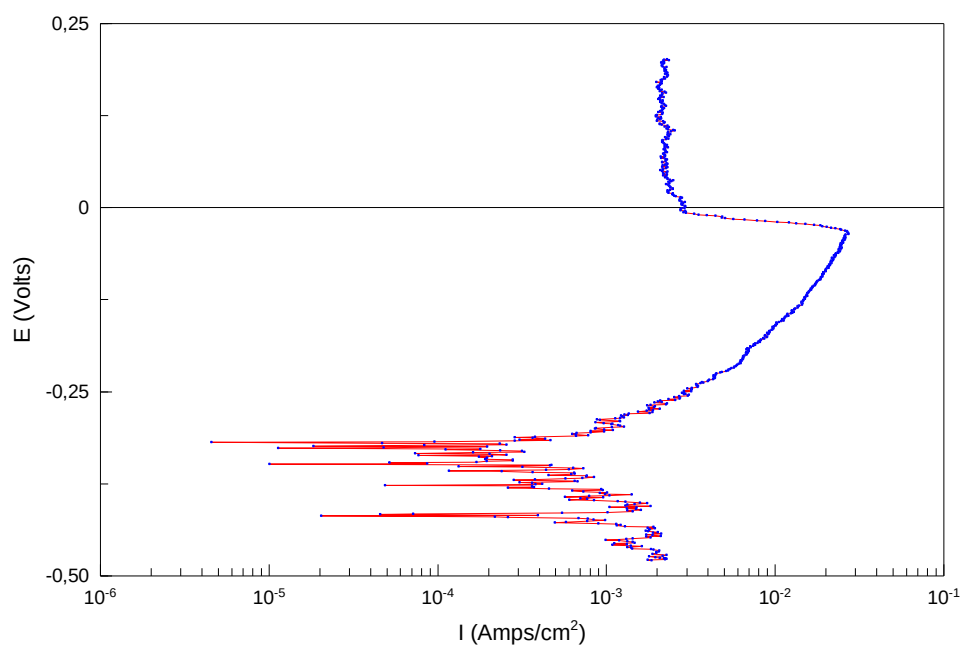


Figura 64 - Curva EPR muestra 4B

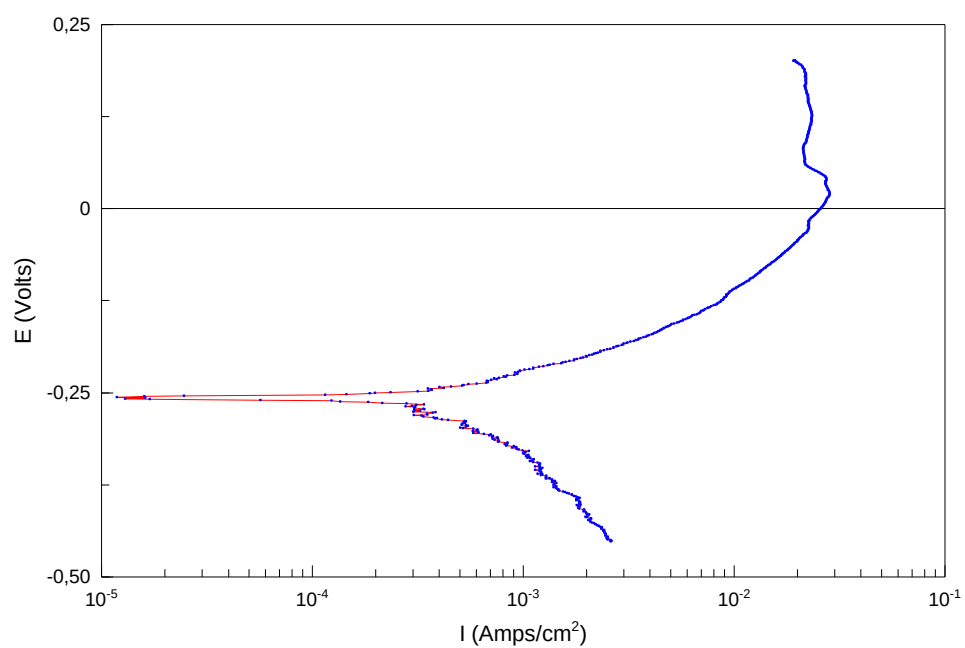


Figura 65 - Curva EPR muestra 4C

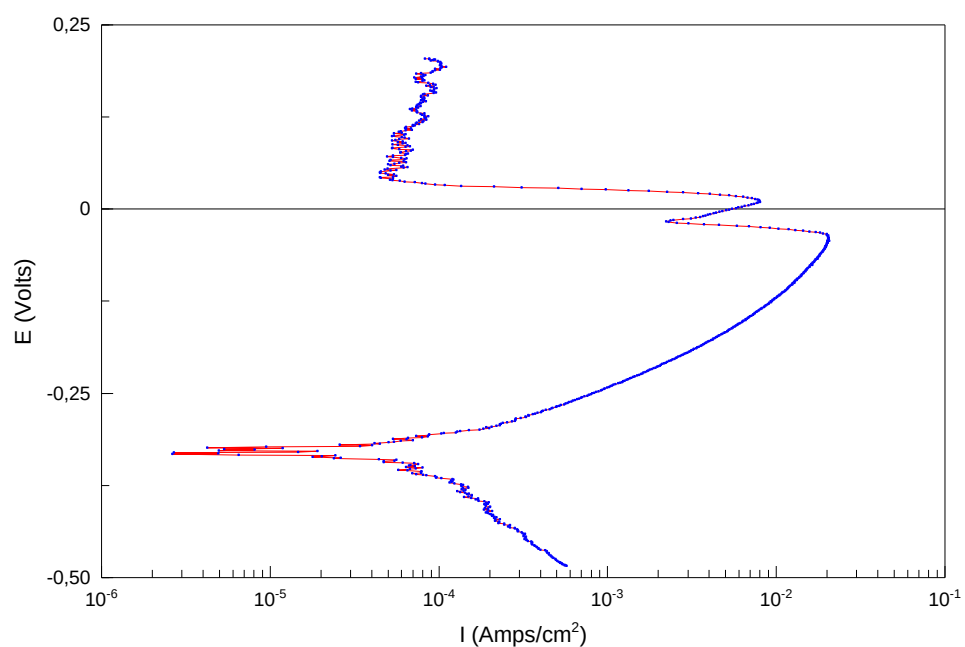


Figura 66 - Curva EPR muestra 5A

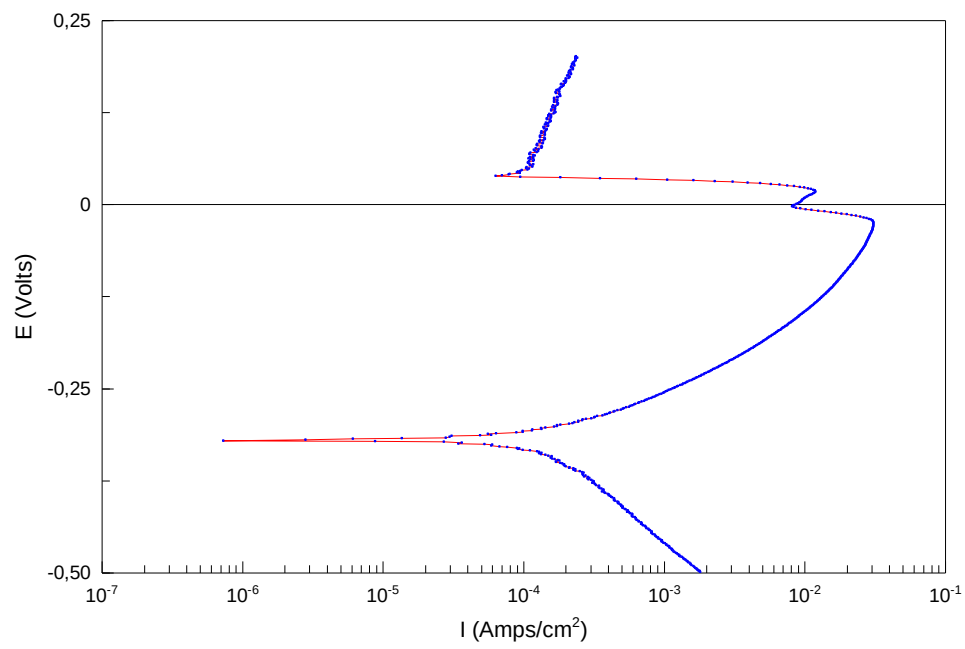


Figura 67 - Curva EPR muestra 5B

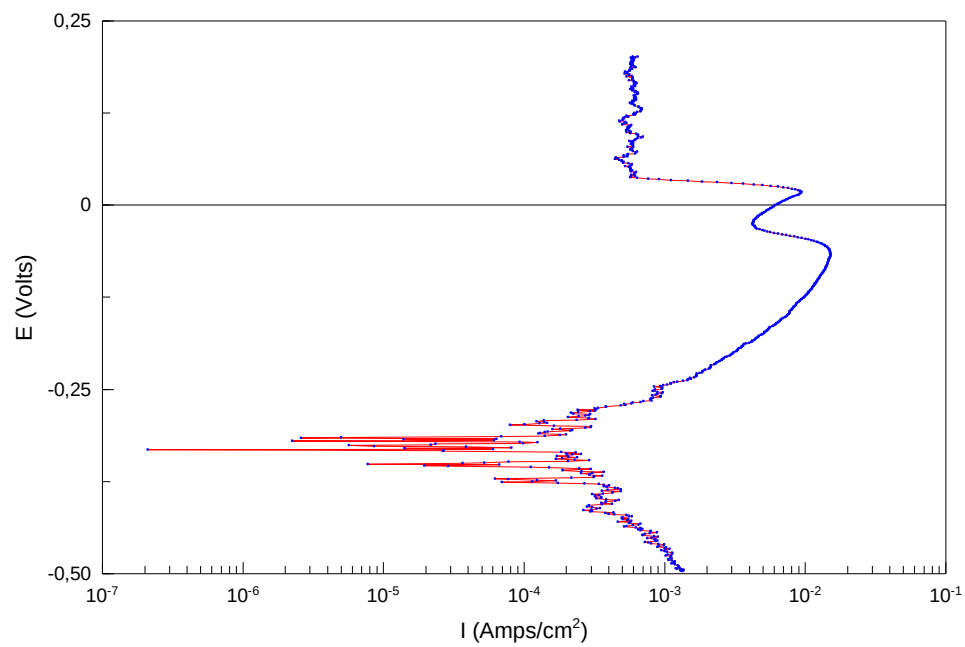


Figura 68 - Curva EPR muestra 5C

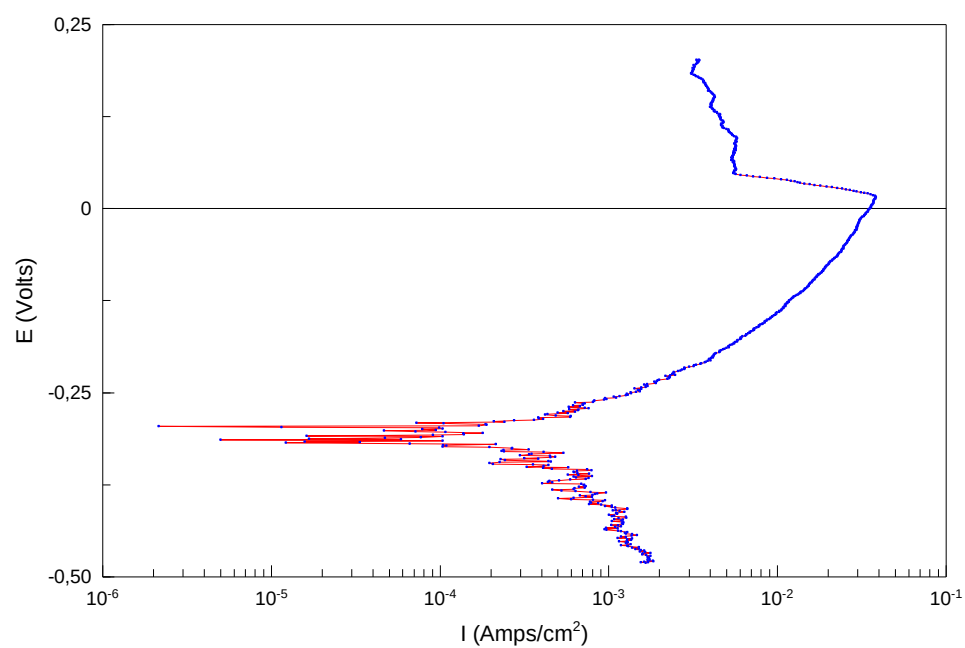


Figura 69 - Curva EPR muestra 6A

