

Universidad de **Cádiz**

Proyectos fin de carrera de **Ingeniería**  
**Técnica Industrial en Electricidad**

**Centro:** ESCUELA POLITÉCNICA  
SUPERIOR DE ALGECIRAS

**Titulación:** INGENIERÍA TÉCNICA  
INDUSTRIAL. MECÁNICA

**Título:** Ajuste de procesos de laminación  
para un acero austenítico con alto  
contenido en nitrógeno.

**Autor:** José M<sup>a</sup> Jiménez Barranquero

**Fecha:** Junio 2011



• 2.4.5.5.5.- Transformación martensítica.....	34
• 2.4.5.5.6.- Ferrita residual.....	35
3.- Objetivo.....	37
4.- Métodos y materiales empleados.....	42
• 4.1.-Ajuste de la composición química.....	42
○ 4.1.1.- Ajuste químico.....	42
○ 4.1.2.- Cálculo de ferrita residual.....	43
○ 4.1.3.- Cálculo Md.....	43
○ 4.1.4.- Cálculo EFA.....	44
• 4.2.- Proceso experimental obtención de aleación objetivo.....	44
• 4.3.- Procesos industriales.....	54
○ 4.3.1.- Laminación en caliente.....	55
○ 4.3.2.- Laminación en frío.....	57
• 4.4.- Ensayos.....	58
○ 4.4.1.- Ensayo de microdureza.....	58
○ 4.4.2.- Ensayo de tracción.....	61
○ 4.4.3.- Ensayo Curva limite de embutición .....	64
○ 4.4.4.- Ensayo Erichsen.....	69
5.- Resultados y discusión.....	72
• 5.1.- Ajuste de la composición.....	72
○ 5.1.1.- Ajuste químico.....	72
○ 5.1.2.- Cálculo de ferrita residual.....	73
○ 5.1.3.- Cálculo Md.....	74
○ 5.1.4.- Cálculo EFA.....	75

- 5.3.- Determinación de las 3 aleaciones de muestra...76
- 5.4.- Ensayos.....86
  - 5.4.1.- Ensayo de microdureza.....87
  - 5.4.2.- Ensayo de tracción.....89
  - 5.4.3.- Ensayo Erichsen.....105
  - 5.4.4.- Ensayo Curva limite de embutición.....108
- 5.5.- Laminación proceso industrial.....120
- 5.6.- Estudio económico.....123
- 6.- Conclusiones.....128

# 1.- JUSTIFICACIÓN.

El siguiente Trabajo Fin de Carrera tiene como objetivo final obtener el título de Ingeniero Técnico Industrial en la especialidad de Mecánica por la Universidad de Cádiz del alumno José M<sup>a</sup> Jiménez Barranquero. Este ha sido dirigido conjuntamente por la Escuela Politécnica Superior de Algeciras y por la empresa Acerinox S.A., en un convenio entre ambas entidades denominado “Cátedra Acerinox”, el cual consiste en la realización de diversos estudios de investigación sobre aceros propuestos entre una y otra entidad conjuntamente. En este TFC, el tema a desarrollar es el que se encuentra bajo el título “Ajuste de procesos de laminación para un acero austenítico con alto contenido en nitrógeno”.

A lo largo de la breve historia de los aceros inoxidable y hoy en día surgen problemas de mayor o menor calibre en el desarrollo de los distintos tipos de aceros. Uno de estos inconvenientes se debe a la carencia y/o el elevado coste de las materias primas empleadas en la fabricación de los aceros. El grado de importancia de estos elementos es tal que incluso el acero se vende con un coste fijo más un coste variable en función de la cantidad de aleación del que se componga. En concreto en este estudio interesa el níquel como elemento fundamental en la composición de los aceros inoxidables austeníticos ya que aporta a los aceros austeníticos propiedades muy significativas y su valor en el mercado varia muy a menudo. En el caso del níquel, el cual trata este TFC, ya comenzó a estudiarse su posible sustitución por la de otros elementos tales como manganeso o nitrógeno casi a mediados del siglo pasado, debido a la gran escasez y la dificultad de obtención del níquel por hallarse en conflictos muchos de los países ricos en níquel. Además de lo expuesto anteriormente hoy en día el níquel se considera uno de los elementos más influyentes en los aceros inoxidables austeníticos, debido a su gran fluctuación en el mercado pudiendo alcanzar rangos entre máximos y mínimos muy amplios en un corto periodo de tiempo, por lo que es determinante a la hora de establecer el precio final, haciendo que desde el punto de vista de un fabricante sea una labor cuanto menos complicada el tener que estar tratando con un elemento con grandes variaciones económicas en el mercado.

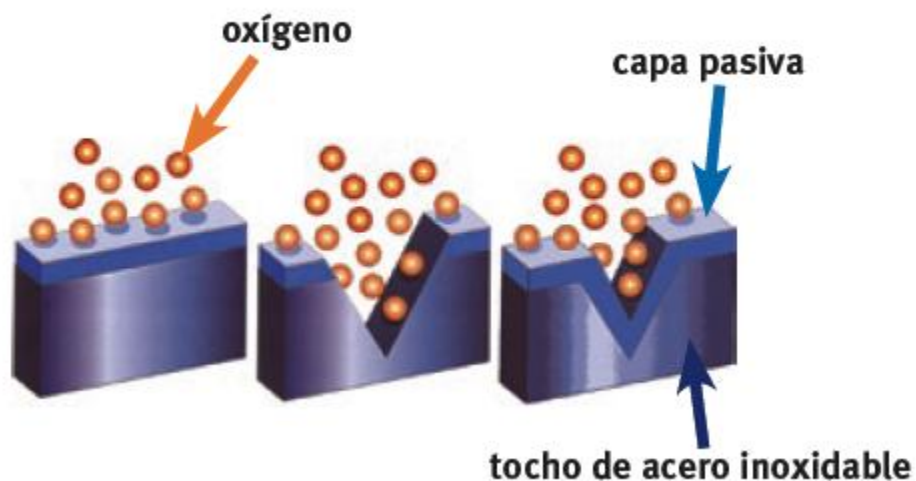
Por todo lo comentado anteriormente, los fabricantes de acero han ido proponiendo alternativas reales de composiciones de los aceros intentando evitar tener grandes cantidades de níquel en los compuestos sustituyéndolo por otros como nitrógeno y manganeso, menos costosos y menos difíciles de obtener, ya que estos elementos también son grandes estabilizadores de la fase que componen a los aceros austeníticos, la austenita. Como se ha dicho anteriormente una de estas alternativas reales ha sido intentar disminuir la cantidad de níquel añadiendo mayor cantidad de nitrógeno, sabiendo que puede aportar características similares al comportamiento del material, pero como es lógico al pretender sustituir un elemento principal de un material por otro surjan nuevos problemas, de ahí la justificación de este TFC, específicamente en este TFC se intenta reducir la cantidad de níquel aumentando la cantidad de nitrógeno he intentado mantener las propiedades mecánicas y su estructura austenítica, pero aparecen algunos inconvenientes debido a que el nitrógeno en un elemento intersticial por lo que genera en el material un incremento a la resistencia, es decir, un aumento en la dureza y como consecuencia puede ocasionar problemas a la hora de ser procesado en Fábrica. La idea de este estudio es ver hasta qué punto la variación de estos dos elementos ya comentados, afecta a las distintas propiedades del material, haciéndolo más duro y por lo tanto que sea difícil de procesar. Intentando conseguir un acero más barato manteniendo las buenas características de conformabilidad de los aceros austeníticos.

## 2.- ANTECEDENTES

### 2.1.- Introducción.

Los aceros inoxidable son aleaciones metálicas con una base de hierro, exactamente con una base de acero (aleación hierro – carbono) donde además se ha añadido un contenido mínimo en peso del 10,5 de cromo (EN 10088 – 1). Además se adicionan otros elementos como carbono, nitrógeno, níquel, cobre, manganeso, etc. en distintas proporciones, todo ello con el fin de modificar las propiedades y las características mecánicas de los mismos.

La principal característica de estos materiales es su gran resistencia a la corrosión, el cromo al reaccionar con el oxígeno forma una capa pasiva transparente de óxido de cromo en la superficie del material que lo protege de los ataques corrosivos. Esta tiene la capacidad de auto regenerarse mientras que el oxígeno procedente del aire a del agua este en contacto con el metal.



*Figura 1.- Recuperación de la capa protectora en presencia de oxígeno. [7]*

Esta alta resistencia a la corrosión aporta características muy interesantes a los aceros inoxidable y permite su uso en un amplio campo de aplicaciones: menaje, piezas destinadas al sector automovilístico (silenciadores, tubos de escape, discos de freno), elementos estructurales y de decoración, intercambiadores de calor, material sanitario, hasta equipos para plantas químicas y petroquímicas con además grandes requerimientos de resistencia mecánica.

Para entender el comportamiento de los aceros inoxidable hay que conocer las variaciones alotrópicas del hierro, es decir los cambios estructurales al modificar la temperatura. En la siguiente tabla se muestran estas variaciones alotrópicas y las estructuras cristalinas resultantes.

Hierro $\alpha$ (ferrita) $T^a \leq 910^\circ \text{ C}$		Hierro $\gamma$ (austenita) $910^\circ < T^a \leq 1400^\circ$		Hierro $\delta$ (ferrita) $1400^\circ < T^a$	
Estructura	Cúbica	Estructura	Cúbica	Estructura	Cúbica
Centrada en el cuerpo (BCC)		Centrada en las caras (FCC)		Centrada en el cuerpo (BCC)	

*Tabla 1.- Relación entre la temperatura y las estructuras.*

## 2.2.- Definiciones.

Debido a la gran complejidad de los estudios de los aceros inoxidable, se van a adelantar en este apartado una serie de definiciones con el fin de facilitar la mejor comprensión del TFC.

- Alotropía: propiedad de un metal que permite su existencia en distintas estructuras cristalinas en función de la temperatura.
- Límite elástico: esfuerzo necesario para producir una deformación permanente.

- Revenido: calentamiento del acero por debajo de su punto de transformación para mejorar sus características mecánicas.
- Resiliencia al choque: resistencia a la rotura que tiene un material después de que ha superado el límite aparente de elasticidad.
- Deformación permanente por fatiga: deformación que sufren los metales al estar sometidos a esfuerzos prolongados variables en el tiempo.
- Nitruros: compuestos de nitrógeno usado en los procesos de nitruración.
- Nitruración: proceso en el cual se endurece superficialmente un acero con nitrógeno, calentado el material entre 500° - 525° bajo una corriente de gas, normalmente el gas empleado es amoníaco.



- Fases intermetálicas: estados que se producen en la estructura cristalina causadas por diferentes motivos, como tratamientos térmicos y deformaciones. Normalmente son fases indeseadas ya que modifican la estructura de una forma descontrolada.
- Elemento intersticial: elemento que ocupa los espacios libres en la red cristalina, hueco que existen entre los átomos que forman la red cristalina.
- Corrosión intergranular: corrosión que se inicia en los límites de granos, a menudo como consecuencia de la precipitación de constituyentes antioxidantes involucrados en la resistencia a la corrosión de las aleaciones.
- Estructura BCC (en inglés Body Centered Cubic): estructura cúbica centrada en el cuerpo. Se ordenan en una celda unidad cúbica y el átomo central está rodeado por ocho vecinos idénticos.

- Estructura FCC (en inglés Face Centered Cubic): estructura cúbica centrada en las caras. Los átomos están situados en los vértices de la celdilla unidad y en el centro de sus caras
- Fragilización a 475° del acero inoxidable: fenómeno que se manifiesta entre 400° y 550°. Se caracteriza por un aumento de la dureza acompañado por una disminución de la tenacidad en el caso de que la temperatura se mantenga durante un tiempo prolongado. El efecto de endurecimiento se produce por la formación de precipitados  $\alpha'$  en la matriz ferrítica.
- Procesos de conformado en caliente: trabajos que se realizan para deformar al material de una manera permanente. Se producen a elevadas temperaturas, siendo así más fácil deformar el material.
- Procesos de conformado en frío: trabajos realizados para aportar al material de una forma concreta, no se producen a elevadas temperaturas, por lo que es más difícil conseguir grandes deformaciones.
- Dislocaciones: defectos lineales de la red cristalina, es decir que afectan a una fila de puntos de la red. Son sumamente importantes para explicar el comportamiento plástico de los metales, puesto que la deformación plástica puede ocurrir por desplazamiento de dislocaciones bajo la acción de una fuerza exterior aplicada al material haciendo al final que se deforme. También se pueden definir como zonas de resistencia y estabilidad reducida, que normalmente bordean a los granos del material.
- Recocido: tratamiento térmico que se le aplica a un material a una temperatura elevada adecuada y un tiempo determinado, seguido de un enfriamiento lento. Su finalidad es eliminar las fases no deseadas y ablandar al material para facilitar los procesos de deformación.

- Colada: etapa de la fundición, donde se vierte el material fundido en un molde.

### **2.3.- Reseña histórica**

El término de inoxidable, fue adquirido gracias al estudio que P. Monnartz (Alemania) realizó sobre el papel que desempeñaba el carbono ante la resistencia a la corrosión en el acero Hierro – Cromo en 1908. La aparición del acero inoxidable data de comienzos del S. XX. En Francia, Alemania, Inglaterra y después EE.UU se realizan diversos estudios acerca de aleaciones de hierro, cromo y bajo contenido en carbono. En 1909 León B. Guillet (Francia) y W. Giesen (Alemania) publicaron varios estudios sobre la aleación formada por hierro, cromo y níquel, la cual más tarde, sería determinante para concretar la primera clasificación de las distintas aleaciones (martensíticas, ferríticas y austeníticas). Entre 1910 y 1915 se produjo la introducción del acero para su uso en la industria. En 1913 Harry Brearley (Inglaterra) promovió el acero inoxidable señalando la buena resistencia a la corrosión que tenían estos materiales. En EE.UU los metalúrgicos F. Becket y C. Dantsizen desarrollaron los aceros denominados ferríticos y por último en Alemania (1914) fueron E. Maurer y B. Strauss los que se dedicaron al acero austenítico alabando sus superiores propiedades a la resistencia a la herrumbre y a los ácidos.

A comienzo del siglo empezó la producción a nivel comercial en EE.UU en empresas como: Allegheny, Armco, Jessop, Firth – Sterling, Ludlum, Republic Rustless.

Debido al estudio de las distintas composiciones, estructuras y propiedades y a los diversos tratamientos en caliente aplicados a este metal, la U.S.S.C (United States Steel Corporation) desarrollo el acero inoxidable de endurecimiento por precipitación alrededor de 1940.

A mediados del siglo XX ya se empezó a investigar acerca de la sustitución del níquel tanto por manganeso como por nitrógeno, debido tanto a la escasez como a la dificultad de obtención del mismo.

Alrededor de 1960 se produjo el desarrollo comercial del tipo de inoxidable conocido como dúplex (fase austenítica y fase ferrítica), debido a los nuevos estudios realizados de superplasticidad de grano fino en aleaciones ferrítico – martensíticas.

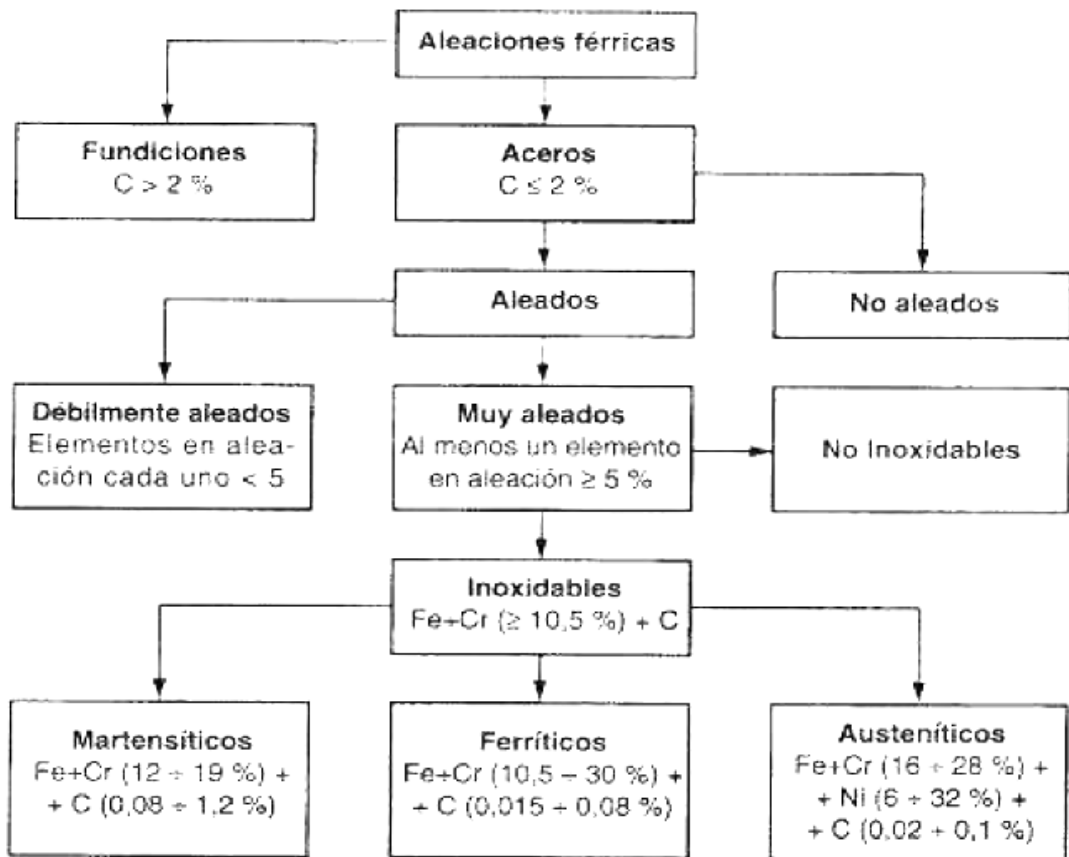
Ya, casi en los años 70 se obtiene unos de los grandes logros que revolucionaron la industria del acero inoxidable actual y es el proceso de descarburización mediante argón y oxígeno, también conocida como A.O.D (Argon – Oxigen – Descarburization) con el que se mejoro la calidad de los materiales durante su obtención en el proceso de colada.

Tras todo esto queda patente el gran desarrollo experimentado en los aceros inoxidables en un corto periodo de tiempo, potenciado sobre todo tras el desarrollo del convertidor AOD, el cual sigue siendo hoy por hoy una referencia. [3]

#### **2.4.- Tipos de aceros.**

Existen tres tipos principales de aceros inoxidables que se utilizan a nivel industrial martensítico, ferrítico y austenítico, también cabe mencionar a los aceros dúplex y a los aceros endurecibles por precipitación que tienen una mayor aplicación a nivel tecnológico. La clasificación de los aceros está determinada por las fases que componen la microestructura cristalina a temperatura ambiente, la cual dependerá a su vez de los elementos involucrados en las aleaciones.

En la siguiente imagen se muestra la clasificación de los distintos aceros, en función de los distintos grados de aleación.



Otros tipos: **Austeníticos** al Cr, Mn, Ni  
**Austeno-Ferríticos** (Dúplex, Bifásicos o *Dual Phase*)  
**Endurecibles por precipitación** (PH, *Precipitation Hardening*)

*Figura 2.- Clasificación de los aceros [10]*

En la siguiente Figura (3) se muestran los distintos aceros en función de las cantidades de los elementos más determinantes de los aceros inoxidables, el carbono y el cromo. Debido a la solubilidad de carbono en el hierro, hace que este valor regirá los tipos de aceros finalmente obtenidos. Se puede observar que los martensíticos son los que poseen menor cantidad cromo, por lo tanto ofrecerán una menor resistencia a la corrosión, mientras que los ferríticos son los que van a tener mayor porcentaje de cromo, por lo tanto mayor resistencia a la corrosión.