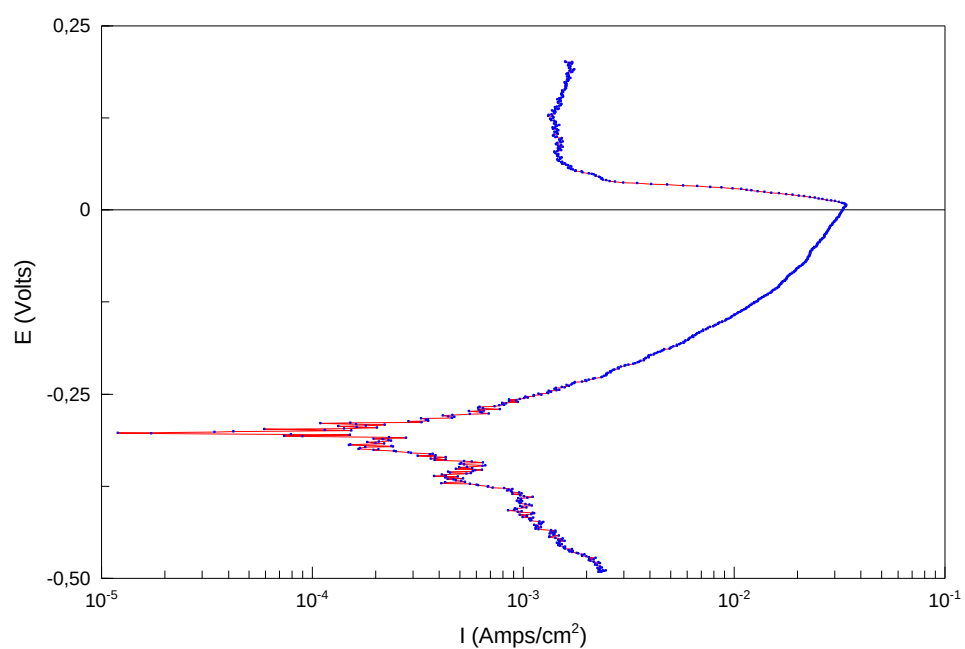


Figura 70 - Curva EPR muestra 6B

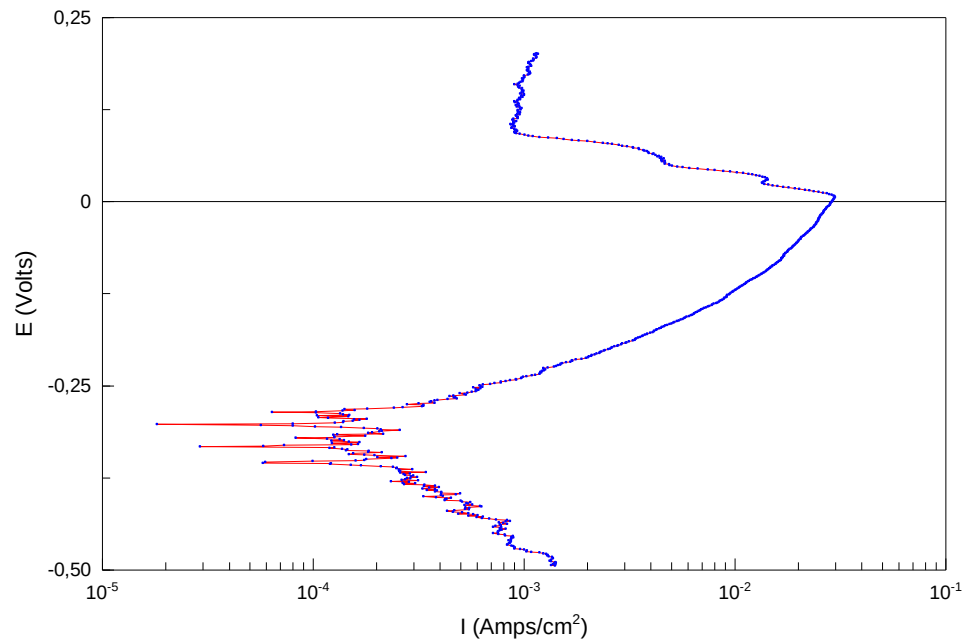


Figura 71 - Curva EPR muestra 6C

2. GRÁFICAS ENSAYOS EPRDL

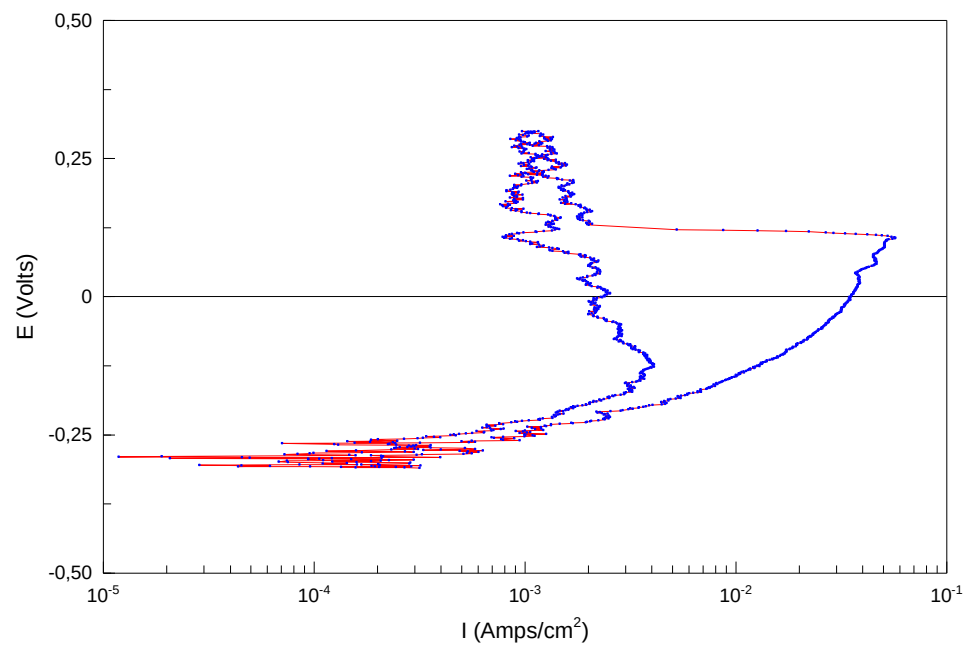


Figura 72 - Curva EPRDL muestra 0A

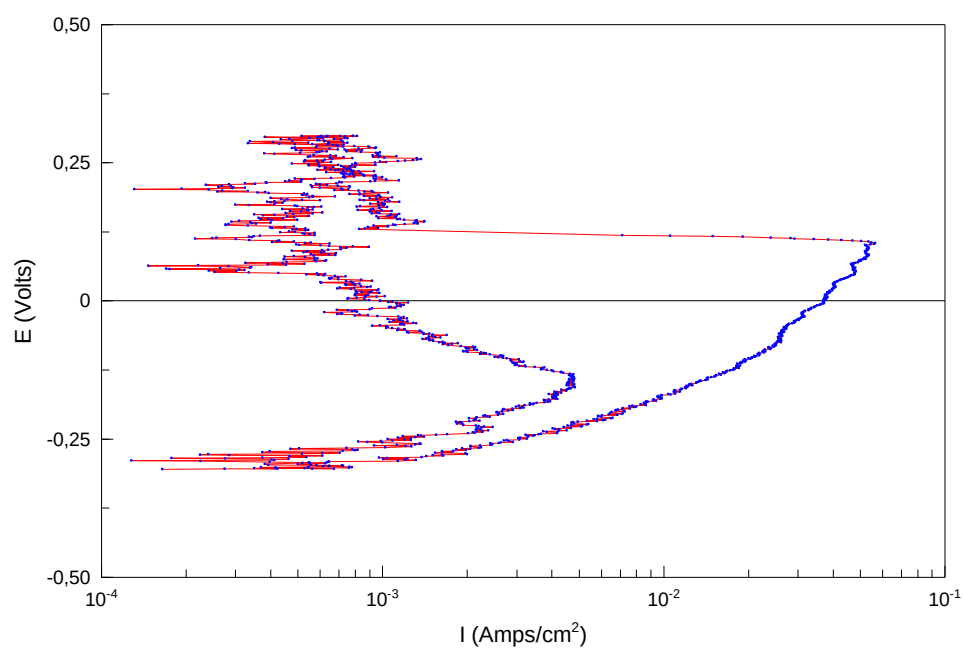


Figura 73 - Curva EPRDL muestra OB

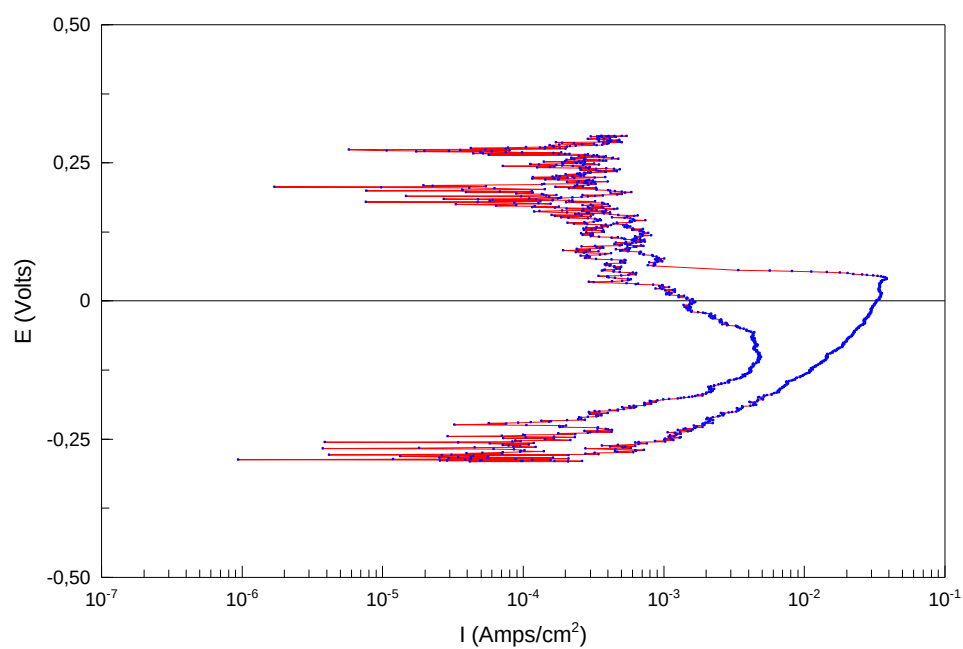
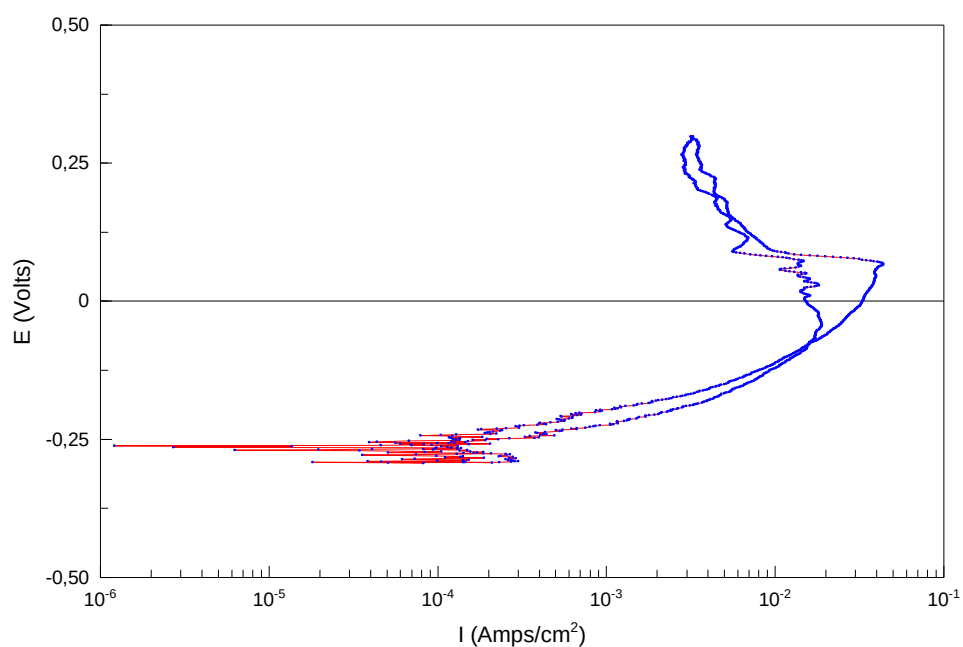
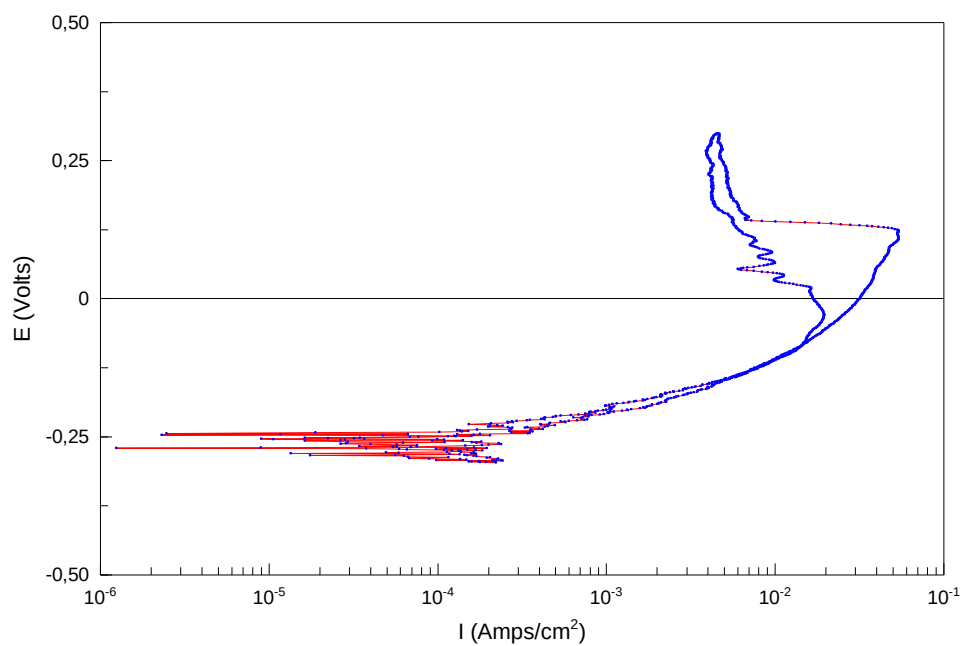


Figura 74 - Curva EPRDL muestra OC



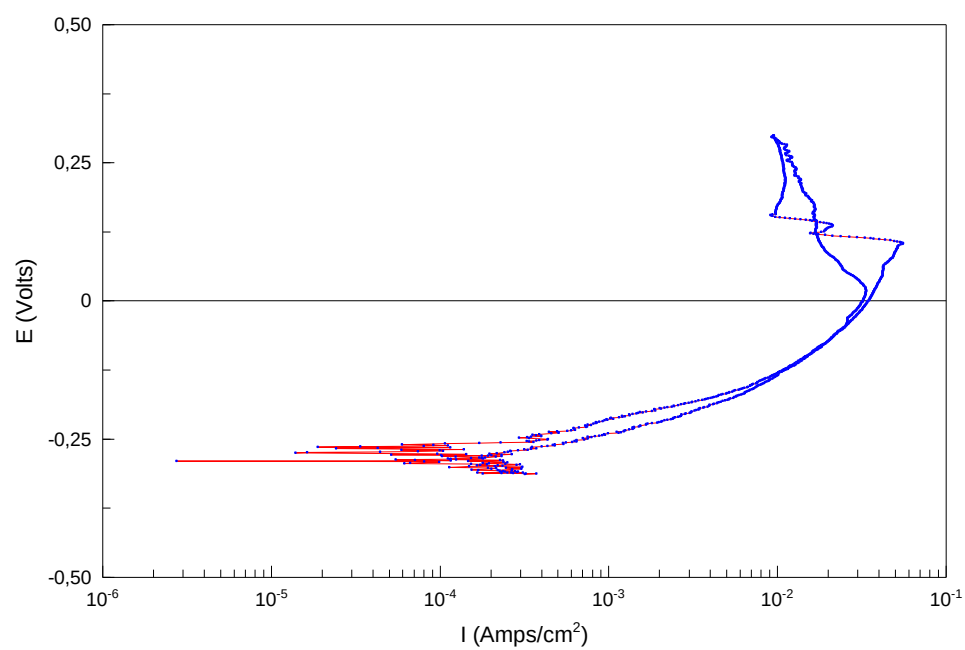


Figura 77 - Curva EPRDL muestra 1C

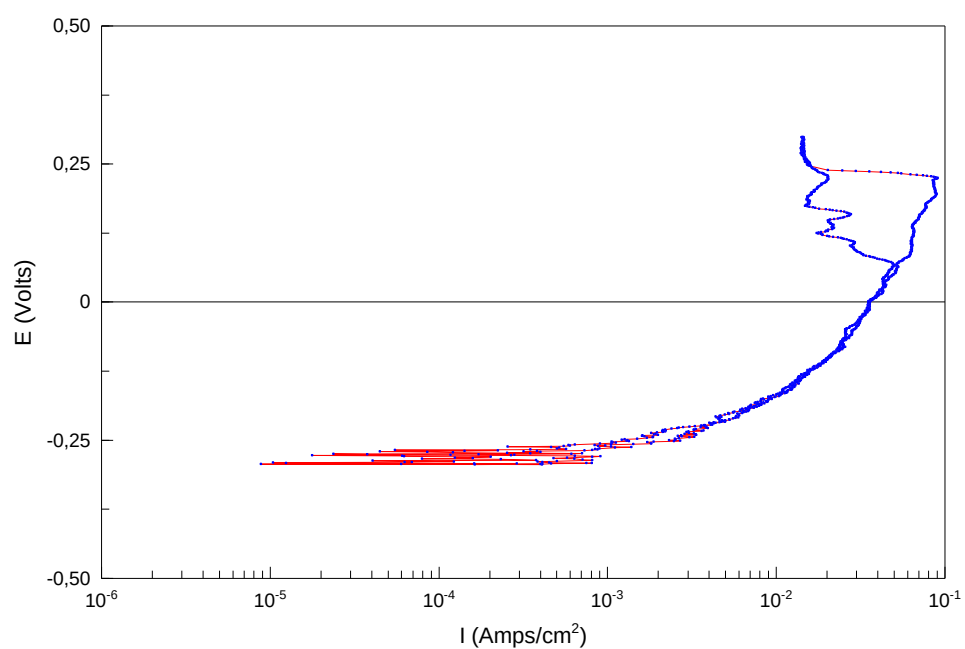


Figura 78 - Curva EPRDL muestra 2A

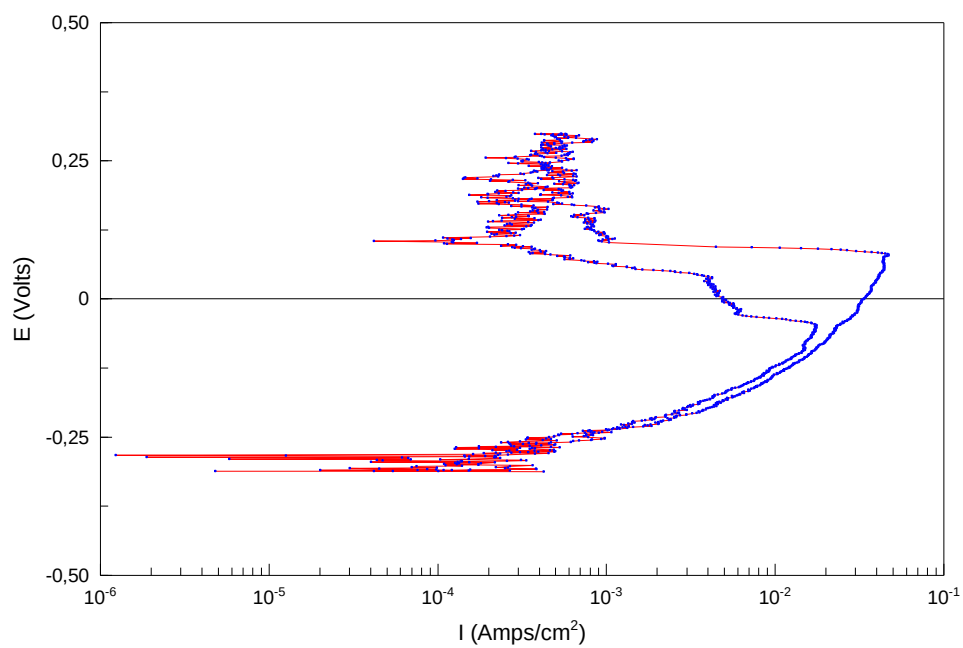


Figura 79 - Curva EPRDL muestra 2B

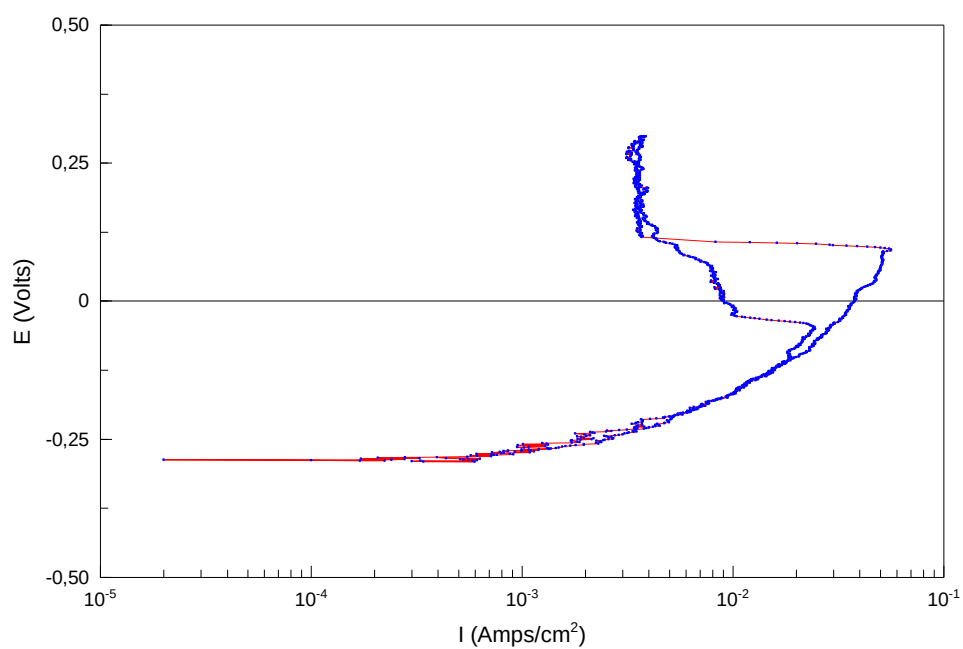


Figura 80 - Curva EPRDL muestra 2C

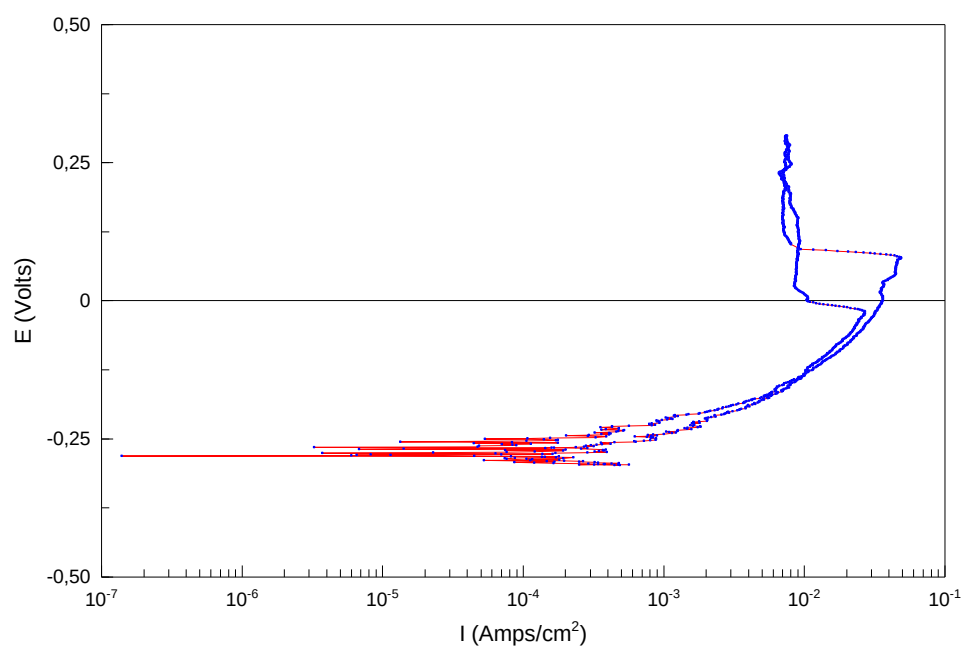


Figura 81 - Curva EPRDL muestra 3A

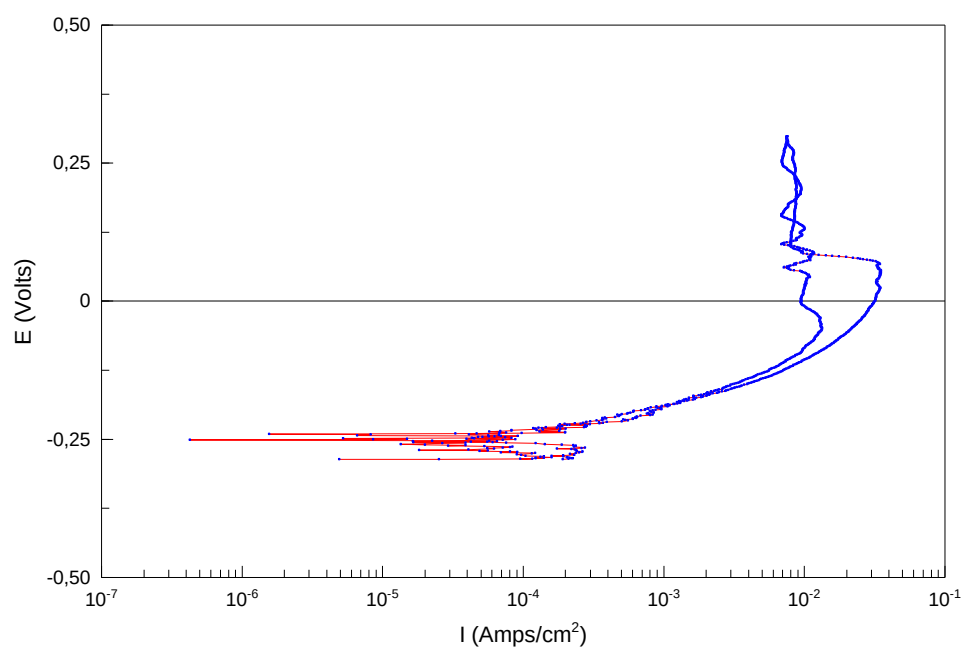


Figura 82 - Curva EPRDL muestra 3B

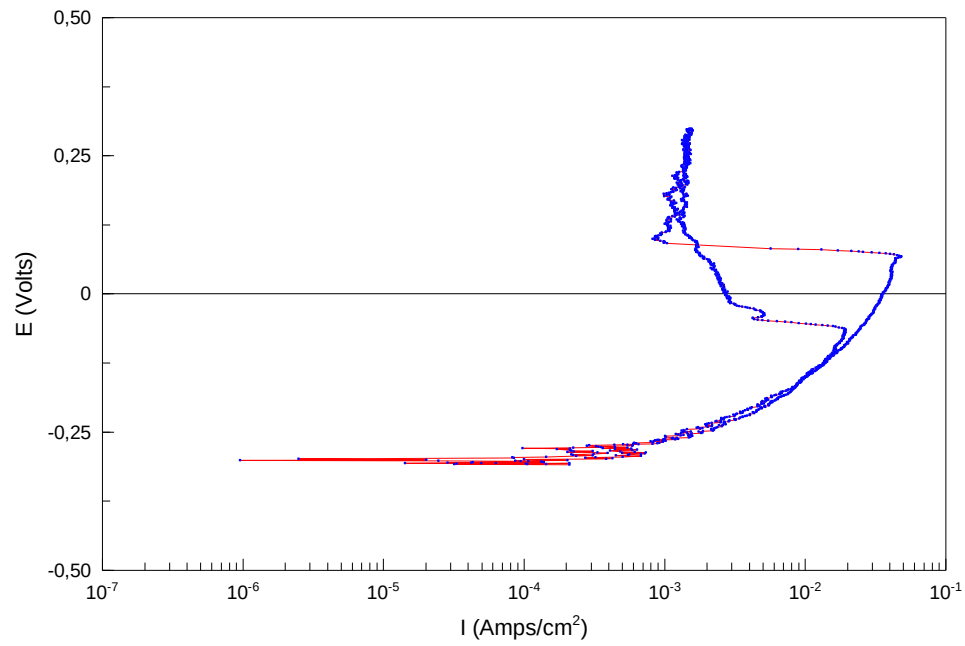


Figura 83 - Curva EPRDL muestra 3C

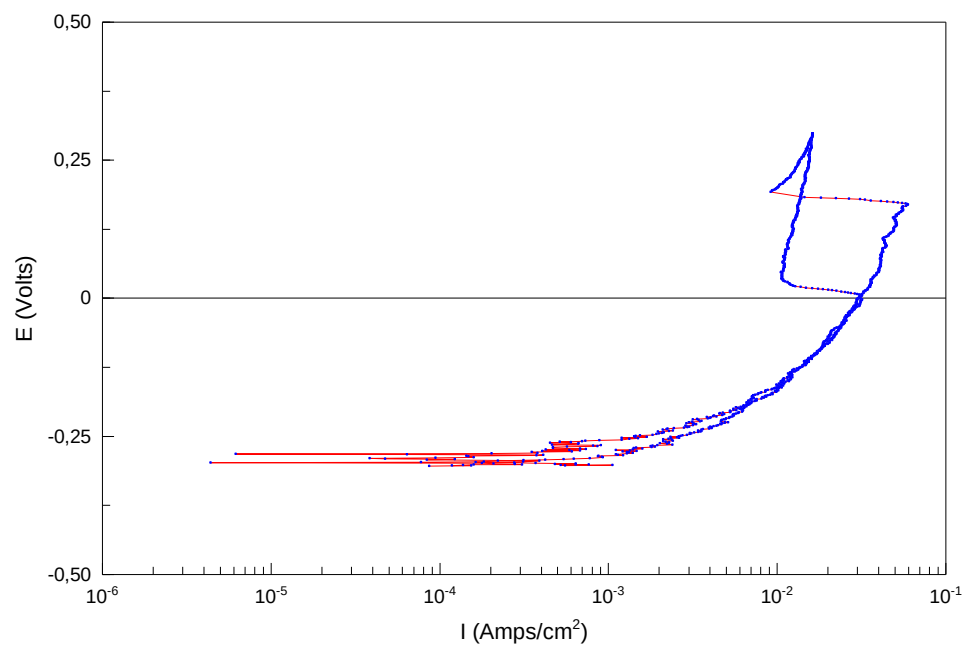


Figura 84 - Curva EPRDL muestra 4A

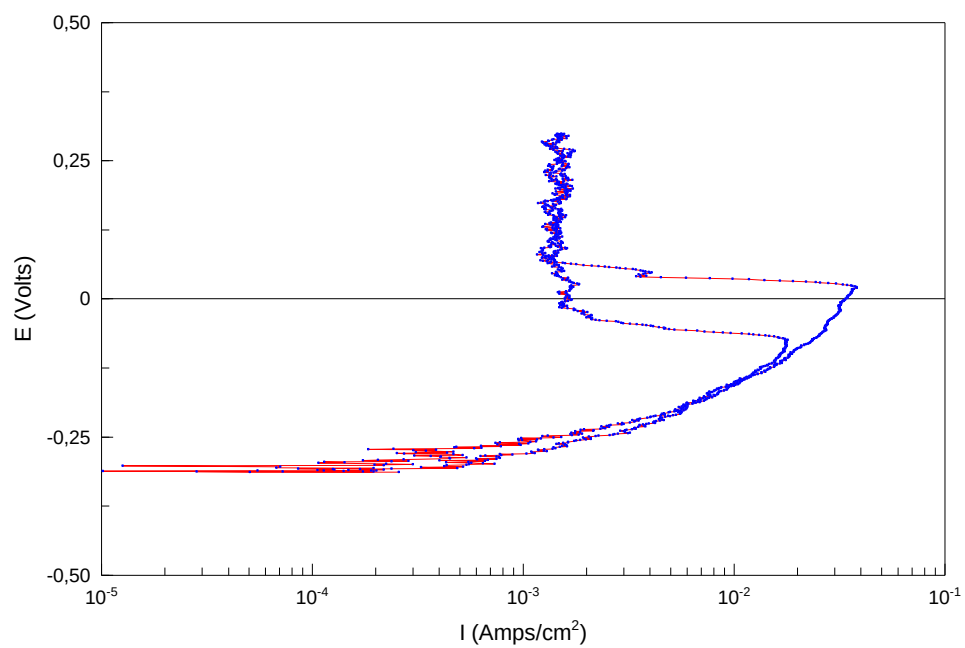


Figura 85 - Curva EPRDL muestra 4B

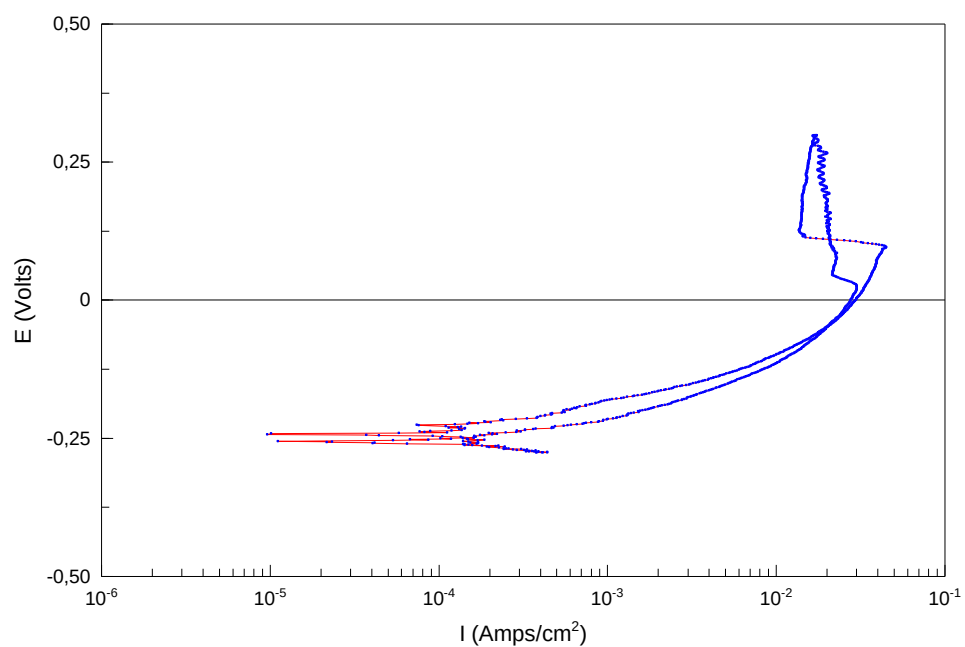


Figura 86 - Curva EPRDL muestra 4C

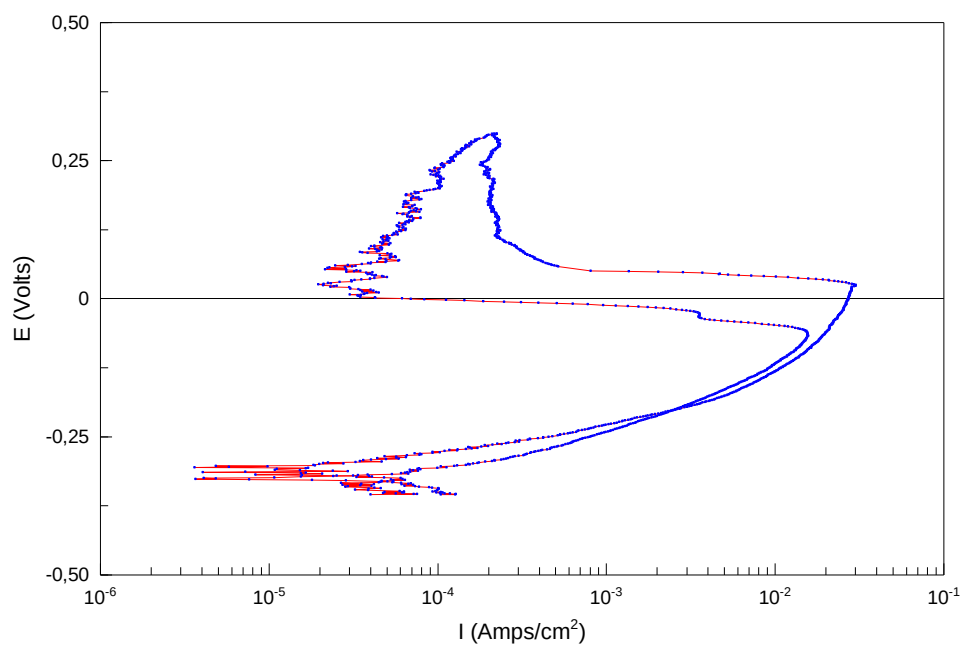


Figura 87 - Curva EPRDL muestra 5A

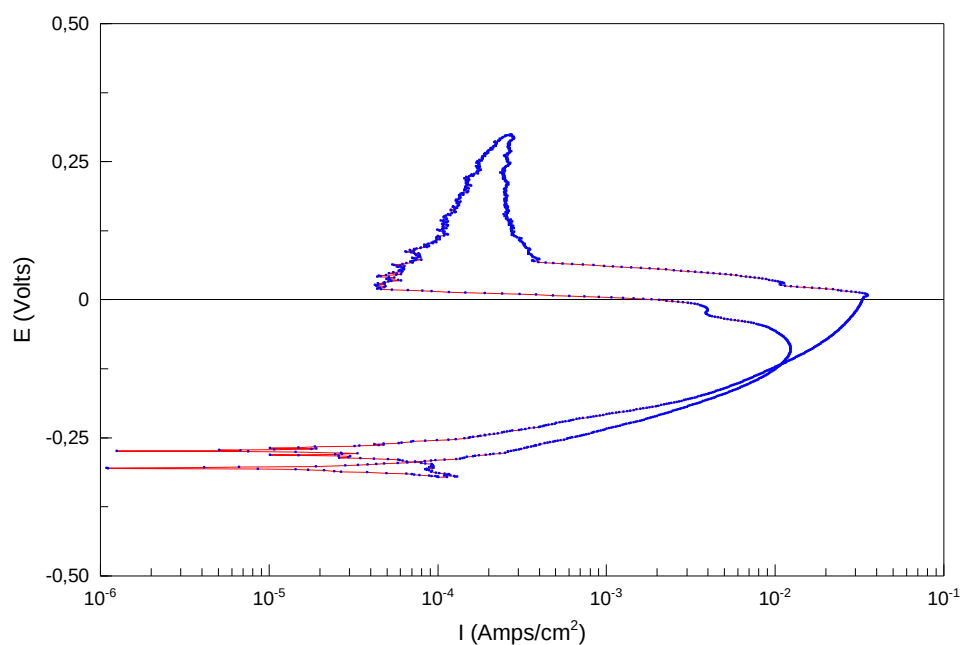


Figura 88 - Curva EPRDL muestra 5B

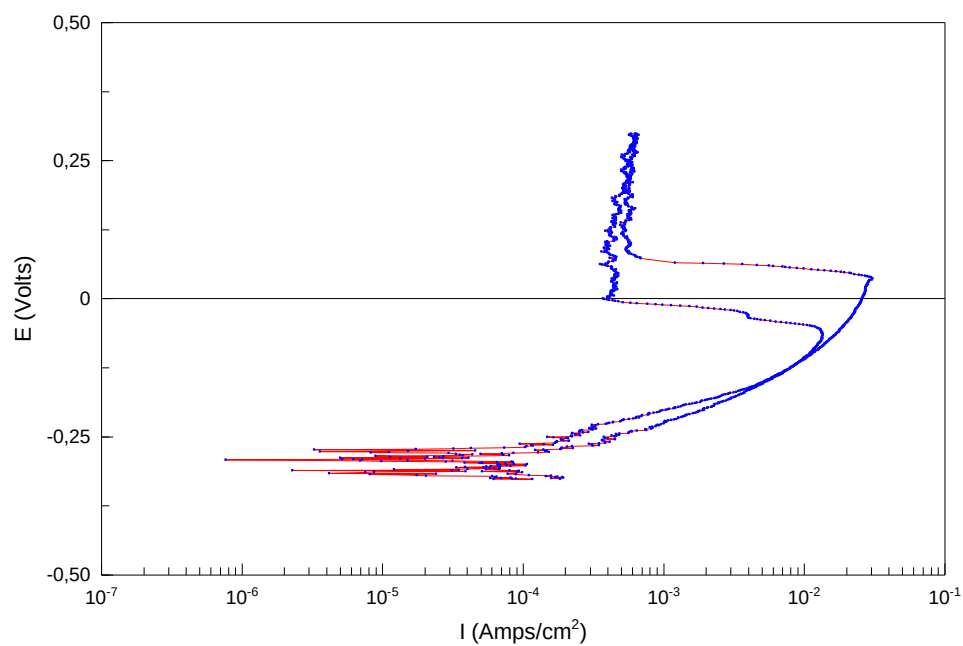


Figura 89 - Curva EPRDL muestra 5C

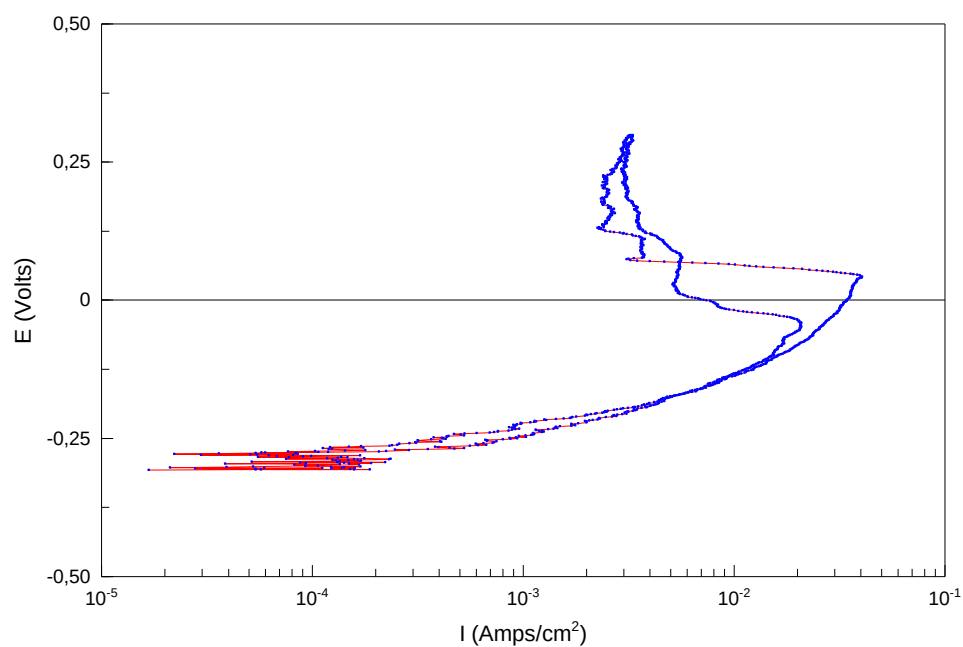
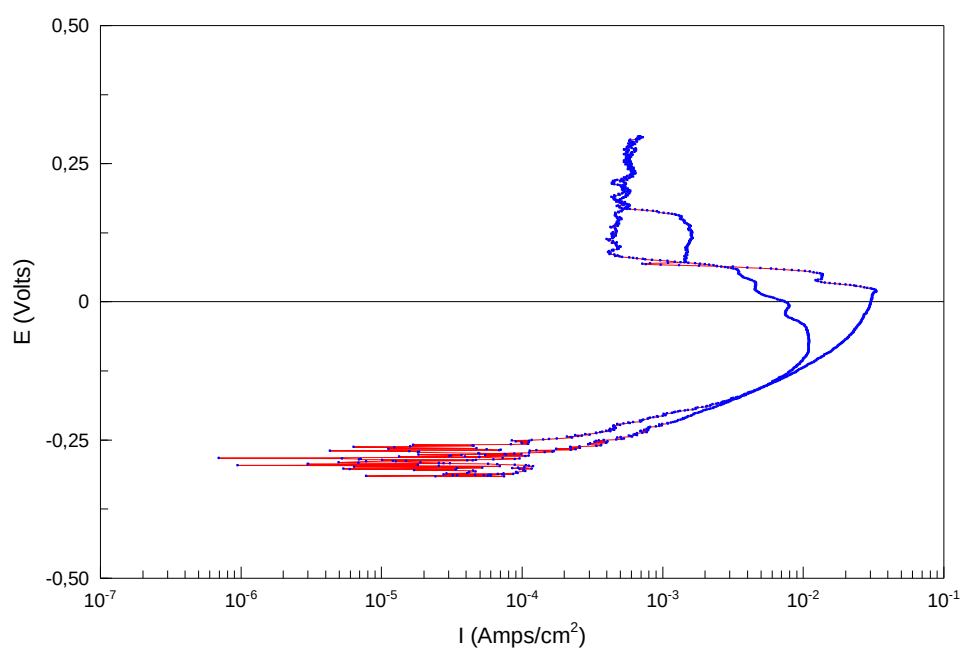
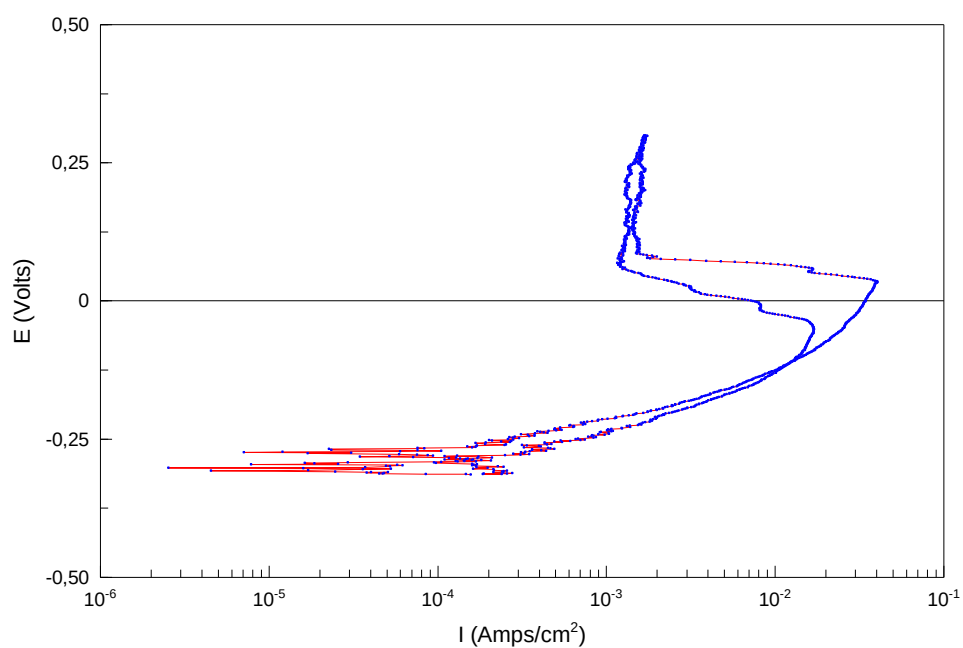


Figura 90 - Curva EPRDL muestra 6A



Anexo II. Ensayos de corrosión por picaduras

1. INTRODUCCIÓN