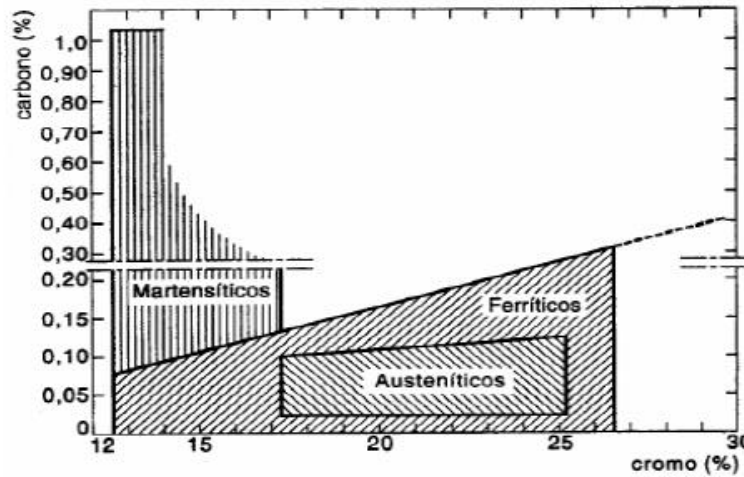


Figura 3.- Clasificación de los aceros inox. en función de la cantidad de carbono y de cromo. [10]

Mientras que en en la Figura (4), se representan los aceros según los porcentajes de los elementos estabilizadores de las fases más comunes, el níquel y el cromo. En este caso los aceros austeníticos son los que mayor porcentaje de níquel tienen, siendo los martensíticos y los ferríticos los que menos pudiendo incluso encontrar aceros de estas dos clases sin níquel, resultando materiales muy magnéticos por la ausencia de la fase austenítica, en gran medida por la carencia de níquel, pero siendo los ferríticos aceros con grandes resistencias a la corrosión, debido a su elevado contenido de cromo.

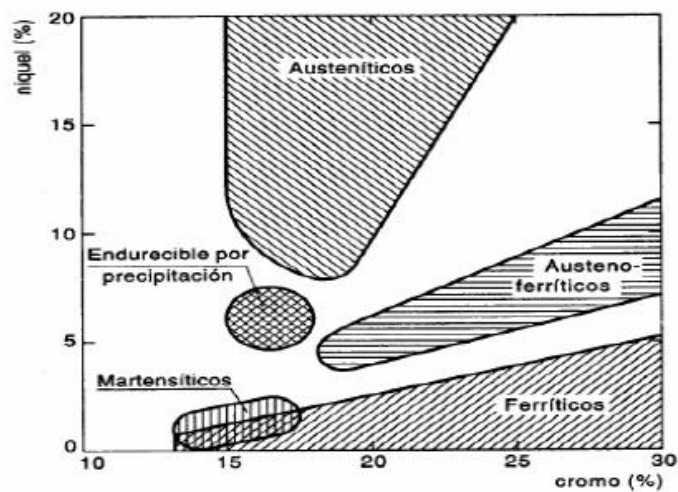


Figura 4.- Clasificación de los aceros inox. en función de la cantidad de níquel y de cromo. [10]

Como ya se adelantó, los elementos más relevantes de los que componen los inoxidables son el carbono y el cromo más el níquel. El carbono, el níquel y el cromo son elementos que favorecen que la aleación se estructure en fase austenítica y ferrítica respectivamente.

#### 2.4.1.- Acero inoxidable martensítico.

Son básicamente aleaciones de hierro – cromo con un contenido en carbono entre el 0,8% y el 1,2% (Norma EN 10020). Poseen a temperatura ambiente una estructura cristalina tetragonal centrada en el cuerpo, es decir con estructura BCC a temperaturas ambiente. Son aceros originalmente del tipo ferríticos pero que pueden endurecerse por un tratamiento térmico de enfriado rápido o temple, por lo que adquieren una gran dureza, debido a la formación de una nueva fase sobresaturada en carbono, fase martensítica con una estructura BCT. A altas temperaturas su estructura está prácticamente compuesta por austenita pero una vez templados, esta austenita se transforma en martensita. La martensita es una fase rica en carbono, ya que al no producirse difusión no es capaz de disociarlo y a consecuencia fragiliza al material aportándole una extraordinaria dureza.

Hay cuatro grupos diferentes. Clasificados en la siguiente tabla.

Grupo	Composición química (%)			
	Carbono	Cromo	Níquel	Molibdeno
1	≤ 0,15	11,5 a 13,5	≤ 1	≤ 0,6
2	0,15 a 0,50	12 a 14,5	≤ 1	≤ 0,8
3	0,60 a 1,20	14 a 18	≤ 1	≤ 0,8
4	≤ 0,22	12 a 18	1,5 a 6	≤ 1,5

*Tabla2.- Clasificación de los aceros martensíticos.*

Como se mencionó con anterioridad, los aceros martensíticos son aleaciones magnéticas endurecibles por tratamiento térmico, tienen buena resistencia a la fatiga y una ductilidad razonablemente buena, aunque menor que la de los otros tipos de aceros inoxidables. De ahí que se empleen en la industria siderúrgica, en la fabricación de engranajes y válvulas,

incluso en la producción de turbinas y motores de aviones donde la dureza del material es un requerimiento básico.

#### 2.4.2.- Acero inoxidable ferrítico.

Su estructura permanece ferrítica (BCC) en todo el intervalo de temperaturas gracias a las adiciones de aleantes estabilizadores de dicha fase, es decir, no sufren transformaciones alotrópicas. Son aleaciones magnéticas con un contenido en carbono inferior a los martensíticos de ahí que no puedan ser endurecidos por algún tratamiento en caliente, únicamente por conformado en frío. Con un mayor contenido de cromo (10,5% - 30%) que en los martensíticos, lo que se traduce en una mejora de la resistencia a la corrosión.

Según su contenido en cromo, los aceros ferríticos pueden dividirse en tres grandes grupos. En la siguiente tabla (Tabla 3) se indican los elementos aleantes utilizados como estabilizadores y como potenciadores de la resistencia a la corrosión. Los cuales darán lugar a la segregación en los distintos aceros ferríticos:

Grupo	Carbono (%)	Cromo (%)	Otros elementos
1	$\leq 0,08$	10,5 a 13	Estabilizante: Ti
2	$\leq 0,08$	16 a 18	Estabilizante: Ti, Nb Resist. Corrosion: Mo
3	$\leq 0,02$	>20	Estabilizante: Ti, Nb Resist. Corrosion: Mo

*Tabla3.- Clasificación de los aceros ferríticos.*

Entre sus características más notables se encuentran una buena resistencia a la corrosión en líquidos y a la oxidación a alta temperatura, especialmente en atmósferas sulfurosas. Poseen una aceptable respuesta a la conformación por deformación en frío a temperatura ambiente, por lo que pueden ser endurecidos por trabajo en frío como ya se adelantó parcialmente. Su ductilidad es inferior a la de los aceros martensíticos, pero como ya se verá inferior a la de los aceros austeníticos.

Este conjunto de características hacen que se empleen en la fabricación de intercambiadores de calor, de equipos de destilación, en silenciadores de tubo de escape, cubertería, etc.

En condiciones no muy severas pueden llegar a sustituir a los aceros austeníticos.

#### **2.4.3.- Acero inoxidable dúplex.**

Su estructura está compuesta por las fases austenítica (FCC) y ferrítica (BCC), de ahí que también se denominen aceros asutenoferríticos. El equilibrio entre ambas fases depende de los elementos aleantes involucrados en la solución.

Debido a la existencia de la fase ferrítica, estos materiales tienen un comportamiento ferromagnético. Presentan una elevada resistencia a la tensión y tienen un gran límite elástico lo que se traduce en valores altos de dureza pero sin embargo son más difíciles de trabajar en frío. También son más complicados a la hora de deformar en caliente, requieren procesos más controlados para evitar modificar la estructura bifásica.

Presentan una resistencia a la corrosión similar a la de los aceros austeníticos, por ello una de sus principales aplicaciones se dan en la industria petro – química.

#### **2.4.4.- Acero inoxidable endurecido por precipitación (PH).**

Son esencialmente aceros con una base compuesta por hierro, cromo y níquel a la que se añaden elementos como el titanio, el aluminio y el cobre los cuales precipitan logrando con ello un endurecimiento del material a partir del aumento del límite elástico.

También poseen buena resistencia a la tracción, sin embargo la deformación que pueden experimentar no es muy elevada, por lo que poseen una ductilidad relativamente baja.

La mayoría de las aplicaciones se centran en el uso en alta tecnología y en instrumentación espacial.

### **2.4.5.- Acero inoxidable austenítico.**

Al ser este tipo de aceros el objeto de este estudio se van a analizar con mayor detalle la estructura y propiedades de los mismos.

Los aceros inoxidables austeníticos se distinguen del resto por su alto contenido en níquel (6% - 22%). Presentan una única fase austenítica (FCC). Son aleaciones no magnéticas.

A estos aceros se les suele aplicar procesos de recocido y conformado en caliente, en ambos casos debido a la acción de los estabilizadores de ferrita ( $\alpha$ ) involucrados y mediante un mecanismo de difusión la fase ferrítica ( $\alpha$ ) se forma antes de la fase austenítica ( $\gamma$ ).

#### **2.4.5.1.- Microestructura.**

Aunque en un principio la estructura austenítica es básicamente FCC, hay casos en que la estructura es mucho más compleja, ya que hay veces que se producen de forma indeseada carburos de cromo o fases intermetálicas además de una pequeña cantidad de martensita, como la martensita inducida como consecuencia de un proceso de deformación. En general para evitar la aparición de estos elementos se somete al acero a un proceso de temple.

- En el caso concreto de la precipitación de carburos de cromo, tienen gran influencia en la corrosión intergranular, uno de los mayores problemas de los aceros austeníticos: Aunque el carbono tiene una solubilidad baja a altas temperaturas. En caso de mantener a la aleación en un rango de temperaturas entre 500° - 950° el carbono formará precipitados de carburo con el cromo en los bordes de grano, lo que conduce a la creación de bandas empobrecidas en cromo alrededor de los carburos formados facilitando el progreso de la corrosión. Una primera solución puede ser enfriar rápidamente desde la temperatura de austenización, la segunda forma de combatirlo puede ser reduciendo la cantidad de carbono aunque esta solución afectaría a la dureza a temperatura ambiente del material y por último, otra solución, podría ser añadir elementos estabilizantes como el niobio o el titanio

para que formen carburos del tipo  $M_{23}C_6$  y el  $M_7C_3$ , evitando la formación de los carburos de cromo [3].

- Por otro lado es aconsejable evitar la formación de fases intermedias ya que son fases duras y frágiles. Generalmente se forman tres fases cada una derivada por la adición en exceso de algún elemento en particular. Por ejemplo si la aleación contiene mucho cromo se forma la fase sigma, las aleaciones que contienen un alto contenido de molibdeno generarán la fase chi ( $\psi$ ), y cuando la cantidad de titanio es elevada dará lugar a la formación de la fase laves. Por lo tanto es aconsejable obtener aleaciones con contenidos de los elementos anteriores no muy elevados. [12]

#### **2.4.5.2.- Propiedades mecánicas.**

Los aceros austeníticos solo pueden endurecerse por trabajo en frío. Las propiedades mecánicas dependen del tratamiento térmico aplicado. Este tratamiento es el recocido, y para estos materiales es distinto al resto de aleaciones. Consiste en un calentamiento entre  $1050^{\circ} C$  y  $1150^{\circ} C$  (cuanto más aleado esté el material mayor será la temperatura de recocido), con la peculiaridad de que a continuación se produce un enfriamiento rápido bien por agua o bien por aire dependiendo de las dimensiones de la pieza. Dicho enfriamiento rápido se precisa para mantener disueltos los carburos que tienden a precipitar si el metal se mantiene entre  $500^{\circ} C$  y  $950^{\circ} C$ . Con este proceso se intenta eliminar los vestigios de acritud, consecuencia de diluir todos los carburos formados previamente y obtener una estructura completamente austenítica, sin la aparición de ninguna otra fase. [5]

En particular las principales características mecánicas son:

- Módulo de elasticidad: alrededor de los 200 MPa. Prácticamente es el mismo para todos los aceros austeníticos.

- Límite elástico correspondiente a un alargamiento permanente del 0,2%: Se obtienen valores entre 18 y 36,5 MPa para porcentajes de carbono que van desde el 0,02 hasta 0,305. Ello se explica por la clara influencia de los elementos intersticiales en el endurecimiento del sistema por la introducción de dichos elementos en la red cristalina. En la tabla que se muestra a continuación se hace notar esta influencia del carbono, como elemento intersticial, que hace endurecer al material conforme aumenta su cantidad en la aleación.

Carbono (%)	Límite elástico 0,2% (MPa)	Carga de rotura (MPa)
0,02	18	60,1
0,065	25,5	64
0,140	31	72
0,210	34	76
0,350	36,5	81,3

*Tabla4.- Propiedades mecánicas de los aceros austeníticos.*

- Ductilidad: la ductilidad de los aceros austeníticos es muy alta. Se pueden alcanzar unos alargamientos del 50 – 60% en un acero base tipo UNE EN 1.4301 con un contenido de cromo del 18% y un contenido en níquel del 8% después de aplicarle un proceso de recocido. Además dicha ductilidad no se verá seriamente afectada tras un endurecimiento del acero por la adición de carbono.
- Resiliencia: generalmente es muy buena aunque a medida que se añaden elementos que endurecen a la aleación, disminuye de una forma notable.
- Además se conoce que la tenacidad al impacto puede verse seriamente disminuida si los procesos térmicos como el recocido no se realizan

adecuadamente. Es por ello que se considera importante asegurar que dicho proceso es reproducible en especial en los materiales de interés en este TFC.

#### **2.4.5.3.- Elementos de aleación.**

Inicialmente estos se clasifican en dos tipos, según la influencia que ejerzan en la estructura cristalina de la aleación, siendo estabilizadores de ferrita o de austenita. Estos se denominan como:

- **Alfágenos:** favorecen la formación de una estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC). Tienen la peculiaridad de ser promotores de la ferrita, es decir aumentan el campo de existencia del hierro  $\alpha$  y disminuyen o suprimen el campo de existencia de hierro  $\gamma$ , como por ejemplo de ellos tenemos: cromo, molibdeno, silicio, titanio, vanadio, niobio, wolframio y aluminio.
- **Gammágenos:** ayudan a la creación de una estructura cúbica centrada en las caras (FCC). Aumentan el campo de estabilidad de la austenita, algunos de estos elementos más usuales son: níquel, carbono, nitrógeno, cobalto y manganeso (aunque este último puede presentar un comportamiento complejo).

La resistencia a la corrosión en los aceros se debe a dos elementos básicamente. En primer lugar el cromo, con el que a partir de un 5% ya proporciona grandes mejoras de resistencia a la corrosión en los aceros al carbono. Dicho fenómeno, como ya se adelantó, se logra mediante la formación de una lamina delgada de óxido de cromo principalmente sobre la superficie del metal impermeable e insoluble en un medio corrosivo. En segundo lugar la adición de níquel da al material mayor resistencia, además de modificar la estructura del acero pudiendo alcanzar mejores características de ductilidad, resistencia mecánica en trabajos en caliente y soldabilidad. Estos dos elementos comentados son los más empleados e importantes en las distintas aleaciones inoxidables, pero también se emplean otros compuestos para combatir las distintas imperfecciones que pueden aparecer en el material, como consecuencia de la corrosión por vía húmeda para los que se emplean el molibdeno y el cobre y a la oxidación a alta temperatura como el silicio y el aluminio

A continuación se detallan los efectos particulares de cada elemento.

**Cromo:** es el causante de la principal característica de los inoxidables su resistencia a la corrosión. Como ya se ha comentado a lo largo de este TFC, al reaccionar con el oxígeno se crea una capa pasiva de óxido de cromo en la superficie del acero que activa una barrera química y además es capaz de regenerarse. El contenido del cromo para que ocurra esta reacción tiene que ser como mínimo de un 11% y cuanto mayor sea este porcentaje, más estable será la capa pasiva. Además, el cromo es un elemento muy importante para asegurar la estabilidad de la fase ferrítica.

**Níquel:** Es un elemento gammágeno que aumenta la estabilidad de la austenita. También aporta resistencia a la corrosión al metal, sobre todo en ambientes ácidos. Otra de las peculiaridades es que aumenta tanto la ductilidad como la tenacidad.

**Silicio:** Elemento alfégeno que aumenta la resistencia del acero a la oxidación a altas temperaturas. Se usa principalmente en las aleaciones resistentes al calor. Impide la formación de carburos de cromo a altas temperaturas. Acción que siempre debe estar controlada en los aceros austeníticos de nuestro interés.

**Aluminio:** También se emplea para aumentar la resistencia de los aceros a altas temperaturas (materiales refractarios), su comportamiento es similar al del silicio. En presencia de níquel puede formar compuestos cuya precipitación da lugar a endurecimientos estructurales. Mejora la resistencia a la corrosión si se añaden en cantidades suficientes. Se utiliza como aleante de los materiales refractarios (aleaciones con alto punto de fusión y muy resistentes en aplicaciones a alta temperatura).

**Molibdeno:** Es un elemento alfégeno. En los aceros austeníticos favorece la resistencia mecánica al aumentar la temperatura y aumenta la resistencia a la corrosión localizada denominada corrosión por picadura ya que potencia la resistencia de la capa pasiva formada por el cromo.

Manganeso: Aunque no favorece la formación de austenita, estabiliza su estado tras la solidificación y es considerado un elemento gammágeno. Se añade para evitar la formación de inclusiones de sulfuro de hierro, las cuales pueden causar debilitamiento a altas temperaturas. Su efecto en el balance austenita-ferrita depende de la temperatura: a bajas temperaturas el manganeso es un estabilizador de austenita pero a altas temperaturas estabiliza la ferrita. El manganeso aumenta la solubilidad del nitrógeno facilitando la obtención de aceros austeníticos con alto contenido en nitrógeno, como es el caso que nos ocupa en el presente TFC.

Nitrógeno: Junto al carbono, son los elementos intersticiales en los aceros inoxidable. Actúa de una manera similar a la del carbono. Debido a su carácter gammágeno se ha empleado como sustituto del níquel como estabilizador de la estructura austenítica. Dicha sustitución se debe principalmente a razones económicas. Además aumenta la resistencia a la corrosión localizada y a la corrosión intergranular, debido a la formación de  $\text{Cr}_2\text{N}$  en lugar de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , reduciendo así el alto consumo de cromo por el carbono en su tendencia a formar carburos de cromo a determinadas temperaturas. A su vez aumenta la resistencia mecánica especialmente en las aleaciones de bajo contenido en carbono.

Cobre: Mejora la resistencia a la corrosión en medios ácidos. Ayuda a la estabilización de la austenita pero con una efectividad muchísimo menor que el níquel.

Titanio y Niobio: Son dos elementos con un fuerte carácter alfaógenos y presentan una alta afinidad por carbono y nitrógeno. De esto último, se deriva la posibilidad de contribuir a aumentar la rigidez de los aceros deformados en caliente. Su uso más estandarizado es en aceros austeníticos. A causa de su gran afección de carbono evitan la precipitación del carburo de cromo durante los enfriamientos largos o los calentamientos de larga duración a temperaturas alrededor de los  $700^\circ\text{C}$ , en el caso de los aceros inoxidable austeníticos convencionales impidiendo así la disminución de cromo y por consiguiente la pérdida de la resistencia a la corrosión. Ambos mejoran las propiedades mecánicas a altas temperaturas.