La corrosión por picaduras se puede evaluar mediante los ensayos normalizados de polarización anódica y polarización cíclica. En ambos casos las muestras se ensayarán en un electrolito de H_2SO_4 1N + NaCl 0,5N. Esto se corresponde con 133,15 mL de H_2SO_4 y 146 g de NaCl al preparar una garrafa de 5 L de volumen, completando con agua destilada.

Los ensayos se llevarán a cabo a la temperatura ambiente del laboratorio, constante y en torno a los 25 °C, y previo a la ejecución de los mismos se prepararán las muestras de acuerdo con el procedimiento explicado en el [apartado 2 del capítulo 3](#).

2. ENSAYO PA

El ensayo consta de dos etapas diferenciadas, en primer lugar, un acondicionamiento electroquímico de la muestra seguido del barrido potenciodinámico en sentido anódico.

El desarrollo del ensayo se estructura por tanto en las siguientes fases:

- Estabilización del potencial de corrosión a circuito abierto durante 5 minutos.
- Ataque a -0,22 V_{SCE} durante dos minutos.
- Nueva estabilización del potencial a circuito abierto durante 2 minutos.
- Segunda fase de limpieza a -0,6 V_{SCE} durante 2 minutos.
- Estabilización durante 5 minutos del potencial de corrosión.
- Barrido potenciodinámico partiendo 0,05 V por debajo del potencial de referencia a circuito abierto hasta alcanzar un potencial de 1 V, a una velocidad de 6 V/h (1,67 mV/s).