Hay muchos otros elementos que se añaden a los aceros inoxidable como pueden ser el azufre, el selenio y el fósforo los cuales facilitan el mecanizado y una buena maquinabilidad.

#### **2.4.5.4.- Aceros austeníticos metaestables.**

La aleación que se pretende desarrollar en este estudio se puede definir como un acero metaestable, los aceros metaestables tienen estructura austenítica (FCC) en estado de recocido, sin embargo durante el proceso de deformación en frío esta austenita puede transformarse parcialmente en martensita, alterando con ello las propiedades mecánicas de los mismos, la martensita al ser más dura y resistente provoca un efecto de endurecimiento tipo por deformación, el cual se comentará a continuación, proporcionando una elevada resistencia mecánica después del trabajo en frío.

Tienen un contenido en carbono mayor que el resto de los austeníticos ( $< 0,15\%$ ), con lo que mejoran sus características mecánicas. Su contenido en níquel está comprendido entre el 6 y el 8%, lo que se considera un porcentaje bajo, haciendo al material no muy estable en su fase predominante, la austenítica.

Los aceros metaestables se utilizan cuando se requieren muchas operaciones de conformado o procesos de deformación severos debido a su excelente ductilidad. Estos aceros están adquiriendo cada vez mayor interés industrial por la combinación de su gran deformabilidad y su elevada resistencia mecánica, es decir, su excelente combinación de conformación plástica y resistencia.

El principal inconveniente de estos aceros es que al ser inestables, es imprevisible conocer las características mecánicas finales. Pues para ello sería necesario conocer con exactitud la cantidad de martensita que se genera durante los distintos procesos.

#### **2.4.5.5.- Técnicas de endurecimiento.**

Al producirse en el acero ciertas modificaciones como cambios de forma o cambios en su estructura cristalina, puede ser endurecido por las denominadas técnicas de endurecimiento. Las técnicas estudiadas para los aceros inoxidable austeníticos más relativas, y por tanto las estudiadas en este TFC, son las siguientes:

- Endurecimiento por deformación: es el efecto producido al aplicarle una carga al material que le produzca una modificación dimensional permanente, por ejemplo por la laminación del material, ya sea por la laminación en caliente como por la laminación en frío.
- Endurecimiento por disolución o solución sólida: endurecimiento efectuado por la adición de elementos que alteran el estado estructural
- Endurecimiento por enfriamiento rápido: debido a la transformación de austenita en martensita durante el enfriamiento rápido.

Todas las técnicas comentadas anteriormente guardan una estrecha relación tanto con los fallos de apilamiento como con las dislocaciones por eso se van a describir ambos conceptos brevemente en los siguientes párrafos. Atendiendo a dos principios de la metalurgia.

“Todos los materiales tienen dislocaciones provocadas por solidificación generadas en un enfriamiento rápido y por deformaciones plásticas que se producen en el material.”

“El impedimento al movimiento de las dislocaciones cuando este se ve sometido a una carga exterior convierte al material en más duro y resistente.”

#### **2.4.5.5.1.- Dislocaciones.**

Existen dos tipos esenciales de dislocaciones:

- Dislocaciones de cuña: donde existen distorsiones localizadas de la red alrededor del borde de un semiplano adicional de átomos, el cual define la dislocación.
- Dislocación helicoidal: resulta de una distorsión de cizalladura, la línea de la dislocación pasa a través del centro de una espiral.

Cuando los materiales, poseen ambos tipos de dislocaciones, se producen unas nuevas dislocaciones denominadas dislocaciones mixtas.

El proceso por el cual se desplazan las dislocaciones se denomina deslizamiento y el plano a lo largo del cual se mueve la dislocación se conoce como plano deslizante, y esta combinación se nombra sistema de deslizamiento y depende de la estructura cristalina. Las dislocaciones no se mueven con el mismo grado de facilidad sobre todos los planos cristalográficos ni en todas las direcciones. Normalmente existe un plano preferente para el movimiento, determinando unas direcciones de traslación específicas de dicho plano, dicho plano tiene la peculiaridad de tener la distribución más densa de átomos.

Debido al movimiento de dislocaciones, se produce una distorsión de la red de átomos alrededor de la línea de la dislocación la cual está asociada a un plano extra de átomos. Como consecuencia, existen regiones en las cuales se producen deformaciones de red de compresión, de tracción y de cizalladura sobre los átomos vecinos. En las dislocaciones de cuña si los átomos se encuentran por encima de dicha línea son comprimidos y sin embargo si se encuentran debajo del semiplano adicional de átomos sufren una deformación por tracción. Tanto en las dislocaciones de cuña como en las helicoidales se producen deformaciones de cizalladura en los átomos de alrededor.

La deformación de los materiales policristalinos es más complicada, debido a las orientaciones cristalográficas al azar de los numerosos granos, por ello la dirección de deslizamiento varía de un grano a otro.

Deformación por maclado (austenita):

Un fenómeno especial ocurre con la deformación plástica en algunos materiales metálicos, como en la austenita, puede ocurrir por formación de maclas, es decir, por maclado. El maclado ocurre en planos cristalográficos bien definidos y en una dirección específica, la cual depende de la estructura cristalina. Son defectos de la red como las dislocaciones pero con algunas diferencias entre sí, tales como:

- En el maclado se produce una reorientación a través del plano de maclado, mientras que en la deformación por dislocaciones la orientación cristalográfica por encima y por debajo del plano de deslizamiento es la misma antes y después de la deformación.
- La magnitud del deslizamiento es un múltiplo de la distancia entre átomos, mientras que en el maclado es menor que la separación intermetálica.
- La cantidad de deformación plástica por maclas es menor que la producida por el deslizamiento de dislocaciones.

La importancia del maclado reside en las reorientaciones cristalográficas, que puede colocar nuevos sistemas de desplazamiento para que se produzcan nuevas direcciones para que así se produzcan nuevas dislocaciones.

#### **2.4.5.5.2.- EFA.**

Otro concepto importante en el estudio de los aceros metaestables puede considerarse, la falta de apilamiento relacionada directamente con la energía por fallos de apilamiento (EFA), más tarde comentada.

En los materiales con una estructura cubica centrada en las caras (FCC), los fallos de apilamiento son una de las imperfecciones cristalinas más importantes a la hora de hablar de la deformación de dichos metales. La EFA se puede definir como: “la facilidad que

tiene una dislocación perfecta para disociarse en dos parciales o imperfectas”. Una baja energía por falta de apilamiento facilita el movimiento de las dislocaciones perfectas a parciales, como es el caso de los aceros UNE EN 1.4301 donde la mayoría de las dislocaciones son disociadas. A medida que disminuye la EFA, la disociación perfecta en dos parciales es más fácil por lo que la deformación se acomoda por un apilamiento plano y es más difícil que se produzca la recolocación de los átomos, lo que se traduce en un aumento de la resistencia y/o el endurecimiento. Como la recolocación se hace más complicada cuanto menor es la EFA, provoca que sean favorecidos otros mecanismos de acomodación de deformación, como en el caso de los aceros austeníticos, la transformación de austenita en martensita, por lo tanto cuanto menor sea esta fuerza, mayor cantidad de martensita se generará y más inestable será el material.

También a través del concepto EFA se puede dar una idea de la estabilidad de los aceros, siendo más inestables aquellos con menor energía como es el caso de la “aleación objetivo” de este TFC. Con el término inestable también se entiende como facilidad para que se produzcan diferentes fases intermetálicas. Particularmente para este estudio se puede considerar como la facilidad para que se induzca por deformación la transformación de austenita a martensita.

Desde el punto de vista de la EFA los materiales se pueden dividir en dos categorías [12]:

- Materiales de alta EFA:  $EFA \geq 90 \text{ mJ/m}^2$ .
- Materiales de baja EFA:  $EFA \leq 30 \text{ mJ/m}^2$ .

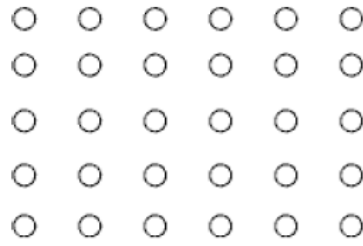
La relación directa entre todos los conceptos estudiados se pueden explicar de la siguiente manera:

Una aleación de baja EFA, significa que la separación entre las dos dislocaciones parciales es grande lo que provoca una creación de martensita mayor, por lo tanto la temperatura  $M_{d30}$  será alta y al contrario, si se tiene una EFA alta, un metal más estable, provoca que la separación entre las dislocaciones sea menor y así se produce principalmente el endurecimiento por deformación y su  $M_{d30}$  será baja.

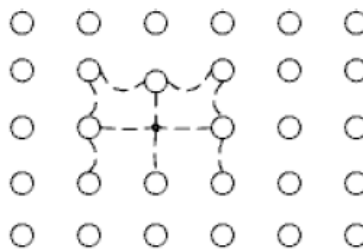
#### **2.4.5.5.3.- Endurecimiento por solución sólida.**

Cuando a un metal puro se le añaden otros elementos, se dice que se está aleando el metal, pudiendo llegar a alterar por completo las características del metal original. El endurecimiento por disolución o también denominado por solución sólida es uno de los métodos principales para lograr que las aleaciones tengan mayor resistencia que los metales puros de los que parten las aleaciones. Son más resistentes que los metales puros debido a que los átomos de impurezas en solución producen una deformación de la red en los átomos vecinos del solvente. Como resultado de las interacciones de los campos de deformación de la red de las dislocaciones de estos átomos de impurezas, facilitan el movimiento de las dislocaciones. Por ejemplo en el acero, los átomos de carbono se encuentran ubicados en los intersticios de los átomos de hierro, como los átomos de Carbono tienen un tamaño ligeramente superior al de los sitios intersticiales, se genera una distorsión de la estructura de los átomos de hierro, esta distorsión es la causante del aumento de la resistencia del acero. Este efecto también puede observarse en el caso de introducir aleantes que por su tamaño pasen a sustituir los elementos de la red, son conocidos como elementos sustitucionales.

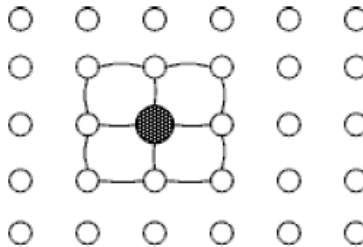
Las siguientes figuras muestran como se provoca la alteración del estado de tensión dentro de la estructura cristalina a causa de la inclusión de átomos de distinto tamaño al tamaño de los nuevos átomos que se han añadido. En la primera imagen (Fig. 5) se muestra una estructura perfecta sin ninguna adición, donde todos los átomos se encuentran a la misma distancia entre sí. En la siguiente (Fig. 6) se observa una estructura cristalina en la cual se ha añadido un átomo de menor tamaño que los que originalmente componían la estructura, produciéndose un acercamiento de todos los átomos más cercanos. En la última imagen (Fig. 7), el átomo sustitucional introducido es de mayor tamaño que los originales, como consecuencia estos tienden a alejarse entre sí.



*Figura 5.- Estructura perfecta sin adición de elementos.*



*Figura 6.- Estructura con adición de elemento de menor tamaño*



*Figura 7.- Estructura con adición de elemento de mayor tamaño.*

Como se comentó en los párrafos anteriores, la resistencia a la fluencia, la resistencia a la tensión y la dureza son mayores en los metales aleados que en los metales puros, sin embargo no pasa lo mismo con la ductilidad que generalmente suele ser menor en los metales aleados. El endurecimiento además por solución sólida mejora la resistencia a la termofluencia.

El efecto de endurecimiento de los distintos elementos han sido obtenidos por los estudios realizados por Irvine. Para obtener los distintos coeficientes que cuantifican los diferentes efectos se tuvieron en cuenta la influencia de variables secundarias como el contenido de ferrita en aceros austeníticos y los parámetros de red de las microestructuras. Según Irvine, los elementos intersticiales tienen los mayores pesos en la ecuación, seguidos de los elementos sustitucionales ferríticos. Por lo que concluyo afirmando que es lógico pensar que existe una relación entre el incremento del endurecimiento y el tamaño atómico de los elementos aleantes [3].

La siguiente tabla (Tabla 5) muestra las modificaciones en el parámetro de red que producen los elementos aleantes sobre el parámetro de red en un acero austenítico.

Elemento	Tipo	Cambio el parámetro de red por átomo % (Å)
C	Intersticial. Estabilizadores de austenita	+ 0,0060
N		+ 0,0084
Si	Subtitucional. Estabilizadores de ferrita	- 0,005
V		+ 0,0015
W		+ 0,0030
Mo		+ 0,0033
Ni	Subtitucional. Estabilizadores de austenita	- 0,0002
Mn		+ 0,0002
Cu		+ 0,00023
Co		- 0,0004

*Tabla5.- Coeficientes de las modificaciones producidas en los parámetros de red.*

Las ecuaciones siguientes calculan los endurecimientos tanto por deformación (PS) como por tensión (TS). Los coeficientes se encuentran en la Tabla 6, el porcentaje de cada elemento hace referencia a la cantidad en peso de cada elemento en la aleación, el porcentaje de ferrita hace referencia a la cantidad de ferrita residual, calculada previamente con la ecuación de Delong y d es el tamaño de grano (diámetro). en las distintas ecuaciones que se muestran.

$$0,2\% PS \left( \frac{\text{tons}}{\text{in}^2} \right) = 4,1 + \sum (\text{coeficiente elemento})(\% \text{ peso elemento}) + 0,16 (\% \text{ ferrita}) + 0,46 \left( d^{-\frac{1}{2}} \right) \quad (2)$$

$$TS \left( \frac{\text{tons}}{\text{in}^2} \right) = 29 + \sum (\text{coeficiente elemento})(\% \text{ peso elemento}) + 0,14 (\% \text{ ferrita}) + 0,82 \left( d^{-\frac{1}{2}} \right) \quad (3)$$

A continuación se muestra los efectos de los elementos en el endurecimiento en los aceros del tipo austenítico [3]. Donde los elementos intersticiales como el carbono y el nitrógeno son los que mayor peso tienen.

Elemento	Tipo	Coeficientes de endurecimiento	
		Para endurecimiento por deformación del 0,2%	Para endurecimiento por tensión
N	Intersticial.	32	55
C	Estabilizadores de austenita	23	35
Cb	Sustitucional. Estabilizadores de ferrita	2,6	5
Ti		1,7	3
Al		0,8	2,4
Si		1,3	1,2
V		1,2	0
Mo		0,9	0
W		0,3	0

Cr		0,2	0
Ni	Sustitucional.	0	-0,1
Mn	Estabilizadores de	0	0
Cu	austenita	0	0
Co		0	0

*Tabla6.- Coeficientes de endurecimiento de los elementos más comunes.*

La presencia de impurezas en la red y en las dislocaciones no son independientes ya que en el caso particular de las aleaciones con presencia de impurezas en el material, estas quedan adheridas a la estructura cristalina. En el caso de las impurezas de tamaño pequeño tienden a acumularse en la zona de la red cristalina alrededor de las dislocaciones, en estado de compresión. Mientras que impurezas de tamaño grande se acumulan en las zonas de tensión. Las impurezas buscan estas zonas porque son los lugares donde menos distorsión causarían en la estructura, provocando una cancelación parcial del estado de tensión de la dislocación, haciendo que la energía acumulada en el material sea menor. Ahora bien si las dislocaciones intentan moverse debido a una fuerza externa aplicada, como puede ser el caso de la fuerza aplicada por un laminador, al intentar alejarse de la impureza causarían un aumento de la distorsión de la estructura. De ahí cabe prever que el grado de endurecimiento que pueda lograrse debido a la solución sólida aumentará con la diferencia de tamaño entre los átomos originales y el número de impurezas.

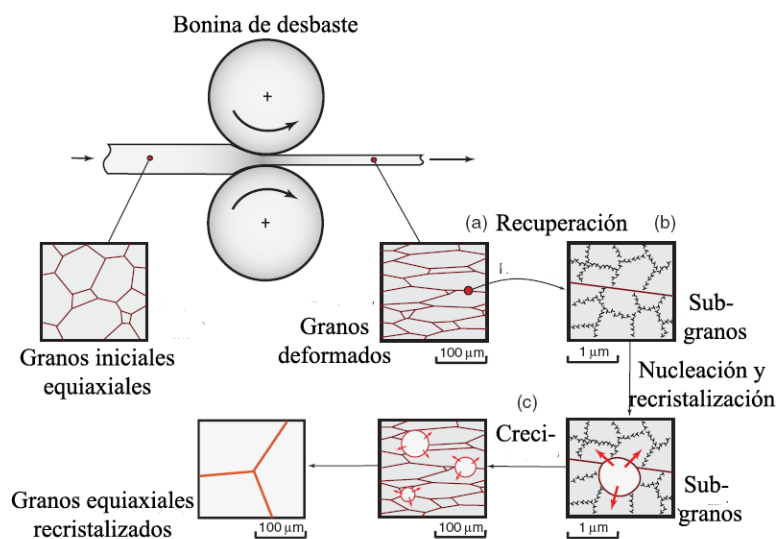
#### **2.4.5.5.4.- Endurecimiento por deformación.**

##### **Endurecimiento por trabajo en frío.**

En los procesos de conformado en frío se aplica una carga a temperaturas cercanas a la ambiental sobre el material con el fin de que adquiera una forma o espesor determinado. En el caso del proceso de laminado en frío, como consecuencia de la aplicación de carga a temperaturas por debajo de la de recristalización de los granos de metal, los granos son altamente deformados (Fig. 8), se produce una deformación plástica, es decir, una

deformación irreversible y permanente en el material, la cual endurece al material aumentando la resistencia a la deformación y disminuyendo su ductilidad. Este proceso se denomina endurecimiento por deformación o acritud. así mismo, se produce un aumento generalizado de los defectos, en particular, se confirma un incremento en el número de dislocaciones en los granos de fase ferrita, dicho incremento se ve potenciado en los granos austeníticos, lo que además vendrá acompañado de maclas. En este tipo de proceso se logra acabados superficiales de alta calidad, mejores propiedades mecánicas que procesos similares realizados a mayor temperatura como el que mostraremos a continuación, y por último permite un gran control dimensional de la pieza acabada [5].

Con el fin de evitar la fractura del material o el aumento excesivo de acritud, tras el laminado en frío se suele recurrir a los denominados procesos de recocido, donde podrá lograrse la regeneración y recrystalización de los granos del metal.



**Figura 8.- Proceso de deformación y reconstitución de los granos de un metal policristalino. Imagen adaptada del Ashby. [1]**

Como este tipo de procesos de regeneración y recrystalización son experimentados por metales tanto en el proceso de deformación en caliente como en la deformación en frío, vamos a aclarar previamente algunos conceptos comunes en ambos procesos.

El proceso de regeneración consta de dos etapas, una primera de recuperación de la estructura y una segunda de recrystalización, Esta regeneración puede ser estática o dinámica. La regeneración estática se produce en ausencia de carga, y se produce cuando se somete al material a altas temperaturas (por encima de la de recrystalización), bien porque está siendo sometido a un proceso de recocido tras el conformado en frío o bien por la propia temperatura adquirida en el proceso de laminación en caliente. Por el contrario, la regeneración dinámica se hace efectiva cuando se está trabajando el material.

Existe una clara diferencia en la respuesta ante los procesos de regeneración (recocido) por parte de la fase ferrítica respecto a la austenítica. Concretamente la fase ferrítica experimenta durante el mismo una fase de recuperación y de recrystalización, sin embargo en la fase austenítica se pasa de tener un material completamente deformado a nivel estructural, a un proceso de recrystalización. En la ferrita se generan subgranos durante la recuperación para luego unificarse en un grano de mayor tamaño durante la recrystalización. La diferencia entre los subgranos y los granos es el ángulo que forman los distintos cristales que lo componen, en particular, se considera subgrano si el ángulo entre ellos es inferior a  $2^\circ$  y por el contrario se consideran granos si esta orientación es mayor o igual a  $2^\circ$ . En el proceso de recuperación de la austenita no se generan subgranos si no que las dislocaciones se dividen en celdas unitarias para formar más tarde en la recrystalización los nuevos granos.