Experiment Type	Experiment Description
Open Circuit	[5 Min][default]
Potentiostatic	[-0,22 Ref; 120 Sec][default]
Open Circuit	[2 Min][default]
Potentiostatic	[-0,6 Ref; 120 Sec][default]
Open Circuit	[5 Min][default]
Potentiodynamic	[-0,05 OC; 1 Ref; 1,67mV/S][default]

Figura 93 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo PA

El ensayo registra la densidad de corriente para cada valor de potencial, obteniéndose una curva de polarización anódica, figura 94, de la cual se

analizan los siguientes parámetros:

Punto	Parámetro	Descripción	Unidades
1	E_{corr}	Potencial de corrosión	[V]
2	$i_{máx}$	Densidad de corriente máxima en la zona activa	[A/cm^2]
3	E_{pas}	Potencial de pasivación	[V]
4	E_{pic}	Potencial de picadura (rotura de la capa estable)	[V]

Tabla 10 - Parámetros representativos ensayo PA

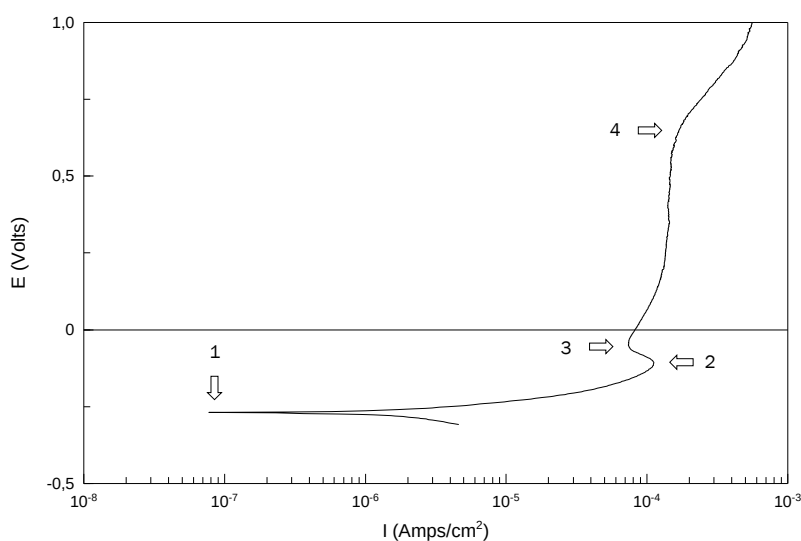


Figura 94 - Curva genérica ensayo PA

3. ENSAYO PC

El ensayo de polarización cíclica consta de dos curvas que permiten identificar información adicional sobre el comportamiento del material.

El ensayo se estructura en 4 fases; una primera estabilización del potencial de corrosión a circuito abierto durante 5 minutos seguida de 2 minutos de ataque a $-0,22 V_{SCE}$ y una nueva estabilización del potencial de corrosión de 2 minutos previa al doble barrido potenciodinámico cuyo punto de partida se sitúa $0,05 V$ por debajo del potencial a circuito abierto hasta alcanzar $1 V$ y retorno al potencial de partida.

Experiment Type	Experiment Description
Open Circuit	[5 Min] [default]
Potentiostatic	[-0,22 Ref; 120 Sec] [default]
Open Circuit	[2 Min] [default]
Potentiodynamic	[-0,05 OC; 1 OC; -0,05 OC; 1,67mV/S] [default]

Figura 95 - Setup configurado en CorrWare® para la realización del ensayo PC

El resultado gráfico se corresponde con la figura 96:

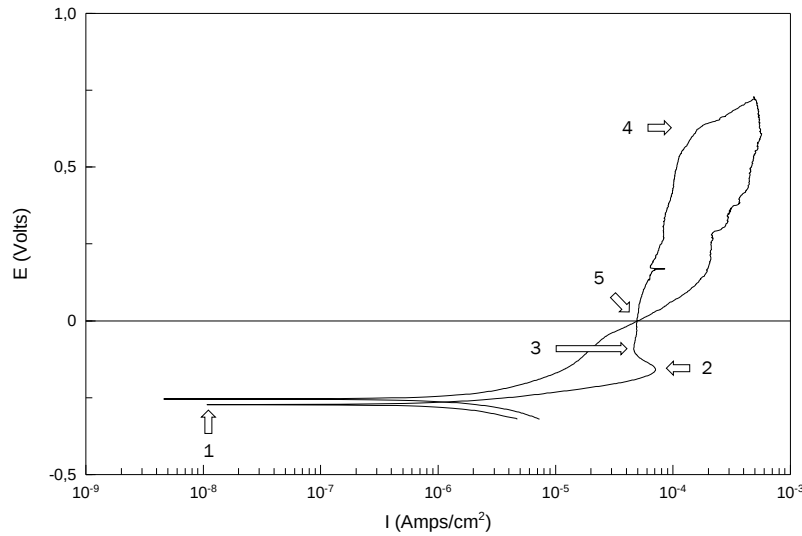


Figura 96 - Curva genérica ensayo PC

A los parámetros previamente indicados en el ensayo de polarización anódica se añade un nuevo punto de interés:

Punto	Parámetro	Descripción	Unidades
1	E_{corr}	Potencial de corrosión	[V]
2	$i_{máx}$	Densidad de corriente máxima en la zona activa	[A/cm²]
3	E_{pas}	Potencial de pasivación	[V]
4	E_{pic}	Potencial de picadura (rotura de la capa estable)	[V]
5	E_{rps}	Potencial de repasivación	[V]

Tabla 11 - Parámetros representativos ensayo PC

Este nuevo parámetro indica la capacidad del material para repasivar aquellas zonas en las que se ha producido una picadura, evitando su propagación.