### **Endurecimiento por deformación en caliente.**

Por motivos fundamentales de costes y viabilidad de procesos, la obtención de gran parte de los productos finales de la industria y la vida cotidiana conlleva diversas transformaciones que se efectúan en caliente y en frío con la correspondiente reducción de escala del primero al segundo. En los procesos denominados en caliente se lleva al material a temperaturas muy elevadas, en torno a los  $1000^\circ - 1300^\circ$  para el caso de los aceros inoxidables. Como consecuencia de esta acritud se modifica la estructura cristalina y las propiedades del material. El mayor inconveniente del endurecimiento por la deformación es el aumento de los defectos de red: dislocaciones y maclas.

Como ya comentamos en el apartado anterior la deformación plástica del material tras un conformado en frío provoca la acritud del material. Una de las ventajas de realizar las deformaciones en caliente, son que además de necesitar cargas muy inferiores por el equipo laminador en comparación con la deformación en frío, se pueden realizar modificaciones en la estructura y en el tamaño de grano y por lo tanto se pueden obtener propiedades específicas del acero.

En la deformación en caliente el proceso de regeneración se lleva a cabo en tres pasos generalmente.

El primero tiene lugar cuando se está deformando el material en el laminador, ocurre un proceso de regeneración dinámica tanto en la fase ferrita como en la austenita. Al igual que el laminado en frío, en la ferrita se produce una recuperación en la que se forman los subgranos para, más tarde en la recristalización, formarse los granos completamente reconstruidos. Igualmente en la fase austenita, las dislocaciones se dividen en celdas unitarias para que más tarde en la recristalización se formen los nuevos granos.

Durante la laminación en caliente el material se procesa a una temperatura elevada y ésta se mantiene incluso una vez que el material se encuentra fuera del laminador entre las distintas pasadas. Aún fuera del laminador se produce un segundo proceso de regeneración, función de la alta temperatura. En este caso el proceso se considera estático puesto que no existe destrucción y generación de granos simultánea. Las etapas de recuperación y recristalización tanto para la ferrita como para la austenita son iguales que en el caso anterior.

Por último en el proceso de laminación en caliente, se tiene un tercer periodo donde se produce la regeneración. Este tiene lugar mientras se recuece el material y al igual que en el proceso anterior de regeneración, se produce una regeneración estática por estar siendo tratado el material a una elevada temperatura como es la de recocido (alrededor de los 1150° C para este tipo de aceros austeníticos) y las etapas que se producen son las mismas que en el caso anterior.

#### **2.4.5.5.- Transformación martensítica.**

En los aceros inoxidables austeníticos metaestables puede darse la transformación de austenita en martensita como consecuencia de deformación plástica. Dicha transformación puede ser causada por encima de  $M_s$  debido a una sollicitación mecánica, como puede ser la laminación en frío, se producirá siempre y cuando la temperatura a la que ocurra este por debajo de  $M_d$ . y la energía aplicada en la deformación sea suficiente.

Los estudios realizados por Bain, propusieron una teoría que explicaba la transformación de austenita en martensita por un movimiento cooperativo de átomos, denominada “Distorsión de Bain” [4]. De este estudio se deduce que las transformaciones martensíticas actúan igual que las maclas por deformación, concepto visto al comienzo de este capítulo, es decir, por un proceso de cizallamiento generado por deslizamiento o por maclaje. Con la salvedad de que la región maclada tiene una estructura cristalina idéntica a la del cristal que le ha dado origen, mientras que en las transformaciones martensíticas la estructura cristalina es la característica de la martensita.

Como consecuencia de la aparición de la martensita, fase más dura que la de la austenita, se provoca un efecto de endurecimiento, adquiriendo así el metal una mayor resistencia mecánica una vez haya sido tratado. Como se puede apreciar en la siguiente Figura 9, conforme aumenta el porcentaje de trabajo en frío, aumenta la dureza del material, para un rango de temperaturas cercanas a la ambiente.

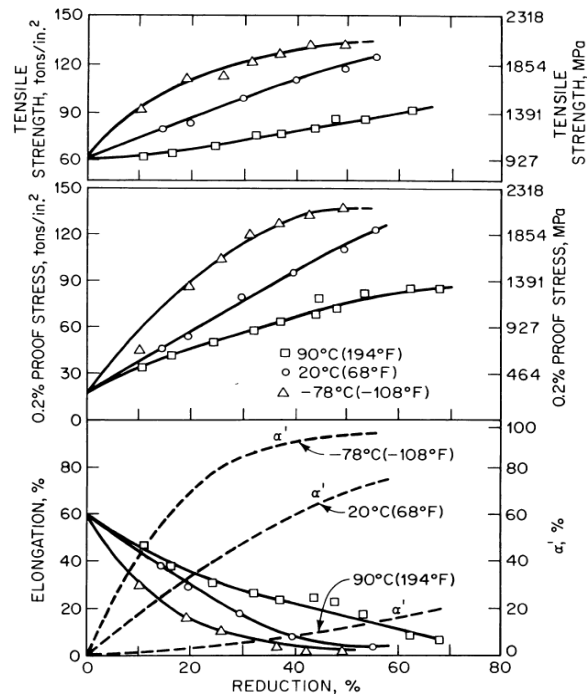


Figura 9.- Propiedades de los aceros austeníticos en función de la reducción [3]

La transformación en martensita ocurre rápidamente, en un tiempo muy corto. El desplazamiento recorrido por los átomos es inferior incluso a las distancias interatómicas y no intervienen los mecanismos de difusión por lo que no existen cambios en la composición química entre la fase inicial y la final.

$M_s$ : temperatura mínima a la cual comienza la transformación espontanea de martensítica.

$M_d$ : temperatura limite de transformación martensítica por deformación

$M_{d30}$ : Parámetro establecido por Angel [12] el cual proporciona una idea de la estabilidad que tiene el acero. Se considera como la temperatura a la cual se produce un 50% de martensita tras aplicarle una deformación en frio del 30%. Es el límite de la transformación martensítica inducida por deformación.

Una de las mayores cuestiones que se presenta en el estudio de la transformación de la martensita, se produce al estudiar los distintos tipos de martensita, que se producen:

- Martensita –  $\epsilon$  (Estructura hexagonal compacta (HCP)). Es una fase no magnética de tamaño extremadamente pequeño por lo que no puede observarse mediante un microscopio óptico, para poder observarla se necesitan técnicas de difracción. Para poder explicar este tipo de fase se puede hacer cristalográficamente por una superposición regular de defectos de apilamiento en la austenita, es decir, la nucleación de esta martensita ocurre en defectos de apilamiento. Algunos ensayos han demostrado que la cantidad de Martensita –  $\epsilon$  es más elevada al comienzo de la deformación mientras que va disminuyendo conforme avanza la deformación. Según los ensayos desarrollados por M. Hedström la cantidad de esta martensita no alcanza valores mayores del 5% (en volumen) en la aleación.

- Martensita -  $\alpha'$  (Estructura cúbica centrada en el cuerpo (BCC)). La cantidad de este tipo de fase, al contrario que la anterior, va aumentando de una forma progresiva. debido a los ensayos antes comentados de Hedström [16], el porcentaje que aparece de martensita -  $\alpha'$  si es mucho más elevado, en torno al 45%.

Algunos estudios afirman que la fase de martensita –  $\epsilon$  es una fase de transición entre la fase austenítica y la martensita –  $\alpha'$ , mientras que otros dicen que son fases bien diferenciadas que se presentan por separado, produciéndose una a continuación de la otra. Lo que está claro es que la fase martensita –  $\alpha'$  tiene dos formas de obtenerse, bien de forma directa donde se pasa de la austenita a la martensita -  $\alpha'$ , o bien de una forma indirecta primero pasando de la austenita a la fase compuesta por martensita –  $\epsilon$  para luego obtener martensita –  $\alpha'$ . [3]

Forma directa:  $\gamma \rightarrow \alpha'$

Forma indirect.:  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$

Comentar que ambas fases martensíticas no se comportan de la misma manera ante una deformación plástica aplicada. Con bajos niveles de deformación plástica (hasta un 20% aproximadamente) la transformación de austenita en martensita -  $\alpha'$  es baja, sin embargo a

partir del 20% de deformación se nota un aumento en la transformación. Y por contrario la formación de martensita -  $\epsilon$  se produce con niveles de deformación bajos, siendo fase martensita -  $\epsilon$  es la predominante al inicio de la deformación.

En la siguiente figura se puede observar la diferencia a nivel de estabilidad desde el punto de vista del estudio de la martensita, entre un acero UNE 1.4301 metaestable y un acero AISI 302, siendo este ultimo un acero estable. Se puede leer que a medida que aumenta el porcentaje de deformación la diferencia entre ambas curvas se hace cada vez más notable.

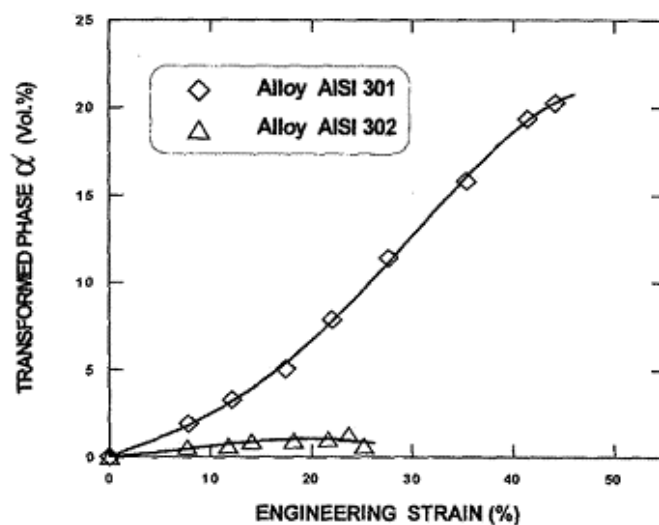


Figura 10.- Transformación de martensita de dos aceros austeníticos en función de la deformación. [3]

#### 2.4.5.5.6.- Ferrita residual.

La ferrita posee una estructura BCC y es magnética. Se presenta en los aceros inoxidable austeníticos en forma de solución sólida de carbono en el hierro, los átomos de carbono tienen un tamaño menor en comparación con los de hierro por lo que su solubilidad a temperatura ambiente es del orden de 0,008% de carbono, de ahí que la ferrita se considere hierro puro. La máxima solubilidad del carbono en el hierro es de 0,02% a 723°.

Es la fase más dúctil y blanda de cuantas componen los aceros. Por lo que puede resultar ventajosa su existencia durante el proceso de fabricación de los aceros austeníticos metaestables, concretamente pueden definirse dos ventajas:

- Facilita el paso en la colada continua: en el proceso de colada continua el acero líquido pasa a estado sólido. El acero líquido se vierte sobre un molde de fondo desplazable con la forma del desbaste. Se denomina colada continua porque el producto sigue vertiéndose hasta que se acabe el contenido de la cuchara, este método provoca un ahorro a la hora de la producción ya que no se necesitan múltiples moldes y se consume menos energía. Una vez volcado el acero líquido, éste pasa por una zona curvilínea en forma de tobogán donde el acero sufre un proceso de solidificación por lo que el material podría ofrecer mayor resistencia para fluir a través del tobogán. Con la existencia de una fase ferrítica más blanda y dúctil se disminuye dicha posible resistencia.
- Esmerilado: el esmerilado consiste en una reparación superficial mediante muelas abrasivas circulares. La ferrita en este caso actúa como lubricante eliminando las tensiones térmicas que se pueden producir durante el enfriamiento. produce

### 3.- OBJETIVOS.

Como ya se ha comentado en el Capítulo 1, el objetivo de este TFC es analizar la posible sustitución del níquel por otros elementos sin influir en las propiedades del acero austenítico pretendido. La idea fundamental es la sustitución parcial del níquel por nitrógeno, pero como es lógico habrá que modificar cantidades de otros elementos también influyentes en la estabilización de la austenita, fase que compone a los aceros austeníticos.

El mayor inconveniente a la hora de realizar la sustitución del níquel por nitrógeno se presente en el aumento de la dureza del material, esta dureza se ve incrementada por varios motivos que más tarde se desarrollaran, pero esquemáticamente se pueden resumir en:

- El nitrógeno como elemento intersticial provoca un endurecimiento por disolución.
- La importancia del nitrógeno en los parámetros de endurecimiento estudiados en este TFC.
- La característica que aporta el níquel confiere ductilidad al material.

El principal objetivo de la reducción de níquel como elementos de los aceros austeníticos es la gran fluctuación de su precio en el mercado, lo cual repercute en la diferencia que puede existir entre el valor del producto final y el valor previsto al inicio de su fabricación. Esto se debe a que el precio del producto final se compone de una parte fija y otra variable, supeditada fundamentalmente por el valor del níquel.

Por lo comentado anteriormente en este TFC se pretenderá obtener una nueva aleación en la cual se reducirá parte del níquel sustituyéndolo por nitrógeno, siempre y cuando experimentalmente cumpla los objetivos marcados descritos mas adelante.

## 4.- MÉTODOS Y MATERIALES EMPLEADOS.

### 4.1.- Ajuste de composición química.

#### 4.1.1.- Ajuste químico.

Para obtener la composición de la aleación deseada se han propuesto 10 aleaciones de muestra siguiendo tres criterios fundamentalmente:

- Para facilitar la determinación de la composición, se han tomado como referencia las composiciones de dos aceros austeníticos normalizados en Fábrica, del AISI 304, se han elegido estas aleaciones por ser los aceros más comunes empleados en procesos que requieren una gran deformabilidad. Y teniendo en cuenta como repercuten los distintos elementos de aleación, se han ido modificando las diferentes cantidades de estos en las dos aleaciones de referencia para obtener la composición ideal.
- Reducción de níquel de las composiciones de referencia.
- Aumento y/o sustitución del níquel por nitrógeno. Ajustando el resto de elementos intentando evitar que se produzca una gran subida de cualquiera de los otros elementos.

Para determinar cuál de las 10 aleaciones es la ideal, se han estudiado los siguientes parámetros:

- Índice de ferrita residual ( $\delta$ ).
- Temperatura de formación martensítica ( $M_d$ ).
- E.F.A.

- Hay un cuarto parámetro, que es el tamaño de grano que se ha mantenido constante para todos los materiales a estudiar. Este valor ha sido de 8,5 ASTM, se ha optado por este valor ya que se considera un valor intermedio de grano para los aceros austeníticos.

#### 4.1.2.- Cálculo de ferrita residual ( $\delta$ ).

Para los aceros austeníticos se calcula el contenido teórico de ferrita  $\delta$  mediante la ecuación de Delong, la cual depende tanto de la cantidad de cromo equivalente como de níquel equivalente.

$$Ferrita \delta = \left[ \left( \frac{(Cr_{equi} + 18)}{(Ni_{equi} + 36)} + 0,262 \right) * 161 \right] - 160,65 \quad (4)$$

Donde:

$$Cr_{equi} = \%Cr + \%Mo + 1,5 * \%Si + 2 * \%Ti + 0,5 \%Nb \quad (5)$$

$$Ni_{equi} = \%Ni + 30 * (\%C + \%N) + 0,5 * \%Mn + 0,27 * \%Cu \quad (6)$$

#### 4.1.3.- Temperatura de formación martensítica ( $M_{d30}$ ).

Es un parámetro para medir la estabilidad de los aceros. Cuanto más bajo sea el valor más estable será el material y viceversa.

Para poder calcularla existen diferentes ecuaciones como la ecuación de Angel o la ecuación de Nohara, la diferencia entre las distintas ecuaciones son los elementos empleados para calcular la temperatura. En este caso se ha empleado la ecuación de Nohara, en la cual se tiene en cuenta además de la composición de la aleación, el tamaño de grano.

$$\begin{aligned}
M_{d30 (Noara)} = & 551 - 462 * \%C - 9.2 * \%Si - 8.1 * \%Mn - 13.7 * \%Cr - 29 \\
& * \%Ni - 18.5 * \%Mo - 29 * \%Cu - 68 * \%Nb - 462 * \%N - 1.42 \\
& * (GS[ASTM] - 8.0)
\end{aligned}
\tag{7}$$

Donde: GS determina el tamaño de grano, medido con normativa ASTM (American Society for Testing Materials)

De la ecuación se puede deducir que cuanto más aleado este el material más estable será el material. Siendo los elementos intersticiales los de mayor peso en la ecuación.

#### 4.1.4.- E.F.A.

Como ocurre con el anterior parámetro, hay distintas fórmulas para calcular su valor. En este caso se ha optado por usar la ecuación propuesta por Lacombe, que calcula la energía según la fracción molar de la composición química y tiene en cuenta a los elementos intersticiales, muy influyentes en este TFC.

$$EFA = \gamma = 25,7 + 410 * \%C + 2 * \%Ni - 77 * \%N - 0,9 * \%Cr
\tag{8}$$

En la ecuación se aprecia que los elementos intersticiales nuevamente son los de mayor peso en la ecuación, por lo tanto su presencia será muy importante a la hora de tener unos valores óptimos de energía por fallo de apilamiento.

#### 4.2.- Proceso experimental para la obtención de aleación objetivo

Para tener una mayor exactitud en la elección final de la composición de la “aleación objetivo” se han ensayado a nivel de Laboratorio probetas de 40 gramos, denominadas botones espectrométricos. Los botones se han realizado de las tres aleaciones de muestra con los resultados más similares a los de referencia. Las aleaciones elegidas han sido ap5, ap9 y ap10.

Proceso de fabricación de los pequeños lingotes:

Para la obtención de los botones espectrométricos. Se han seguido los siguientes pasos:

- Se han pesado todos los componentes en las distintas composiciones asegurándose que las cantidades sean las determinadas previamente en el estudio teórico realizado (Elección de la composición). En la siguiente tabla se muestran las cantidades reales empleadas en cada botón.

	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	N	Mo
AP 5	0,037	0,44	1,67	6,69	0,71	17,97	0,077	0,17
AP 9	0,042	0,46	1,71	7,05	0,71	17,97	0,097	0,17
AP 10	0,042	0,45	1,61	6,59	1,51	17,89	0,082	0,17

*Tabla8.- Composiciones de las diferentes aleaciones de prueba.*

- Seguidamente para fundir los elementos, se han introducido en un Horno Leco, como muestra la Figura (11), horno de inducción a pequeña escala de atmósfera controlada de vacío con argón, de esta forma se evita el contaminar los botones obtenidos.



*Figura 11.- Horno de inducción Leco.*

Finalmente se adquieren los botones, de forma circular, como se muestra en la siguiente imagen (Fig. 12).



*Figura 12.- Vista en planta de uno de los botones obtenidos.*

Ensayos a realizar.

Para analizar las distintas aleaciones de muestra, se van a realizar una serie de ensayos a nivel de Laboratorio. Los equipos empleados han sido: el sistema “Gleeble” (Fig. 13), para el ensayo de compresión en caliente y el “Laminador Norton” para observar el efecto de la laminación en frío y su dureza.

Medida del magnetismo.

Para tener una mejor idea y poder explicar los distintos comportamientos de las aleaciones se ha ido determinando el magnetismo en cada uno de los pasos en los dos ensayos. Para su medición se ha empleado un ferritoscopio.

Ensayo de compresión.

Equipo empleado: Para la ejecución del ensayo de compresión se ha empleado el sistema “Gleeble”. Dicho equipo permite estudiar de una forma experimental la influencia de las condiciones termomecánicas sobre la estructura y las propiedades de los diferentes materiales. Con el sistema “Gleeble” se pueden ensayar pequeñas probetas que se asemejen a los distintos comportamientos que tendría el material en un proceso productivo industrial. El equipo se compone de:

- Una unidad CPU, la cual controla los diferentes procesos mediante un software de programación (GPL) además de constar de una aplicación de representación de datos (Data Plotting System).
- Un sistema térmico que incorpora un transformador de tensión constante que proporciona una corriente eléctrica de 50Hz. La probeta se calienta debido a la resistencia intrínseca que opone al paso de dicha corriente (efecto Joule).
- Un sistema mecánico que se compone de dos mordazas de sujeción, para evitar que se generen altas temperaturas, el sistema mecánico esta refrigerado por agua.

La siguiente imagen muestra el equipo “Gleeble”, donde se puede observar en la parte derecha el sistema mecánico, descrito anteriormente y en la parte izquierda la pantalla desde la cual se controla al equipo junto a los botones de selección de los diferentes programas.



*Figura 13.- Máquina de ensayos termo-mecánicos Gleeble.*

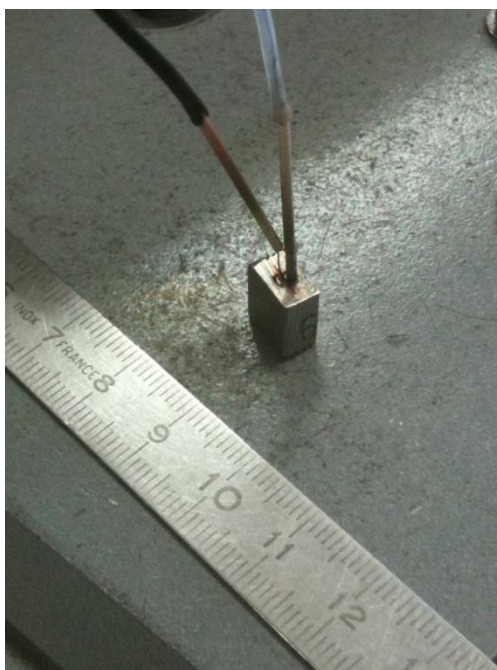
Las probetas seleccionadas para este ensayo se han obtenido mecanizando los botones espectrométricos, para finalmente obtener un pequeño lingote rectangular con las siguientes dimensiones:  $L \times A \times E = 8,5 \times 10 \times 4,5$  mm.

La tabla muestra las dimensiones reales de las probetas empleadas.

	<b>Dimensiones reales (mm)</b>	<b>Sección (mm<sup>2</sup>) (A x E)</b>
AP 5	8,4 x 10,1 x 4,7	10,1 x 4,7 = 47,47
AP 9	8,5 x 9,4 x 4,7	9,4 x 4,7 = 44,18
AP 10	8,7 x 10,1 x 4,6	10,1 x 4,6 = 46,46

*Tabla9.- Dimensiones probetas de las aleaciones de prueba.*

En la Figura 14 se muestra la probeta final para realizar el ensayo. Los cables conectados son parte del termopar, para medir en todo momento la temperatura a la que se encuentra la probeta.



*Figura 14.- Probeta para ensayar en la Máquina Gleeble .*

Condiciones de ensayo:

Calentamiento a temperatura de ensayo: 20°/s.

Temperatura de ensayo: 1100°. Temperatura a la cual se encuentra en la estructura un 100% de austenita. Adquirida a los 55 seg.

Compresion: 40% de la longitud de la probeta

Velocidad de deformación inicial: 0,5 1/s.

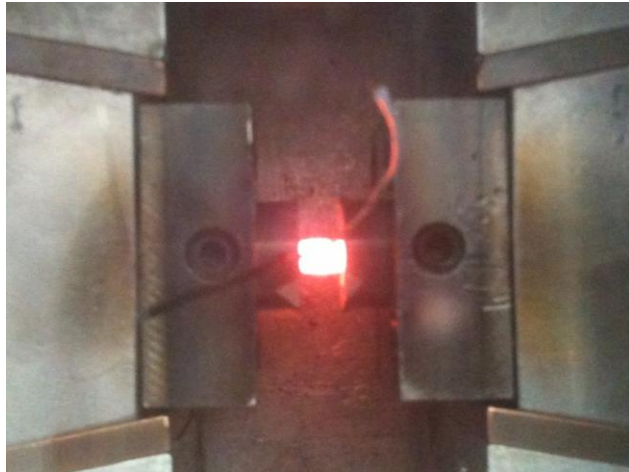
Atmosfera (atmosfera de vacio):  $1 \times 10^{-2}$  mbar.

Ejecución del ensayo.

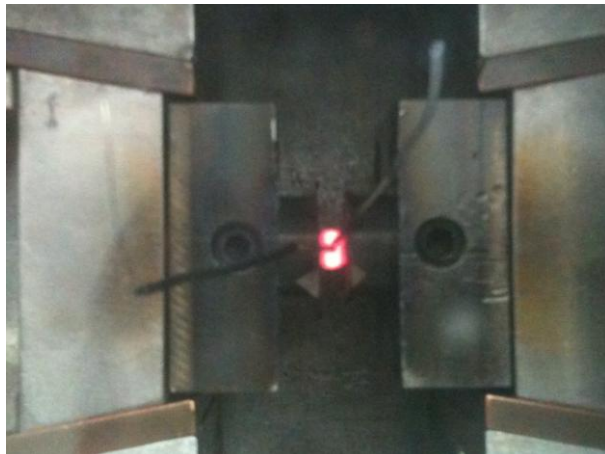
Entre las dos mordazas del equipo se coloca la probeta, como muestra la Figura 15 y se calienta hasta los 1100°, Figura 16, una vez obtenida la temperatura se comprime el material según el eje longitudinal provocando una deformación del 40% de la longitud de la probeta, Figura 17. Para obtener como resultados la fuerza necesaria para producir dicha deformación.



*Figura 15.- Probeta colocada antes del ensayo en las mordazas.*



*Figura 16.- Calentamiento de la probeta.*



*Figura 17.- La probeta ya ensayada.*

Finalmente se muestra la Figura 18, donde se observan las tres probetas de las aleaciones ya ensayadas.



*Figura 18.- Foto de las tres probetas ensayadas.*

Ensayo de laminación en frío y medida de la dureza.

Equipo empleado

En este caso se ha empleado el Laminador Norton modelo 306, con el cual se puede representar a pequeña escala el efecto del proceso de laminación en frío. El laminador se compone de dos cilindros de 200 mm de diámetro y 100 mm de ancho. Las siguientes imágenes muestran el Laminador Norton (Fig. 19) y los radillos de trabajo del equipo (Fig. 20).



*Figura 19.- Laminador Norton.*



*Figura 20.- Cilindros de trabajo del Laminador.*

Probeta: Al igual que para el ensayo anterior. Las probetas seleccionada se han obtenido mecanizando los botones espectrométricos, para finalmente obtener un pequeño lingote rectangular de las siguientes dimensiones:  $L \times A \times E = 8,5 \times 10 \times 4,5$  mm.

Condiciones de ensayo.

Antes de comenzar el ensayo, las probetas han sufrido un tratamiento térmico previo a 1100° durante 1 hora, para luego ser enfriado por agua.

Recocido final: 1050°, durante 5 minutos.

Ejecución del ensayo.

El ensayo resulta muy sencillo, simplemente se introduce la probeta entre los rodillos del laminador. Se han realizado tres pasadas por probeta. Para tener mayor información del comportamiento de las aleaciones de prueba, una vez realizada la tercera pasada a las probetas se le han practicado un recocido final y se han vuelto a medir los valores de dureza Vickers.

## **Proceso productivo industrial**

Aprovechando la oportunidad de que ya han sido realizadas en la empresa Acerinox S.A varias bobinas de la “aleación objetivo”, se van a utilizar algunos de los datos de procesos para así poder tener un mayor conocimiento de la respuesta que puede ofrecer la “aleación objetivo” a nivel de producción industrial.

Se van a analizar las posibles diferencias tanto en los procesos de laminación en caliente como en el de laminación en frío, que pueden existir entre esta aleación y el acero de referencia UNE 1.4301. A pesar de los inconvenientes que puede ofrecer la aleación objetivo a la hora de ser procesada por su mayor dureza, se han escogido como referencia los programas de laminación utilizados para el acero UNE 1.4301.

Para realizar el estudio se van a examinar tres bobinas de cada tipo producidas en la Fábrica, denominadas de la siguiente manera (la siguiente clasificación se tendrá en cuenta durante todo el TFC, como en el caso de los ensayos):

- Bobinas “aleación objetivo”: Bobina 1, Bobina 2, Bobina 3.
- Bobinas acero UNE 1.4301: Bobina 4, Bobina 5, Bobina 6.
- En algunas gráficas las bobinas también han sido denominadas como A.O 1, A.O 2, A.O 3, A.R 1, A.R 2, A.R 3. Siendo las tres primeras las de la aleación objetivo (A.R) y las tres últimas de la aleación de referencia (A.R).

Las seis bobinas estudiadas han sido seleccionadas de distintas coladas generadas en Acería, para así evitar cometer errores de coladas, producidos posiblemente por culpa de una mala composición química.

En este apartado se van a describir los principales procesos dentro de la línea de conformado que se ha utilizado para la fabricación de las bobinas con la aleación analizada. En particular se van a describir brevemente los elementos y parámetros más importantes de cada proceso.

### 4.3.1 Laminación en caliente.

En la laminación en caliente se obtiene la primera reducción del desbaste. Se obtienen mayores porcentajes de reducción al ser un proceso que se produce a altas temperaturas, entre los 800° y los 1300° dependiendo del tipo de acero a laminar. Ello se debe a que durante el laminado en caliente se produce la reconstitución dinámica de los granos del metal. Tiene sin embargo varios inconvenientes como la oxidación superficial que se produce y la inevitable formación de cascarilla, lo cual impide operar con pequeñas tolerancias de espesor final.

Para procesar los desbastes de la aleación objeto de nuestro estudio TFC, se ha propuesto el mismo P.L.C. (Programa de Laminación en caliente) que para el acero tipo UNE 1.4301, debido a que la aleación que se ha tomado como referencia y que se espera tenga características similares. Para dicha aleación el P.L.C. se propondrá partir de un desbaste con un espesor inicial de 200 mm, para tener como resultado una bobina de 2,7 mm. de espesor.

Existen una serie de parámetros para analizar el comportamiento de ambas aleaciones que nos van a informar de la idoneidad de aplicar el mismo P.L.C. del acero tipo UNE 1.4301 a la “aleación objetivo”, y estos son:

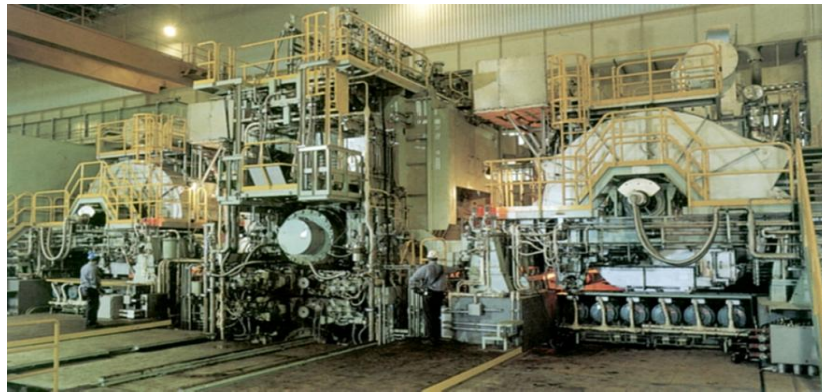
- Número de pasadas: Número de veces que el desbaste va a pasar por los rodillos de trabajo, produciéndose la reducción del espesor. Siempre va a ser un número de pasadas impares, ya que el desbaste siempre entrará por la izquierda del Laminador y saldrá por la derecha del mismo.
- Carga del Laminador: Fuerza necesaria que aplicará el Laminador para obtener los resultados de espesor requerido.
- Temperatura objetivo: como ya se ha comentado en varias ocasiones a lo largo del TFC, las altas temperaturas ayudan en los distintos procesos de deformación a que no se degeneren las estructuras cristalinas, y se evite con ello modificar sus propiedades mecánicas.

Los parámetros a analizar han sido obtenidos del software “TLCINF”, programa que detalla toda la información necesaria del desbaste mientras se encuentre en el proceso de laminación en caliente hasta convertirse en bobina.

El equipo empleado de mayor importancia para este estudio de la laminación en caliente son el Tren desbastador y el Tren de acabado Steckel.

- Tren desbastador: se produce la primera reducción del desbaste. Es un tren cuarto reversible, tren constituido por cuatro cilindros, dos de trabajo en contacto con la banda y otros dos de apoyo que suministran la carga
- Tren acabador Steckel: es un laminador reversible provisto de una bobinadora a cada lado. Como la banda se enfría en cada pasada, este tren dispone de pequeños hornos envolviendo a cada bobinadora.

En la siguiente imagen se muestra un ejemplo de Laminador Steckel, donde se pueden observar los dos laminadores principales en los extremos del Laminador.



*Figura 21.- Laminador Steckel.*

#### 4.3.1.- Laminación en frío.

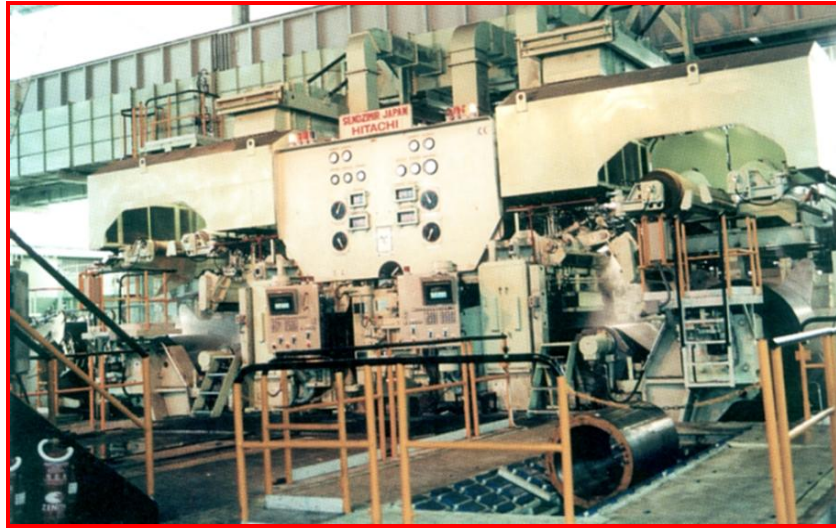
Una vez que el desbaste ha sido conducido a través del laminador en caliente para obtener una bobina de acero de 2,7 mm., se le aplica al acero otro proceso de deformación, en este caso la laminación en frío, con la diferencia de que aquí el proceso no se realiza a elevadas temperaturas, de ahí su dificultad para obtener grandes reducciones. En este caso el fin es obtener una bobina con espesor final de 0,4 mm. Otra gran diferencia es que aquí en este proceso el equipo empleado es mucho más sencillo, sólo se dispone de un Laminador, como se muestra en la Figura 22.

Al igual que ha ocurrido con la laminación en caliente, los valores de los distintos parámetros han sido obtenidos a través de un software específico, en este caso con el programa “ZMINF”, dicho programa aporta toda la información necesaria para seguir el desarrollo de cada bobina mientras está siendo procesada por el Laminador.

Para la laminación en frío también se ha optado por tomar como referencia el mismo P.L.F. que el de la aleación de referencia. Los parámetros a analizar han sido los siguientes, se han considerado estos por ser los más representativos para hacerse una idea de la diferencia entre ambas aleaciones:

- Número de pasadas: número de veces que es laminada la bobina. Aquí no han de ser impares el número de pasadas
- Productividad real del Laminador: representa el número de toneladas que puede procesar Laminador en un tiempo determinado (Tn/h). Está en función de la dureza del material.

El Laminador empleado es un modelo Sendezimir compuesto de 20 rodillos, el cual se muestra en la imagen siguiente.



*Figura 22.- Laminador Sendzimir.*

#### **4.4.- Ensayos.**

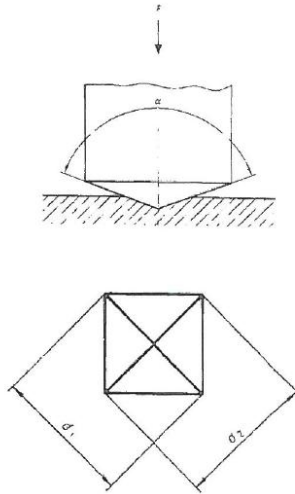
Para la realización de los ensayos a continuación descritos, se han empleado distintas probetas de los aceros UNE EN 1.4301 y la “aleación objetivo”.

##### **4.4.1.- Ensayo de dureza Vickers (HV).**

Tiene como objetivo la determinación de la dureza del material. Se ha realizado el tipo de ensayo Vickers porque los espesores de las distintas probetas son menores de 0,70 mm.

##### Principio del ensayo

Se presiona un penetrador de diamante con forma de pirámide recta de base cuadrada y con un ángulo de  $136^\circ$  entre las caras opuestas del vértice contra la superficie de la probeta. Se miden las longitudes de las diagonales de la huella que ha quedado en la superficie de la probeta al dejar de aplicar la fuerza de ensayo,  $F$ . (Fig. 23)



*Figura 23.- Ensayo de microdureza Vickers.*

Análisis del ensayo.

La dureza Vickers es proporcional al cociente obtenido de dividir la fuerza de ensayo entre el área de las caras de la huella, que se supone que es una pirámide recta de base cuadrada, con el mismo ángulo en el vértice que el penetrador.

$$HV = \frac{2F \operatorname{sen} \left( \frac{136^\circ}{2} \right)}{d^2} \quad (9)$$

$$HV = 1,8544 \frac{F}{d^2} \quad (10)$$

Siendo:

F: la fuerza del ensayo en Kg. Para este estudio se ha aplicado una fuerza de 19,61 (2 Kg.) catalogando, por ello, a este ensayo como ensayo de la medición de la microdureza, ya que el espesor de las probetas es menor o igual a 0,70 mm.

d: es la media aritmética, en milímetros, de las longitudes de las diagonales  $d_1$  y  $d_2$ .

Probeta.

Las probetas empleadas, son piezas rectangulares de 200 x 33 mm y espesor 0,7 mm.

El equipo empleado ha sido el durómetro Zwick integrado en el sistema robotizado Kuka.

Modelo: 5030 SKV



*Figura 24.- Equipo de ensayo de microdureza Vicker.*

#### 4.4.2.- Ensayo de tracción.

En el ensayo de tracción tiene como objetivo medir la respuesta elástica y plástica a un esfuerzo de tracción al que se someta el material. Se miden los índices de resistencia a la tracción ( $R_m$ ), los límites elásticos convencionales  $R_{p0,2}$  y  $R_{p1}$ , el módulo elástico ( $E$ ), y el alargamiento porcentual de rotura ( $A$ ) y la dureza. Estos índices dan información acerca de:

- a) Resistencia a la tracción ( $R_m$ ): carga máxima resistida por la probeta.
- b) Límite elástico convencional ( $R_p$ ): carga unitaria a la que corresponde un alargamiento no proporcional igual a un tanto por ciento preestablecido. Está relacionado con la resistencia de un material a ser deformado plásticamente.

$R_{p0,2}$  : alargamiento de un 2% de deformación.

$R_{p1}$  : alargamiento de un 1% de deformación.