4. RESULTADOS

Los ensayos electroquímicos de polarización anódica y cíclica realizados sobre las distintas muestras de cada una de las probetas proporcionaron resultados muy dispares. Por un lado, algunas de las curvas obtenidas presentan un aspecto representativo, en el cual es factible identificar los parámetros de interés necesarios para llevar a cabo un análisis de los mismos, sin embargo, la gran mayoría arrojan una respuesta no válida ni reproducible, alejada del comportamiento teórico que se pretende estudiar, por lo que no es posible extraer conclusiones válidas en términos individuales ni comparativos.

Estas discrepancias pueden deberse a diversos factores, ya sean relacionados con el material y su estado superficial, con el propio método como consecuencia de su elevada sensibilidad o incluso a posibles interferencias o desajustes en la ejecución del proceso experimental.

Teniendo esto en cuenta se ha decidido no desarrollar una interpretación de los resultados obtenidos a fin de mantener la rigurosidad del análisis. No obstante, se ha considerado oportuno incluir de forma complementaria esta primera aproximación como base orientativa para estudios futuros, presentando a modo de ejemplo algunos de los ensayos realizados.

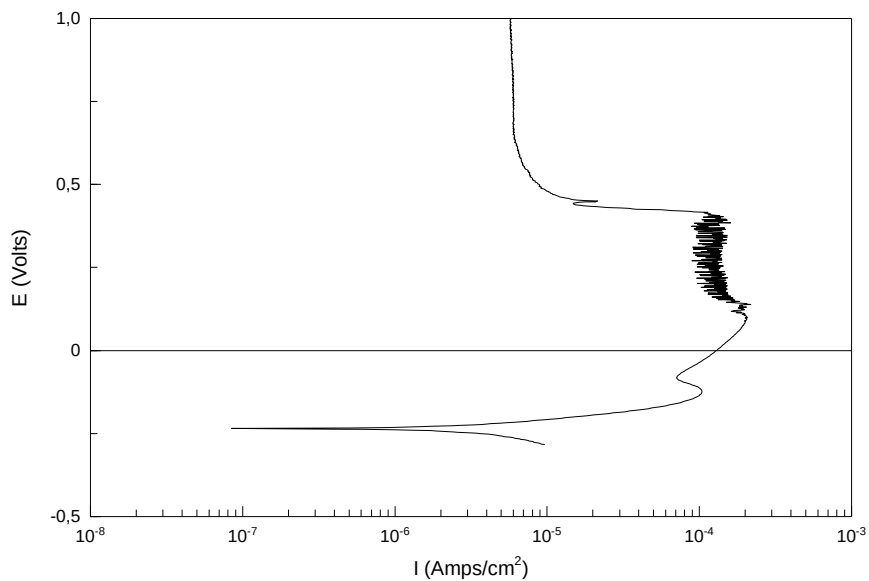


Figura 98 - Curva PA muestra 6A

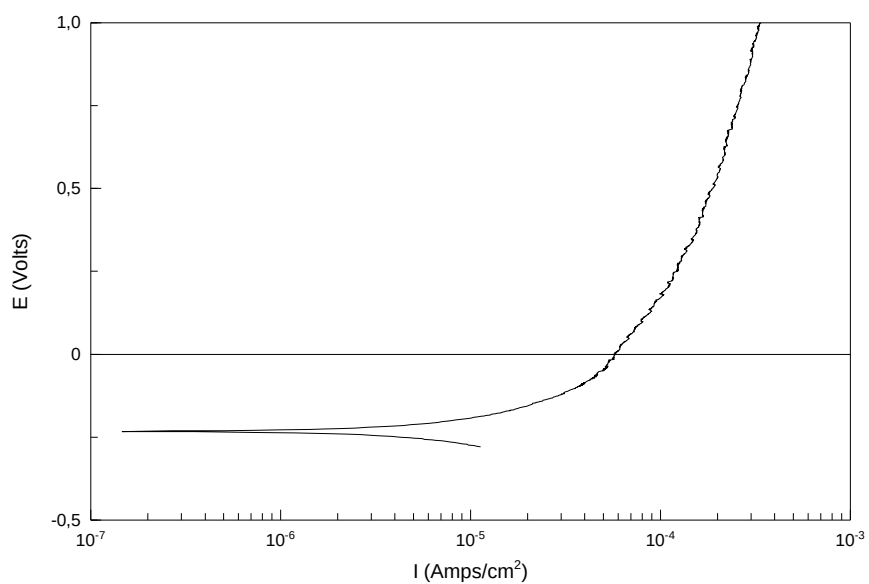


Figura 97 - Curva PA muestra 4B

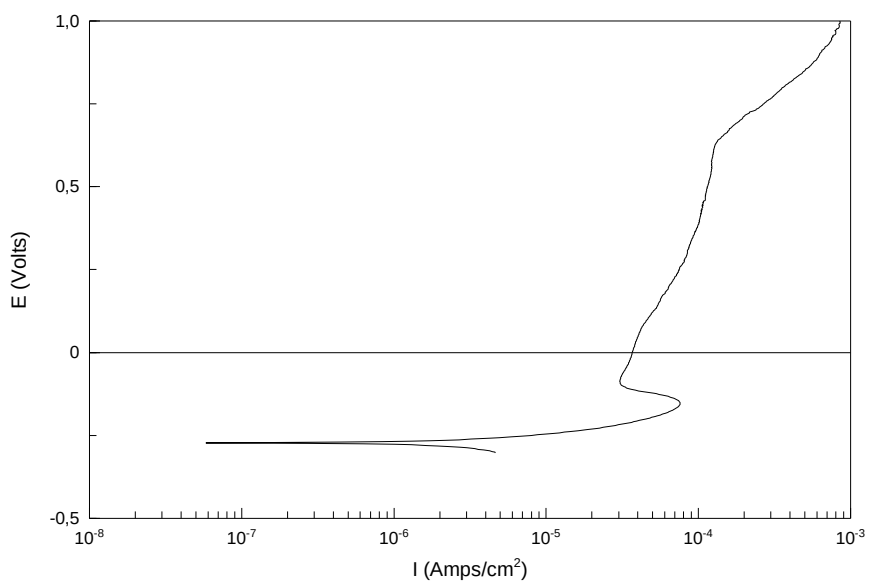


Figura 99 - Curva PA muestra 4A

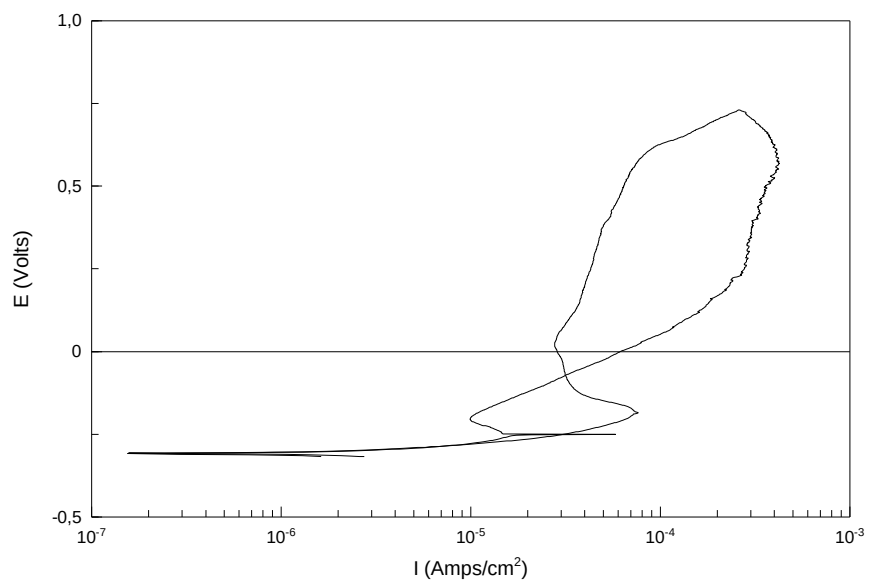


Figura 100 - Curva PC muestra 1C

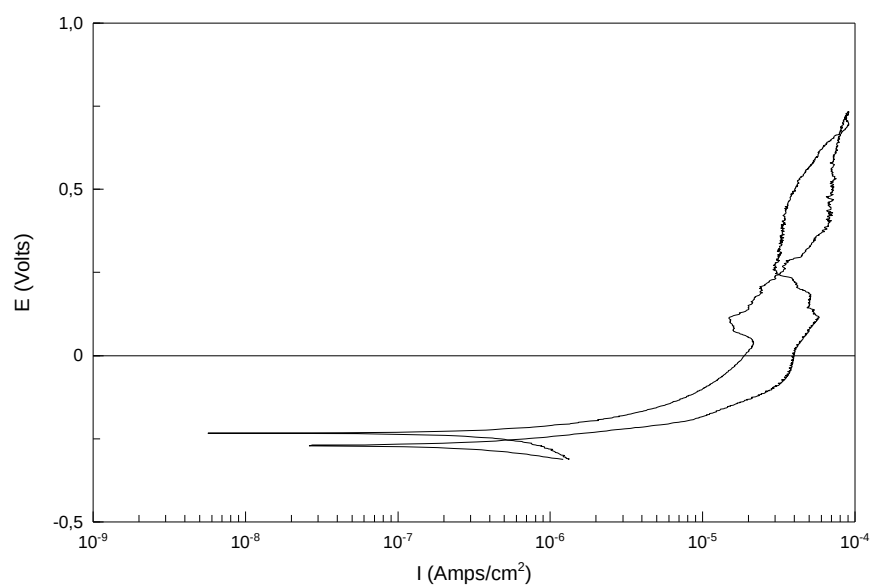


Figura 101 - Curva PC muestra 3A

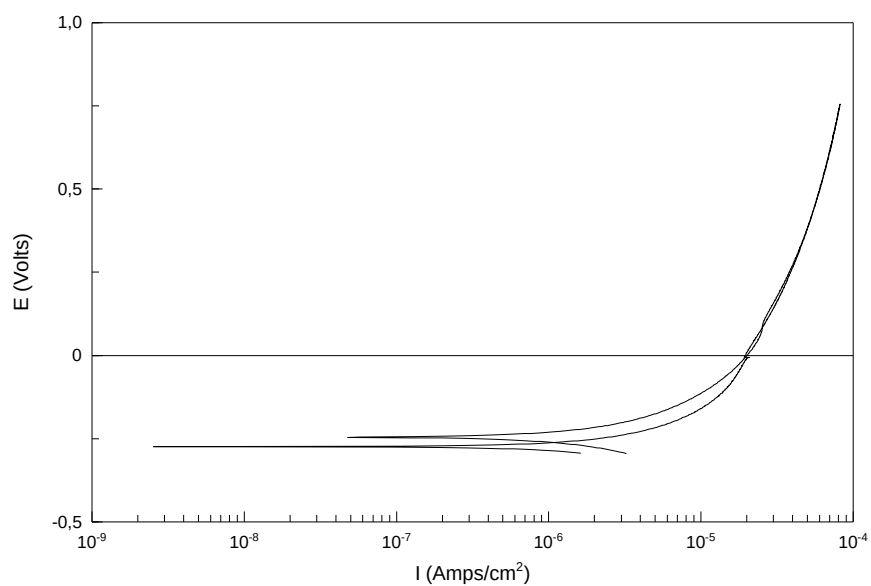


Figura 102 - Curva PC muestra 4B

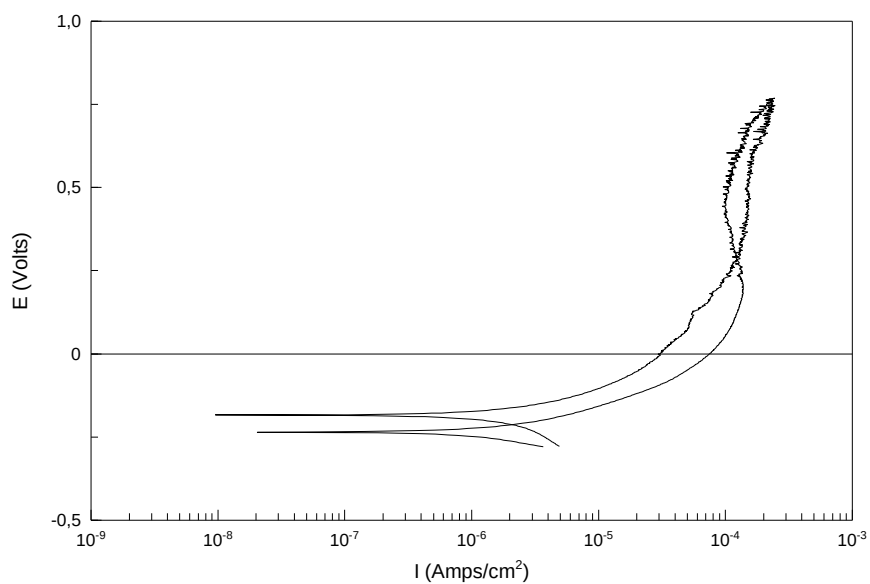


Figura 103 - Curva PC muestra 5C

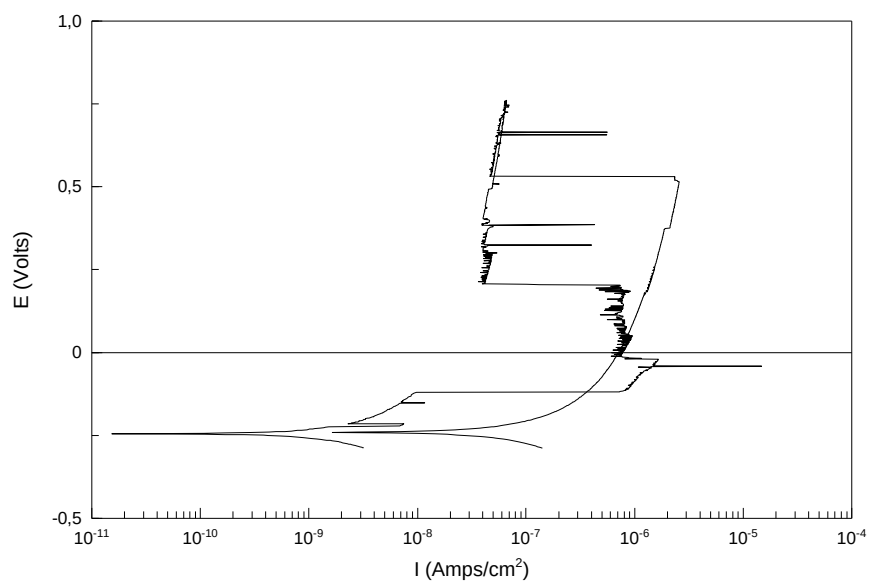


Figura 104 - Curva PC muestra 6C

Anexo III. Estudio económico

1. ESTUDIO ECONÓMICO

El estudio económico que se realiza a continuación tiene carácter orientativo. Está basado en tarifas y precios estimados de materiales, consumibles, ejecución de ensayos, máquinas, etc. y pretende reflejar el coste aproximado que supondría la ejecución de un trabajo como este.

Se parte del supuesto de que la ejecución del trabajo no supone la adquisición de ciertos elementos como el potencióstato, ordenador, minicelda o cierta maquinaria utilizada en la fabricación de las probetas por ser elementos ya amortizados y habituales en cualquier laboratorio metalográfico relacionado con trabajos de investigación en materia de corrosión.

El acero A-286 fue comprado en forma de chapa de dimensiones aproximadas 896 mm x 1865 mm x 2,2 mm y tuvo un coste de 1383,66 euros (adquirido el 28.06.2012). Se redujo su espesor hasta 1 mm mediante el uso de una rectificadora.

Se va a considerar que las uniones soldadas realizadas se han hecho uniendo dos chapas de este material de dimensiones aproximadas 50 mm x 50 mm x 1 mm. Esto supone que al haber sido 7 las probetas fabricadas, el volumen total de material empleado sea dos veces 350 mm x 350 mm x 1 mm, es decir 700 mm x 700 mm x 1 mm, lo cual representa aproximadamente el 13% del total del material, o lo que es lo mismo en torno a 180 euros.

En el proceso de fabricación y acondicionamiento de las probetas se han empleado además ciertos consumibles. A continuación, se listan cantidades y precio de cada uno de ellos (adquiridos el 15.10.2024):

- 1 disco de corte 50A13 marca Struers. Se distribuyen en paquetes de 5 unidades con un coste total de 204 euros, por lo que tiene un coste unitario de 40,80 euros.
- Para el empastillado de las muestras se ha utilizado la resina acrílica (metacrilato) transparente, ClaroFast de Struers, con un precio de 165 euros el bote de 1 kg. Para la preparación de las probetas se necesitan aproximadamente 100 gramos del material, lo que significa un gasto de 16,50 euros.
- Papel de esmeril de granulometrías P500, P800 y P1000, marca Struers. Se distribuyen en paquetes de 100 unidades con un coste total de 137 euros. En la ejecución de los ensayos se han utilizado dos de cada tipo, por lo que, siendo su coste unitario 1,37 euros, el gasto total supone 8,22 euros.

Además, para poder ser utilizados en la pulidora de discos magnéticos se han utilizado unos discos metálicos con capa adhesiva sobre los que fijarlos, también de la marca Struers. El precio son 172 euros para un pack de 5 unidades, por lo que el total tiene un coste de 206,40 euros.