- c) Módulo elástico ( $E$ ): cuantifica la proporción elástica del material. Informa de la respuesta de elástica del material a un esfuerzo externo.
- d) Alargamiento porcentual de rotura ( $A$ ): alargamiento remanente de la longitud inicial entre dos puntos después de la rotura ( $L_u - L_0$ ), expresada como tanto por ciento de la longitud inicial entre dos puntos ( $L_0$ ).
- e) Dureza: valor de la dureza del material. Resistencia del material a ser deformado o perforado por otro material.

#### Principio de tracción.

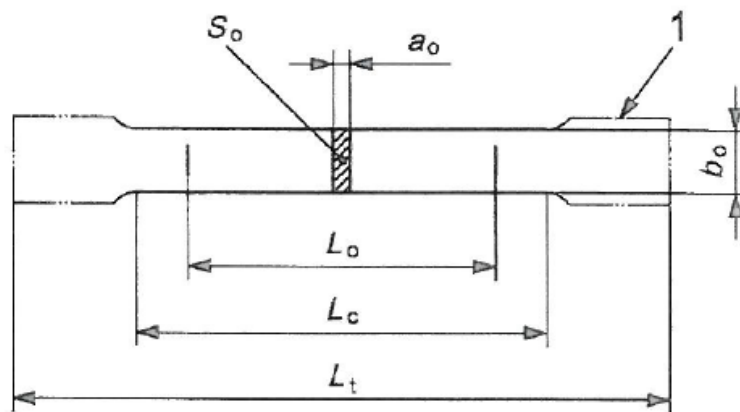
El ensayo trata de someter a una probeta a un esfuerzo axial de tracción hasta la rotura y analizar su respuesta mediante los parámetros vistos anteriormente.

Probeta del ensayo de tracción.

Las probetas ensayadas son del tipo Sheet – type de 12,5 mm. Siguen las medidas que establece la norma ASTM E 8M, por lo que tienen las siguientes especificaciones. En la figura () se muestran los parámetros dimensionales a fijar y en la figura () un esquema de la probeta tipo.

Norma	a	b	B <sup>a</sup>	h	Lc	r	L <sub>0</sub>	L <sub>t</sub>	Tolerancia en la forma <sup>b</sup>
ASTM E 8M	a < 10	12,50 ±0.2	20	88	60	≥ 13	50±0,1	270	0,05
<sup>a</sup> anchura de la cabeza de amarre.									
<sup>b</sup> máxima desviación entre las medidas de una dimensión transversal especificada a lo largo de la longitud calibrada Lc.									

*Tabla10.- Dimensiones probeta de tracción.*



*Figura 25.- Probeta para ensayos de tracción.*

Donde:

$a_0$ : espesor inicial de la probeta plana.

$b_0$ : anchura inicial de la parte calibrada de la probeta plana.

$L_c$ : longitud de la parte calibrada.

$L_0$ : longitud inicial entre puntos.

$L_t$ : longitud total de la probeta.

$S_0$ : área de la sección transversal inicial de la parte calibrada.

1: cabeza de amarre.

Equipo empleado en el ensayo de tracción.

Para realizar el ensayo de tracción se ha empleado una Máquina universal de ensayos RKM 100, con las siguientes características:

Marca: Roell + Korthaus.

Modelo: RKM 100.

Nº de serie: 8612.

Código de equipo: 41120200.

Capacidad de carga máxima: 100 KN.



*Figura 26.- Máquina universal de ensayo RKM 100.*

#### **4.4.3.- Ensayo para la realización de la curva límite de embutición.**

Tiene como objetivo obtener las curvas límites de embutición, estas permiten tener un conocimiento previo sobre el comportamiento de un material en una operación de embutición compleja.

Para calcular la curva se utilizan cuatro puntos, obtenidos aplicando al material diferentes tensiones axiales por lo que se obtienen deformaciones desiguales.

Principio del ensayo para la realización de la curva límite de embutición.

- a) Bulge esférico (Punto 1 de la curva): Ensayo de expansión equibiaxial, en el cual las tensiones principales a las que se somete la chapa en el plano de laminación son iguales y por tanto las deformaciones también lo son, es decir:

Tensiones	Deformaciones reales	Trayectoria de deformación
$\sigma_1 = \sigma_2$	$\varepsilon_1 = \varepsilon_2$	$x = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2} = 1$
$\varepsilon_1 =$ deformación mayor perpendicular a la rotura.		
$\varepsilon_2 =$ deformación mayor paralela a la rotura.		

*Tabla11.- Condiciones bulge esférico.*

- b) Bulge elíptico (Punto 2 de la curva): Ensayo de expansión equibiaxial, en el cual las tensiones principales a las que se somete la chapa en el plano de laminación son iguales y debido al diseño elíptico de la matriz de embutición, se consigue que las deformaciones de un eje serán el doble que las del otro, es decir.

Tensiones	Deformaciones reales	Trayectoria de deformación
$\sigma_1 = \sigma_2$	$\varepsilon_2 = \frac{1}{2} \varepsilon_1$	$x = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2} = 0,5$
$\varepsilon_1 =$ deformación mayor perpendicular a la rotura.		
$\varepsilon_2 =$ deformación mayor paralela a la rotura.		

*Tabla12.- Condiciones bulge elíptico.*

- c) Ensayo de tracción sobre probeta entallada (Punto 3 de la curva): la probeta se somete a una tensión principal uniaxial, por efecto de la entalla no se producen ni contracción ni estricción y por tanto solo tiene deformación en una dirección.

Tensiones	Deformaciones reales	Trayectoria de deformación
$\sigma_1 \neq 0$	$\varepsilon_1 \neq 0$	$x = \frac{\varepsilon_1}{\varepsilon_2} = 0$
$\sigma_2 = 0$	$\varepsilon_2 = 0$	
$\varepsilon_1 =$ deformación principal máxima en el eje longitudinal de la probeta.		
$\varepsilon_2 =$ deformación secundaria máxima, con tendencia a cero y transversal al eje longitudinal de la probeta.		

*Tabla13.- Condiciones probeta entallada.*

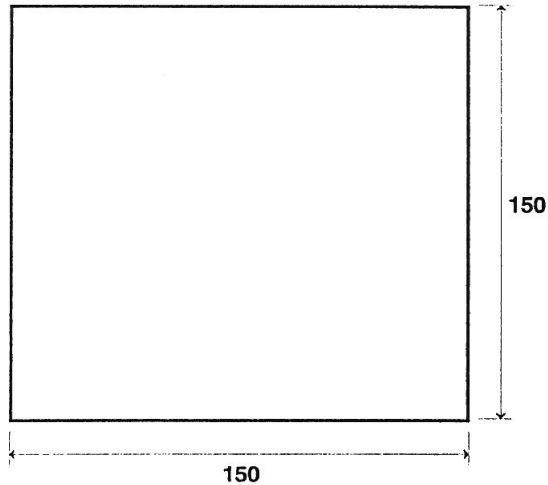
d) Ensayo de tracción sobre probeta estándar (Punto 4 de la curva): la probeta se somete a una tensión principal uniaxial, por efecto de la contracción y de la estiración aparece deformación en las dos direcciones, siendo una negativa y mitad de la otra.

Tensiones	Deformaciones reales	Trayectoria de deformación
$\sigma_1 \neq 0$	$\epsilon_1 \neq -\frac{1}{2} \epsilon_2$	$x = \frac{\epsilon_1}{\epsilon_2} = -0,5$
$\sigma_2 = 0$		
$\epsilon_1 =$ deformación principal máxima en el eje longitudinal de la probeta.		
$\epsilon_2 =$ deformación secundaria máxima y transversal a la probeta.		

**Tabla14.- Condiciones probeta estándar.**

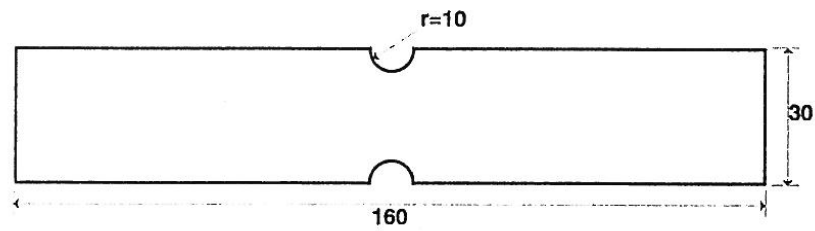
Probeta del ensayo para la realización de la curva limite de embutición.

Las probetas destinadas para los bulges esféricos y elípticos son cuadradas y con un area de 150 x 150 mm. tal y como se esquematiza en la figura (27)



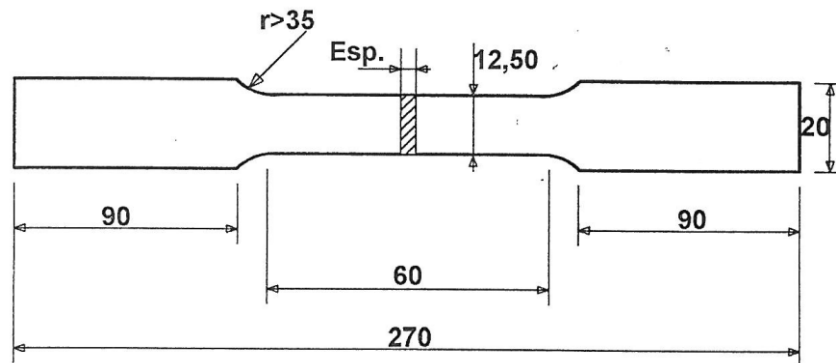
**Figura 27.- Tamaño probetas para bulges.**

La probeta entallada para determinar el punto 3 de la curva se ha cortado longitudinalmente respecto al sentido de laminación. Tiene unas medidas de 160 x 30 mm y una muesca en el centro de la probeta de radio 10. Ver Figura 28.



*Figura 28.- Dimensiones para probeta entallada.*

La probeta de tracción estándar también es longitudinal al sentido de la laminación. Las medidas se indican en la figura siguiente.



*Figura 29.- Dimensiones probeta de tracción.*

Para realizar el grabado de las probetas se utiliza el marcador eléctrico Euromark 777, el cual mediante electricidad estática y la acción del paso de un rodillo sobre la plantilla depositada sobre la probeta, realiza el marcado circular solicitado.

Equipo empleado en el ensayo para la realización de la curva límite de embutición.

Para los bulges esféricos y elípticos se ha utilizado la máquina de embutición Roell + Korthaus.

Mientras que para los ensayos de tracción se ha empleado la máquina universal RKM 100 anteriormente comentada en el ensayo de tracción.

Cálculo de las deformaciones reales.

Se escogen los círculos, ahora elipses una vez deformados, que contenga la rotura y se miden con la regla flexible los dos ejes.

$x_0 = y_0 = 10mm$	$\varepsilon_1 = \ln \frac{x_1}{x_0}$	$\varepsilon_2 = \ln \frac{y_1}{y_0}$
--------------------	---------------------------------------	---------------------------------------

*Tabla15.- Cálculo deformaciones reales.*

Siendo:

$x_0$  e  $y_0$ : diámetro inicial de la circunferencia.

$x_1$ : eje mayor de la elipse y perpendicular a la rotura.

$y_1$ : eje menor de la elipse y paralelo a la rotura.

$\varepsilon_1$ : deformación real principal.

$\varepsilon_2$ : deformación real secundaria.

#### **4.4.4.- Ensayo de embutición Erichsen.**

Con este ensayo se pretende determinar la aptitud a la deformación plástica por embutición.

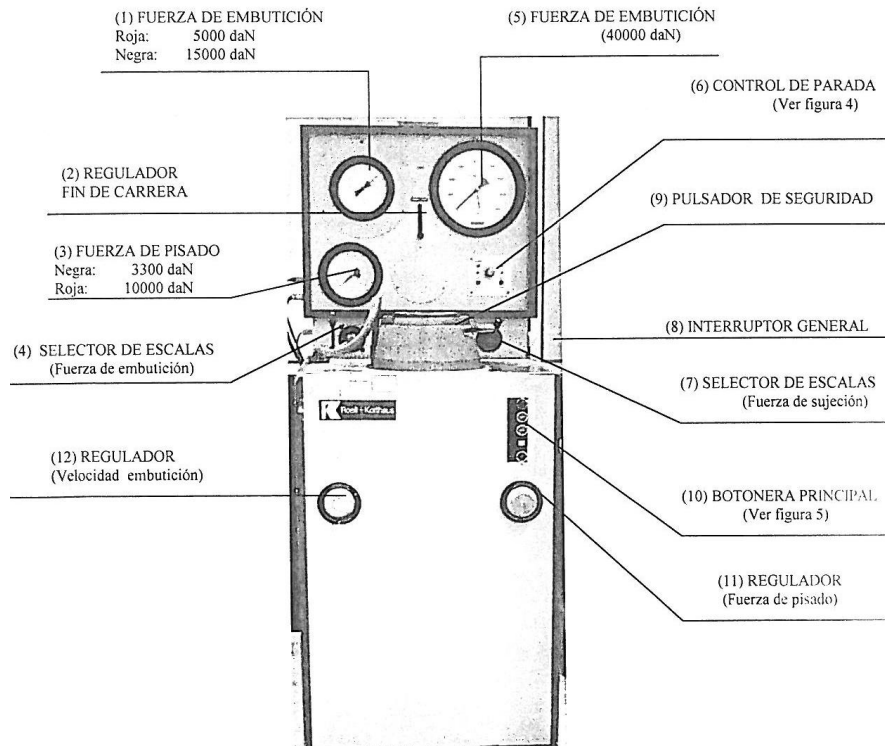
Como el espesor de las probetas a ensayar es menor de 3 mm y mayor de 0,2 mm y su anchura es superior a 9 mm se aplica la euronorma UNE – EN ISO 20482.

Principio del ensayo de embutición Erichsen.

El ensayo consiste en provocar una deformación en una probeta sujeta por el pisador mediante la presión de un punzón cuyo extremo es un casquete esférico, hasta que se produzca una grieta abierta. El resultado del ensayo es la profundidad de embutición.

Equipo empleado en el ensayo de embutición Erichsen.

El ensayo de embutición Erichsen se ha realizado en la máquina de embutición “Roell – Korthaus”, Modelo: A – 40 – S, N° de serie: 2380. Equipada con: una matriz, un punzón y un pisador como muestra la Figura 29.



*Figura 29.- Máquina de ensayos Roell – Korthaus .*

Probeta del ensayo de embutición Erichsen.

La obtención de las probetas se hace de una forma especial, en la propia maquina de embutición se ha introducido una chapa rectangular de 270 x 90 mm, de los distintos materiales a ensayar, y se han obtenido las probetas circulares con el diámetro del pisador, las cuales sufrirán la deformación.

## 5.- Resultados

### 5.1.- Ajuste de la composición.

#### 5.1.1.- Ajuste químico.

En la siguiente Tabla (T. 16), se muestran las composiciones de las aleaciones que se han elegido como referencia para calcular la “aleación objetivo” final. Mientras que en la Tabla 17 se compone de las distintas composiciones que se han planteado, estas se basan en modificaciones a partir de las primeras. Las indicaciones amarillas muestran las modificaciones realizadas respecto a las anteriores.

	<b>Composición Química</b>									
	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>C</b>	<b>N</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Mo</b>	<b>Cu</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>
<b>ACX 120</b>	8,10	18,20	0,05	0,052	1,70	0,37	0,25	0,35	0,10	0,01
<b>ACX140</b>	8,30	17,60	0,04	0,05	1,20	0,35	0,20	0,50	0,10	0,01

*Tabla16.- Composición química aleaciones de referencia.*

	<b>Composición Química</b>									
	<b>Ni</b>	<b>Cr</b>	<b>C</b>	<b>N</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Mo</b>	<b>Cu</b>	<b>V</b>	<b>Nb</b>
<b>AP1</b>	5,5	17	0,06	0,06	2	0,35	0,2	0,7	0,1	0,01
<b>AP2</b>	5,5	17,5	0,06	0,06	2	0,35	0,2	0,7	0,1	0,01
<b>AP3</b>	5,5	17,5	0,06	0,08	2	0,35	0,2	0,7	0,1	0,01
<b>AP4</b>	6	17,5	0,06	0,08	2	0,35	0,2	0,7	0,1	0,01
<b>AP5</b>	6,5	18	0,055	0,08	2	0,35	0,2	0,7	0,1	0,01
<b>AP6</b>	6,5	18	0,055	0,08	3	0,35	0,2	0,8	0,1	0,01
<b>AP7</b>	6,5	17,5	0,055	0,08	3	0,35	0,2	0,8	0,1	0,01
<b>AP8</b>	6,5	18	0,05	0,09	2	0,35	0,2	0,6	0,1	0,01
<b>AP9</b>	7	18,1	0,045	0,1	2	0,4	0,2	0,6	0,1	0,01
<b>AP10</b>	6,5	18	0,05	0,08	2	0,35	0,2	1,5	0,1	0,01

*Tabla17.- Composiciones química aleaciones de prueba.*

### 5.1.2.- Cálculo de ferrita residual ( $\delta$ ).

Calculada mediante la ecuación de Delong (4). Para la ferrita residual ( $\delta$ ) conviene tener unos valores intermedios, entre 7 % como valor máximo y 4 % como mínimo, ya que como se comentó en el apartado 4.1.2 tanto tener valores altos como bajos no se considera recomendable. Por lo tanto se podría optar por un valor del 5% como valor deseado.

Aleaciones	Cr equivalente	Ni equivalente	Ferrita residual $\delta$ (%)
ACX - 120	19	12,1	5,63
ACX - 140	18,3	11,7	4,40
Ap1	17,7	10,3	6,30
Ap2	18,2	10,3	8,04
Ap3	18,2	10,9	6,42
Ap4	18,2	11,4	5,1
Ap5	18,7	11,7	5,88
Ap6	18,7	12,3	4,59
Ap7	18,2	12,3	2,91
Ap8	18,7	11,9	5,49
Ap9	18,9	12,5	4,40
Ap10	18,7	11,8	6,27

*Tabla18.- Resultados del cálculo de la ferrita residual.*

Como se comentó en el párrafo anterior, un valor óptimo de la ferrita residual ha de ser sobre el 5%. Como se muestra en la Tabla 18, la mayoría de los valores se aproximan mucho a dicha cifra, menos en el caso de Ap2 con un valor de 8,04 % aunque en las aleaciones Ap1 y Ap3 los valores no son muy malos, sí que son los otros dos peores, por lo tanto realmente por el efecto negativo que podría tener una aleación con un índice de ferrita no deseado solo se descartaría Ap2, siendo su mayor inconveniente el gran porcentaje de ferrita que habría que eliminar mediante tratamientos a altas temperaturas.

### 5.1.3.- Cálculo $M_{d30}$ .

Se ha escogido un tamaño de grano de 8,5 ASTM, por considerarse un tamaño de grano medio para estos aceros. En este caso interesa que los valores que se hallen sean cuanto más bajos mejor, ya que de esta forma la transformación de martensita se produciría a temperaturas que en condiciones de trabajo nunca se darían en los distintos procesos de obtención del acero. Ya que aun en la laminación en frío se trabaja como mínimo a temperatura ambiente.

<b>Aleaciones</b>	<b><math>M_{d30}</math></b>
<b>ACX - 120</b>	-13,7
<b>ACX - 140</b>	-4,9
<b>Ap1</b>	58,4
<b>Ap2</b>	51,5
<b>Ap3</b>	42,3
<b>Ap4</b>	27,8
<b>Ap5</b>	8,7
<b>Ap6</b>	-2,3
<b>Ap7</b>	4,6
<b>Ap8</b>	9,3
<b>Ap9</b>	-9,3
<b>Ap10</b>	-12,2

*Tabla19.- Temperaturas  $M_s$ .*

Como se observa en la ecu. (7) empleada los valores de mayor peso son los intersticiales, por lo tanto a mayor cantidad menor temperatura se tendrá. Al contrario que en el caso de la ferrita residual, aquí si se han obtenidos resultados por los que se pueden eliminar algunas aleaciones de forma directa ya que si tenemos en cuenta que se consideran valores aceptables aquellos que se encuentren unos 15 ° C aproximadamente por debajo de la temperatura ambiente, solo se considerarían las aleaciones a partir de Ap5 hacia abajo. Teniendo valores muy buenos, incluso mejores que en una de las aleaciones de referencia, como los conseguidos en Ap9 y Ap10 que incluso se encuentran por debajo de 0° C.

#### 5.1.4.- Cálculo EFA.

Todo lo referente a la EFA ya se ha comentado en capítulos anteriores, simplemente recordar que los aceros de este estudio se consideran que tienen una baja EFA, como finalmente se ha demostrado por medio de su cálculo con la ecuación de Lacombe (8).

<b>Aleaciones</b>	<b>EFA (mJ/m<sup>2</sup>)</b>
<b>ACX - 120</b>	42,01
<b>ACX - 140</b>	39,01
<b>Ap1</b>	41,38
<b>Ap2</b>	40,93
<b>Ap3</b>	39,39
<b>Ap4</b>	40,39
<b>Ap5</b>	38,89
<b>Ap6</b>	38,89
<b>Ap7</b>	39,34
<b>Ap8</b>	36,07
<b>Ap9</b>	34,16
<b>Ap10</b>	36,84

*Tabla20.- Resultados EFA.*

Analizando los resultados se puede apreciar que no hay gran diferencia entre unos y otros, por lo que se puede afirmar que todas las aleaciones tanto las de referencia como las propuestas son aleaciones inestables y la transformación de martensita se producirá de una forma casi segura.

Observando los valores resultantes de los tres parámetros que se han escogido para la elección de la aleación objetivo, y viendo la gran similitud entre los resultados de los parámetros de ferrita residual y de la EFA de todas las aleaciones propuestas, se van a elegir las tres mejores aleaciones en función principalmente de la temperatura calculada para  $M_d$  para así obtener tres botones estequiométricos de cada una y ensayarlos a nivel de Laboratorio para determinar cuál de las tres aleaciones seleccionadas podría ser la que mejor respuesta tendría ante la finalidad del TFC, ser un acero resistente y con buena

conformabilidad. Por lo tanto se han escogido las aleaciones Ap5 que a pesar de tener una temperatura  $M_d$  algo elevada presenta buenos valores tanto de ferrita residual, como de EFA, la elección también podría haber sido la Ap8 pero finalmente se ha optado por la Ap5 por tener levemente una menor  $M_d$  y una mayor EFA. Las otras dos aleaciones elegidas son la Ap9 y la Ap10 porque generalmente han tenido los resultados más acordes con los que se buscaban, además la Ap9 es la que presenta el nitrógeno más alto, siendo esto último la mayor finalidad del TFC.

### 5.3.- Determinación de las tres aleaciones de muestra.

Los datos que se muestran a continuación pertenecen a las aleaciones de prueba que han sido seleccionadas en el apartado anterior la Ap5, la Ap9 y la Ap10.

Sus composiciones reales a la hora de obtener los botones son las siguientes:

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>Ni</b>	<b>Cu</b>	<b>Cr</b>	<b>N</b>	<b>Mo</b>
<b>AP 5</b>	0,037	0,44	1,67	6,69	0,71	17,97	0,077	0,17
<b>AP 9</b>	0,042	0,46	1,71	7,05	0,71	17,97	0,097	0,17
<b>AP 10</b>	0,042	0,45	1,61	6,59	1,51	17,89	0,082	0,17

*Tabla21.- Composiciones químicas reales de las aleaciones de prueba elegidas.*

#### 5.3.1.- Índices de ferrita residual ( $\delta$ ).

Los valores han sido obtenidos teóricamente con la ecuación de Delong ( $\% \delta_1$ ), y de forma experimental con el ferritoscopio ( $\% \delta_2$ ).

	<b><math>\% \delta_1</math></b>	<b><math>\% \delta_2</math></b>
<b>AP 5</b>	7,7	9,1
<b>AP 9</b>	4,8	4,7
<b>AP 10</b>	7,1	8,6

*Tabla22.- Valores de ferrita residual de las aleaciones de prueba seleccionadas.*

En la tabla se observan que los botones obtenidos experimentalmente guardan una estrecha relación con lo calculado teóricamente mediante la ecuación, en consecuencia los botones hallados se consideran bastante representativos.

Si se siguen los criterios antes comentados para la ferrita residual, en este caso si hay mayor diferencia entre unas aleaciones y otras, habiéndose obtenidos relativamente malos tanto en Ap 5 como en Ap 10, aunque muy bueno en Ap 9 (muy próxima al considerado valor ideal del 5 %) tanto a nivel teórico como experimental. Por lo que si con este estudio se tuviese que elegir una de las tres, claramente se escogería Ap 9.

### 5.3.2.- Temperaturas $M_s$ y $M_d$

	$M_s$ (° C.)	$M_d$ (° C.)
<b>AP 5</b>	-100	16,1
<b>AP 9</b>	-175	-6,4
<b>AP 10</b>	-116	-7,3

*Tabla23.- Valores de ambas temperaturas de las aleaciones de prueba.*

En este caso además del cálculo de la  $M_d$  (7) a través de la ecuación de Nohara, se ha calculado también la temperatura a la cual comenzaría la transformación martensítica, comentada en el apartado 2.4.5.5.5. Los valores logrados para  $M_d$  de las dos últimas aleaciones son muy buenos incluso nuevamente estando por debajo de los 0° C, evitando así casi seguro la formación de martensita mientras se esté trabajando el material a temperaturas normales de trabajo.

### 5.3.3.- Ensayo de compresión (Laminación en caliente)

	Fuerza (kgf)	Fuerza (MPa)	Ferrita residual ( $\delta$ ) (%)
<b>AP 5</b>	706	14,87	6,4
<b>AP 9</b>	644	14,27	4,7
<b>AP 10</b>	663	14,58	6,4

*Tabla24.- Fuerza de compresión con deformación del 20% de las aleaciones de prueba.*

Estudiando las diferentes fuerzas de compresión, se vuelve a observar una gran igualdad entre las tres aleaciones. La primera aleación parece un poco más dispar, pudiendo ser un error derivado del equipo de ensayo “Gleeble”, ya que es la primera probeta ensayada. Por lo tanto tampoco se podría decir que el material de Ap5 sea el material que mejor aguanta los esfuerzos a compresión, pero lo que está claro es que el comportamiento de los tres es idéntico. Lo que sí que se aprecia es una gran disminución de la ferrita residual, debida a la eliminación de dicha fase por la alta temperatura adquirida por el material para ser comprimido, como ya se comento unos 1100° C. Desde el punto de vista de la disminución de la misma se nota un porcentaje mayor de disminución en las aleaciones que antes poseían unos valores mayores, lo que se puede traducir en que cuanto menor sea la cantidad de ferrita residual será más difícil su eliminación hasta cierto punto. Más bien se podría decir que a mayor cantidad al inicio más fácil será obtener grandes disminuciones de primera

#### 5.3.4.- Ensayo de dureza (Laminación en frío)

Deformación	AP5			AP9			AP10		
	%red	%mag	HV	%red	%mag	HV	%red	%mag	HV
<b>As cast</b>	-	9.1	171	-	4.7	175	-	8.6	160
<b>As cast + ttp</b>	-	0	140	-	0	132	-	0	130
<b>%<sub>1</sub></b>	33.2	17.4	335	33.2	9.2	309	32.4	8.5	293
<b>%<sub>2</sub></b>	44.0	31.8	382	44.5	18.8	382	43.7	18.3	354
<b>%<sub>3</sub></b>	54.5	43.8	415	55.5	29.4	404	55.0	31.5	372
<b>%<sub>3</sub> + recocido</b>	54.5	0	145	55.5	0	145	55.0	0	137

*Tabla25.- Valores de cantidad magnética y dureza en la laminación en frío.*

Donde:

As cast: termino aplicado para determinar que el material esta en colada continua.

As cast + ttp: material en colada + tratamiento térmico previo (ttp).

% red: reducción del espesor.

% mag: lectura magnética de ferritoscopio.

HV: dureza Vickers medida.

La Tabla 25 muestra el efecto de la simulación de la laminación en frío que se producen en las diferentes aleaciones propuestas. Para la simulación se han realizado tres pasadas por el laminador y se han medido los índices de ferrita residual y la microdureza Vickers tras cada pasada. La primera medida ha sido seleccionada una vez colado el material, donde los valores de ferrita residual son los calculados en la Tabla 22 y los valores de dureza Vickers han sido calculados por primera vez apreciando una mayor dureza en la Ap9 de 175 HV, aunque los otros dos valores no difieren mucho, aunque lo importante del análisis será observar estas medidas una vez lamiendo el material y/o una vez recocido. La segunda medida se ha obtenido una vez realizado un tratamiento térmico en las condiciones expresadas en el apartado 4.2. Gracias al tratamiento térmico se ha eliminado la cantidad magnética que se encontraba hasta el momento en cada una de las probetas, esta cantidad magnética era proveniente de la ferrita que se encuentra en las aleaciones. Aclarar que se ha denominado cantidad magnética en la Tabla porque al comienzo ese poder magnético que tiene cada uno de los botones es debido a la ferrita residual que hasta que el metal no sea tratado térmicamente no desaparecerá, mientras que la cantidad magnética que aparece a partir de la primera pasada en frío es debida a la transformación martensítica formada por la deformación sufrida por el material, comentada en este TFC en diferentes apartados. Por esta razón en la Tabla 25 se ha optado por poner cantidad magnética y no los dos tipos de fases que son los causantes de esta cantidad. Estudiando la dureza del material se observa una disminución de los valores, es lógico que se produzca esta bajada ya que se ha eliminado la ferrita que puede otorgar al material algo de más

dureza pero sobre todo esta disminución se debe al efecto que se podría denominar de homogeneización de la estructura debido a llevarla a una alta temperatura.

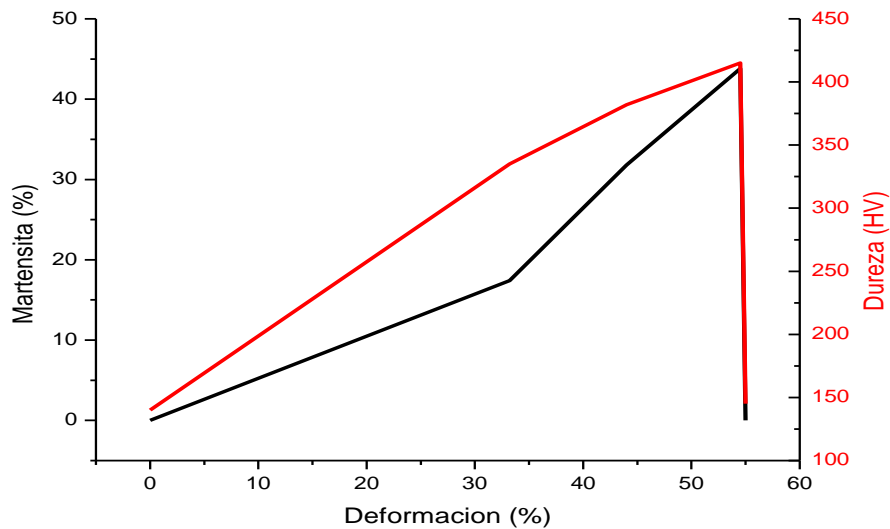
Tras la primera pasada se han obtenido unas reducciones muy parecidas donde mientras Ap5 y Ap9 tienen los mismos valores, de 33,2 %, de Ap10 ha sido algo menor, efecto algo no muy normal ya que antes de ser laminado por primera vez su dureza era la menor, por lo tanto con la misma fuerza aplicada por el laminador para las tres probetas debería haberse conseguido una reducción mayor, sin embargo las cantidades magnéticas si se encuentran acorde con los datos, partiendo las tres aleaciones de cero la cantidad de martensita formada es mayor en Ap5, la cual tienen un mayor valor de  $M_d$  y por lo tanto la cantidad de transformación a igual temperatura es más elevada que las otras dos. Como se cabía esperar, los valores tanto de Ap9 como de Ap10 también son lógicos relacionándolos con sus valores  $M_d$ , observándose un resultado algo mayor en Ap9, ya que  $M_d$  Ap9 es mayor que  $M_d$  Ap10. Respecto a la dureza también sigue unos resultados lógicos, ya que el causante de este endurecimiento sufrido tras la primera laminación se debe principalmente a la aparición de la martensita haciendo a Ap5 como la más dura, mayor cantidad de martensita, y a Ap10 la menos, como se verá a continuación los valores de dureza de Ap10 siempre seguirán este orden respecto a la dureza, esta menor dureza siempre de Ap10 se debe a su composición química que gracias al cobre, tiene un gran peso en la aleación con un valor de 1,5 %, hace al material de Ap10 mucho más dúctil y blando.

Una vez realizada la segunda pasada, el mayor valor de reducción se ha obtenido en Ap9 con un valor de 44,5 % aunque en las otras dos, los valores no difieren mucho de esta primera. Respecto a la formación de martensita sigue el incremento lógico debido a la deformación, produciéndose unos incrementos respecto a las primeras cantidades de martensítica de la primera tras la primera pasada de del 54,71%, 48,93% y 46,44% respectivamente para Ap5, Ap9 y Ap10. La dureza sigue incrementándose por el mayor porcentaje de martensita cada vez existente, a destacar que a pesar de la mayor proporción en peso de los elementos intersticiales tanto de Ap9 como de Ap10 las durezas son inferiores a las de Ap5. Para explicar la mayor dureza de Ap9 respecto de Ap10 puede también explicarse por la cantidad de los elementos intersticiales, siendo la diferencia de 0,015.

En la tercera pasada los porcentajes de reducción han seguido aumentando, pero proporcionalmente no han aumentado tanto como en las pasadas anteriores, lo mismo pasa tanto con la transformación martensítica como con la dureza. De nuevo todo este “leve” incremento es función de la martensita, cada vez más representativa en la estructura de los distintos materiales.

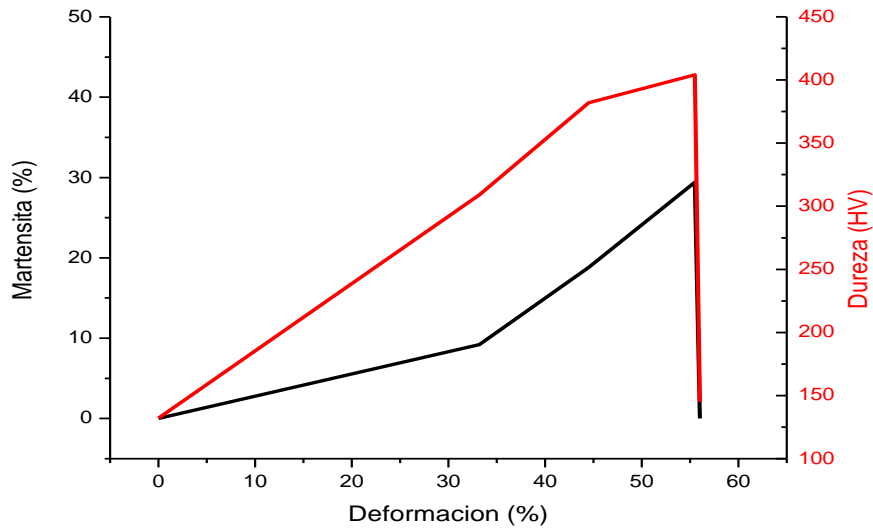
Por último, tras la tercera y última pasada donde se han obtenido los mayores valores de dureza 415 HV para Ap5, 404 HV para Ap9 y 372 HV para Ap10. Se ha recocido el material para así regenerar su estructura y eliminar la totalidad de la cantidad magnética producida por la deformación aplicada, como se observan en los valores de dureza prácticamente aun habiéndolos deformaciones se han vuelto a establecer los valores de dureza iniciales.

Finalmente se puede decir que a pesar de que Ap9 y Ap10 tengan mayor cantidad de elementos que se sabe que endurecen la estructura como son el carbono y el nitrógeno, la dureza primordialmente es función de la temperatura de transformación de martensita. Para ver perfectamente la influencia de la martensita se puede centrar en la aleación Ap5, por valor  $M_d$ , la cual antes de laminar la dureza era incluso menor que la de Ap9 a y medida que se ha ido laminando la dureza ha ido creciendo de una forma mucho mayor que en las otras debido a la martensita contenida, sin embargo al realizarle finalmente el recocido se ha eliminado la martensita volviendo a igualar los valores iniciales y finales de dureza.



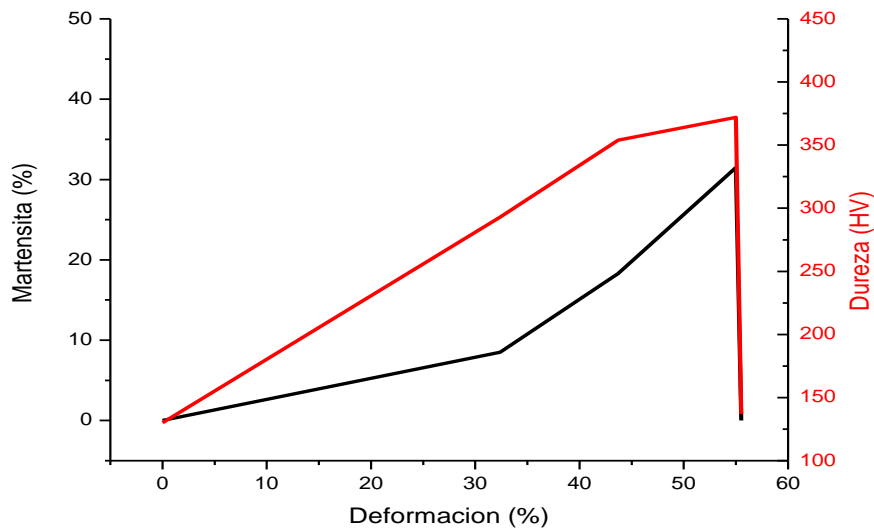
**Gráfica1.- Valores de martensita (%) y dureza (HV) en función de la deformación de Ap5.**

La gráfica anterior muestra la evolución de la transformación de la martensita y de la dureza de Ap5 en función de la deformación adquirida por la laminación en frío, en la que se aprecia que la martensita y la dureza crecen de una forma similar hasta un 35% de deformación aproximadamente, a partir de aquí la martensita crece de una forma más pronunciada, mientras que la dureza comienza a decaer el ritmo de subida. El último punto destacado se observa sobre el 45% de deformación, un poco antes en el porcentaje de martensita, en torno al 43%, donde ambos parámetros disminuyen la inclinación de la curva ligeramente.



**Gráfica2.- Valores de martensita (%) y dureza (HV) en función de la deformación de Ap9.**

En el caso de Ap9, tanto la curva de dureza como la de martensita no es tan pronunciada como en el caso anterior de Ap5, ya que como se comentó anteriormente la temperatura de transformación martensítica es menor lo que hace dibujar curvas más suaves. En este caso se puede ver en la martensita dos tramos bien diferenciados, uno hasta el 34 % de deformación aproximadamente donde el porcentaje de martensita no excede del 10 %, y otro a partir de este punto hasta el final donde la curva sí se hace más pronunciada coincidiendo aproximadamente con un incremento en la dureza, la cual a partir del 45 % de deformación se mantiene casi lineal.