- Paños de pulido MD Dur y MD Nap de la marca Struers distribuidos en paquetes de 5 unidades con un coste de 136 euros. Al igual que con los discos de desbaste la cantidad utilizada ha sido 6 unidades por lo que el coste de este fungible es 163,20 euros.
- Suspensión de diamante DiaDuo-2 de 6, 3 y 1 μm , marca Struers, en formato envase de 500 mL, precio por unidad 68 euros. Se estima haber utilizado un tercio de cada envase, siendo por tanto el coste total el equivalente a una unidad completa.

Aunque en este trabajo la fabricación de las uniones soldadas no ha supuesto un gasto ponderable por disponer en el taller de todo el material y maquinaria necesaria, así como personal cualificado para la ejecución de las mismas, se va a realizar una estimación del coste que supondría el alquiler de un equipo similar y la contratación de la mano de obra requerida.

Los alquileres de equipos de soldadura se realizan habitualmente por días, semanas e incluso meses. En este caso particular, el alquiler de un día será suficiente.

No se han encontrado datos directos relacionados con el alquiler de una máquina de soldadura por puntos, no obstante, teniendo en cuenta que el coste de una máquina de uso industrial similar a la utilizada se sitúa en el rango de 4000 a 7000 euros aproximadamente, y que una tasa habitual en el alquiler de equipos industriales oscila entre 3 – 5 % del valor del equipo por día de alquiler, se va a estimar que el coste del alquiler del equipo será, tomando valores medios, 220 euros/día.

El proceso de soldadura por puntos es un proceso con un grado de automatización altísimo. No es habitual la ejecución de uniones soldadas de estas características de forma manual/semiautomática salvo en pequeñas producciones en talleres, ciertas reparaciones o, como en este caso particular, para preparar de forma específica ciertas muestras con fines no productivos.

En estos casos dado que este tipo de proceso no representa habitualmente una competencia aislada, sino que suele formar parte del conjunto de competencias de un profesional especializado en soldadura, se estima que el coste de la mano de obra se corresponde con la tarifa media de un operario homologado experimentado, situada en torno a los 20-25 euros/hora.

El coste de ejecución de los ensayos se reduce al de la elaboración del electrolito y el de la mano de obra (en este caso se considera que la ejecución de los mismos será llevada a cabo por un ingeniero junior) ya que el software utilizado es gratuito.

El electrolito se compone de 133,5 mL de H_2SO_4 , 4,859 g de KCN y agua destilada hasta completar un volumen de 5L. El precio por litro del H_2SO_4 se sitúa en torno a 20 euros, mientras que un bote de 500 g de KCN cuesta aproximadamente 50 euros. El precio del agua destilada no se considera, por lo que fabricar una garrafa de 5L tiene un precio aproximado de 3,16 euros.

En cuanto a la mano de obra, se estima que la realización de este trabajo ha requerido un tiempo total de 500 horas. Un ingeniero junior cobra aproximadamente 10,50 euros/hora, por lo que el gasto supone 5250 euros.

Por último, se considera el gasto energético de los principales equipos utilizados, es decir, el horno eléctrico para los tratamientos térmicos de las muestras, el potencióstato y el ordenador. El horno ha sido utilizado 385,5 horas con un consumo medio aproximado de 2,3 kW. Por otra parte, el consumo medio del potencióstato y el ordenador se estima en 0,15 kW, habiendo sido utilizados ambos equipos un tiempo aproximado de 300 horas. Asumiendo que la tarifa media de la electricidad es 0,20 euros/KWh el gasto energético total es de 192,83 euros.

CONCEPTO	PRECIO UNITARIO	CANTIDAD	TOTAL
Acero A-286	-	-	180,00 €
Disco de corte 50A13	40,80 €	1 ud.	40,80 €
Resina acrílica ClaroFast	165 €/kg	0.1 kg	16,50 €
Papel de esmeril	1,37 €	6 uds.	8,22 €
Discos metálicos adhesivos	34,40 €	6 uds.	206,40 €
Paños de pulido MD Dur y MD Nap	27,20 €	6 uds.	163,20 €
Suspensión de diamante DiaDuo-2 de 6, 3 y 1 µm	136 €/L	0,5 L	68,00 €
H ₂ SO ₄	20 €/L	0,1335 L	2,67 €
KCN	100 €/kg	4,859 g	0,49 €
Alquiler equipo de soldadura	220 €/día	1 día	220,00 €
COSTE MATERIAL			906,28 €
Operario homologado	25 €/hora	2 horas	50,00 €
Ingeniero junior	10,50 €/hora	500 horas	5250,00 €
COSTE PERSONAL			5300,00 €
Horno eléctrico	0,20 €/KWh	385,5 horas 2,3 kW	177,33 €
Potenciostato	0,20 €/KWh	300 horas 0,15 kW	9,00 €
Ordenador	0,20 €/KWh	300 horas 0,15 kW	9,00 €
COSTE ELÉCTRICO			195,33 €
TOTAL (PRECIOS CON I.V.A INCLUIDO)			6401,61 €

Tabla 12 - Resumen coste total del proyecto

Por tanto, el coste total del proyecto asciende a 6401,61 euros.