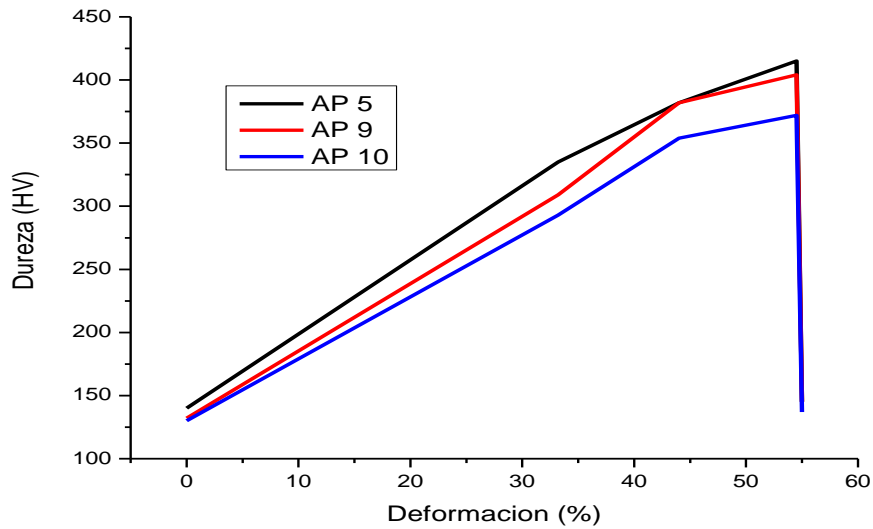


**Gráfica3.- Valores de martensita (%) y dureza (HV) en función de la deformación de Ap10.**

Prácticamente la curva de Ap10 es muy similar a la de Ap9. Se observa una subida regular a nivel de la dureza hasta el 45% de deformación, y a partir de ahí al igual que en la grafica anterior casi se mantiene lineal la curva hasta caer finalmente hasta su valor final de 137 HV. El porcentaje de martensita tiene en este caso tres cambio visibles en su curva, el primero se puede ver sobre el 32% de deformación, es una curva ligeramente suave, a partir de aquí la subida se hace un poco más pronunciada pero la cual no repercute en la dureza del material, hasta el 45% de deformación donde se encuentra la curva más inclinada.

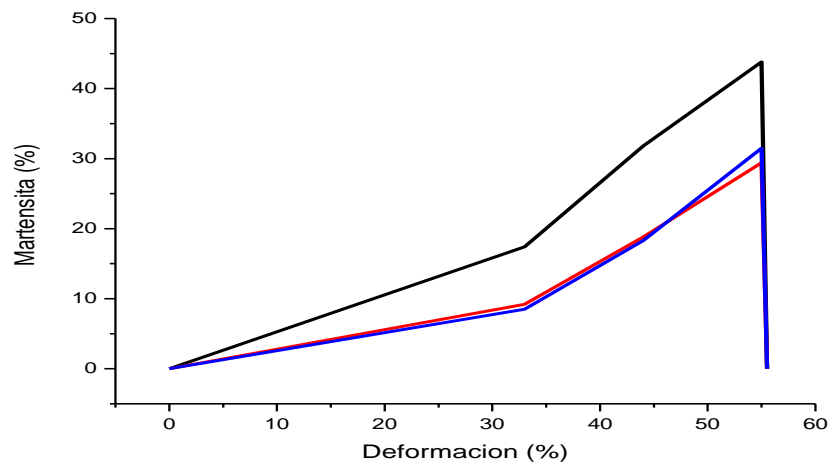
**Gráfica1.- Valores de martensita (%) y dureza (HV) en función de la deformación de Ap5.**

**Gráfica1.- Valores de martensita (%) y dureza (HV) en función de la deformación de Ap5.**



**Gráfica4.- Valores de dureza (HV) en función de la deformación de las 3 aleaciones de prueba.**

Aquí se ve lo explicado anteriormente en cada caso en particular, las curvas de Ap9 y Ap10 son similares, aunque se nota un pico en Ap9 alrededor del 35%, mientras que la curva de Ap5 está más distanciada de las dos anteriores. Con lo que se puede decir que el material que compone la aleación nº5 es más duro que las otras dos.



**Gráfica5.- Valores de martensita (%) en función de la deformación de las 3 aleaciones de prueba.**

En esta gráfica, si se ve claramente la diferencia existente entre las tres aleaciones propuestas. Las aleaciones 9 y 10 siguen teniendo una curva parecida, aunque la cantidad de martensita al final de la 10 es mayor, pudiendo crear problemas en el proceso por un endurecimiento descontrolado, al tener mayor cantidad de martensita. La curva de Ap9 que va totalmente dispar de las otras dos, donde además de tener los mayores porcentajes de martensita, la curva se es mucho más pronunciada, dificultando aun más obtener el objetivo final en cuanto a espesor deseado en la laminación.

Por todo lo visto y comentado anteriormente se va a elegir una de las tres aleaciones propuestas, para poder compararla a nivel de producción industrial en la Fábrica. La aleación 5 se va a descartar de forma directa debida a su alto valor de temperatura de transformación martensítica, haciendo tener al material unos valores de endurecimiento los más altos como se ha podido observar en las distintas gráficas. Por lo tanto finalmente la elección de la “aleación objetivo”, se va a debatir entre Ap9 y Ap10, aun teniendo las dos curvas muy similares en los ensayos de laminación en frío, el mismo comportamiento para los esfuerzos de compresión observados en la laminación en caliente y aproximadamente la misma  $M_d$ . Debido a la igualdad de todos los parámetros expuestos con anterioridad, la elección se va a basar en el único parámetro donde realmente se muestra una diferencia mayor, este parámetro es el de la ferrita residual obtenida a lo largo de los diferentes ensayos, por lo tanto la aleación elegida es la Ap9 ya que se considera su valor de ferrita residual el optimo, de esta forma la aleación 9 va a ser denominada a partir de ahora como “aleación objetivo”

#### **5.4.- Ensayos.**

Para realizar la comparación de ambas aleaciones, la aleación objetivo y la de referencia de un acero UNE 1.4301, se han ensayado en el Laboratorio 6 bobinas obtenidas a nivel de producción industrial en la Fábrica, de las cuales 3 han sido elegidas de la aleación objetivo (Bobina 1, Bobina 2, Bobina 3) y las otras 3 del acero UNE 1.4301 (Bobina 4, Bobina 5, Bobina 6). También pudiéndose denominar como anteriormente se comentó.

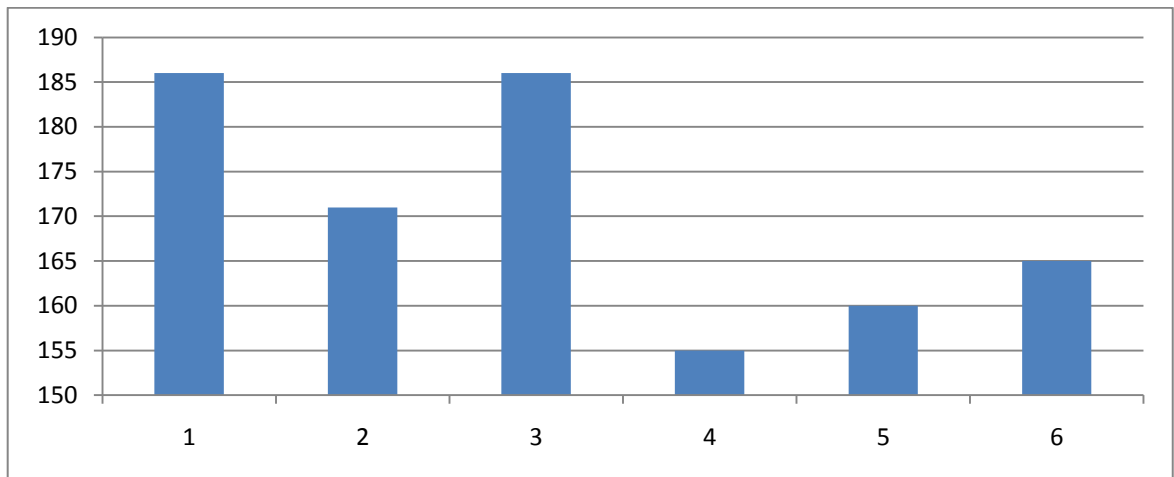
Las distintas probetas se han cortado con tres ángulos diferentes respecto a la dirección de laminado, correspondiendo a:

- 0° = misma dirección de corte que de laminado, también se puede denominar probeta longitudinal.
- 45° = la dirección de corte se ha realizado con un ángulo de 45° respecto a la de laminado, se denomina probeta diagonal.
- 90° = la dirección de corte respecto a la de dirección de laminado perpendicular y se denomina probeta transversal.

#### 5.4.1.- Ensayo de Microdureza Vickers.

<b>Bobina</b>	<b>Dureza Vickers (HV)</b>
<b>1</b>	186
<b>2</b>	171
<b>3</b>	186
<b>4</b>	155
<b>5</b>	160
<b>6</b>	165

*Tabla26.- Valores de dureza (HV) de las bobinas ensayadas.*



*Gráfica6.- Valores de dureza (HV) de las bobinas ensayadas.*

Como se esperaba, las durezas de las probetas de la aleación objetivo son mayores que las del acero de referencia, ya que es un material más duro debido tanto a la formación de martensita, como al mayor contenido de elementos endurecedores. Aunque se puede afirmar que el incremento de los primeros respecto a los segundos no es muy elevado, por lo que se puede considerar al material parecido aun teniendo un leve aumento a nivel de microdureza, ya que por ejemplo la diferencia entre el valor máximo de la microdureza de la aleación objetivo es de 186 HV y el valor mínimo de la aleación de referencia es de 155, son solo 31 puntos de diferencia entre el máximo de una y el mínimo de la otra, resultado que tampoco es muy amplio, sin embargo si comparamos el valor mínimo de la microdureza de las tres primeras bobinas con valor máximo de las bobinas de la aleación de referencia la diferencia es insignificante de tan solo 6 puntos.

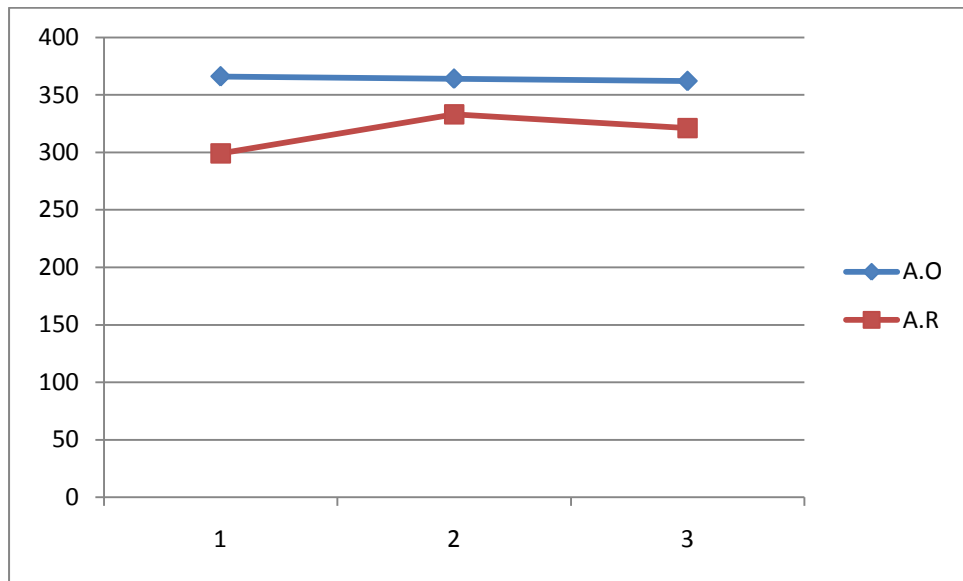
#### 5.4.2.- Ensayo de Tracción.

Se han obtenidos los valores de los siguientes parámetros:  $R_{p0,2}$ ,  $R_{p1}$ , Módulo elástico y Alargamiento.

Valores de  $R_{p0,2}$ :

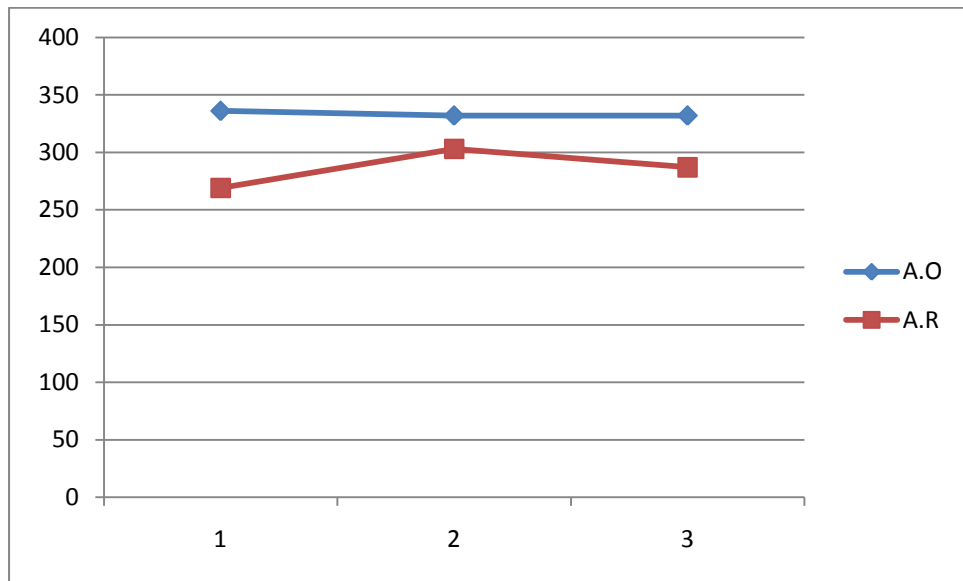
Bobina	Ángulo	$R_{p0,2}$ (N/mm <sup>2</sup> )
1	0°	366
	45°	336
	90°	341
2	0°	364
	45°	332
	90°	340
3	0°	362
	45°	332
	90°	339
4	0°	299
	45°	269
	9°	282
5	0°	333
	45°	303
	90°	312
6	0°	321
	45°	287
	90°	296

*Tabla27.- Valores de  $R_{p0,2}$  de las bobinas ensayadas.*



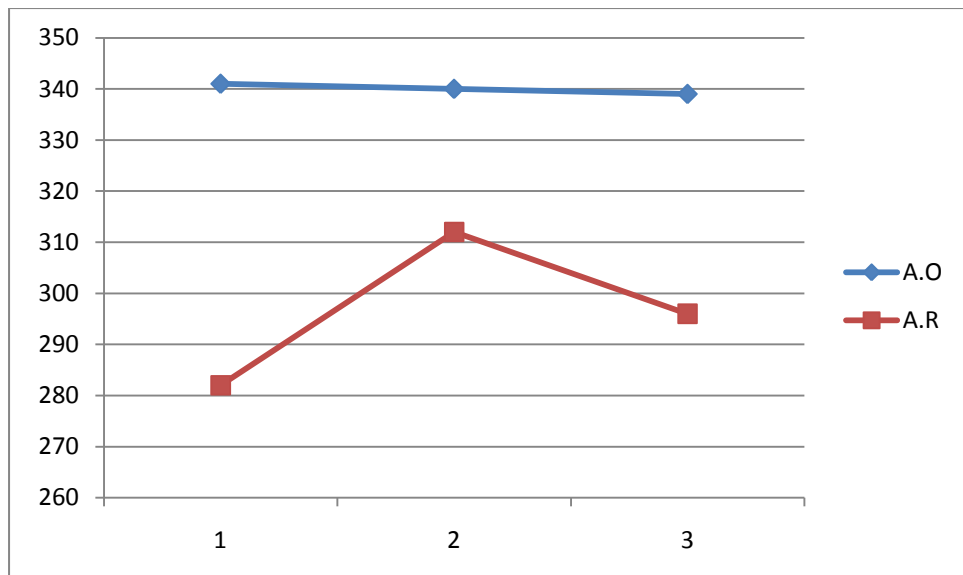
*Gráfica7.- Valores de  $R_{p0,2}$  de las bobinas ensayadas a 0°.*

Para las probetas longitudinales ensayadas, se observa que los resultados que se han hallado no discrepan mucho entre sí. Como era lógico los valores obtenidos de la aleación objetivo iban a ser mayores ya que al ser más duros, necesitaran una carga mayor para provocar la misma deformación, en este caso del 20 %. Analizando particularmente cada resultado si se ve mayor igualdad en los valores de las bobinas de la aleación objetivo que en los de la aleación de referencia, pero siempre manteniendo una coherencia en los resultados, este tipo de discrepancia en valores que deberían ser igual se puede deber a múltiples variables: son bobinas de distinta colada, la composición química de cada colada no ha salido como la que se esperaba, etc. por lo tanto a no ser que se observen notables diferencias la cuales merezcan mención especial, no se va a volver a comentar estas variaciones leves.



**Gráfica 8.- Valores de  $R_{p0,2}$  de las bobinas ensayadas a 45°.**

Al igual que se ha observado en la probeta longitudinal, los valores de estas probetas cortadas a 45° de las aleaciones objetivo son mayores, por su mayor dureza.



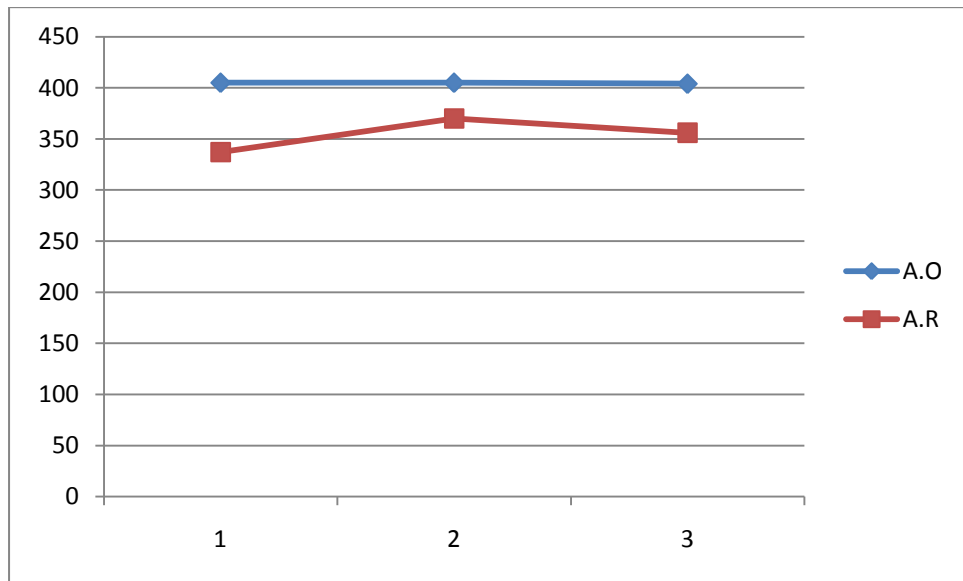
**Gráfica 9.- Valores de  $R_{p0,2}$  de las bobinas ensayadas a 90°.**

Ocurre lo mismo que en las dos gráficas anteriores. Una vez analizadas las tres gráficas del límite elástico convencional con un alargamiento determinado del 20% , el único dato relevante que se aprecia es que no hay mucho diferencia en los resultados entre ambas bobinas, lo único que en las probetas longitudinales si han hecho falta aplicar cargas mayores tanto en las bobinas de la aleación objetivo como en las de referencia, teniéndose un valor máximo de 366 (N/mm<sup>2</sup>) para la aleación objetivo y de 333 (N/mm<sup>2</sup>) para la aleación de referencia, sin embargo los valores mínimos se han encontrado en las probetas a 45° donde los valores para la aleación objetivo y para la de referencia han sido de 332 (N/mm<sup>2</sup>) y de 269 (N/mm<sup>2</sup>) respectivamente.

Valores de R<sub>p1</sub>:

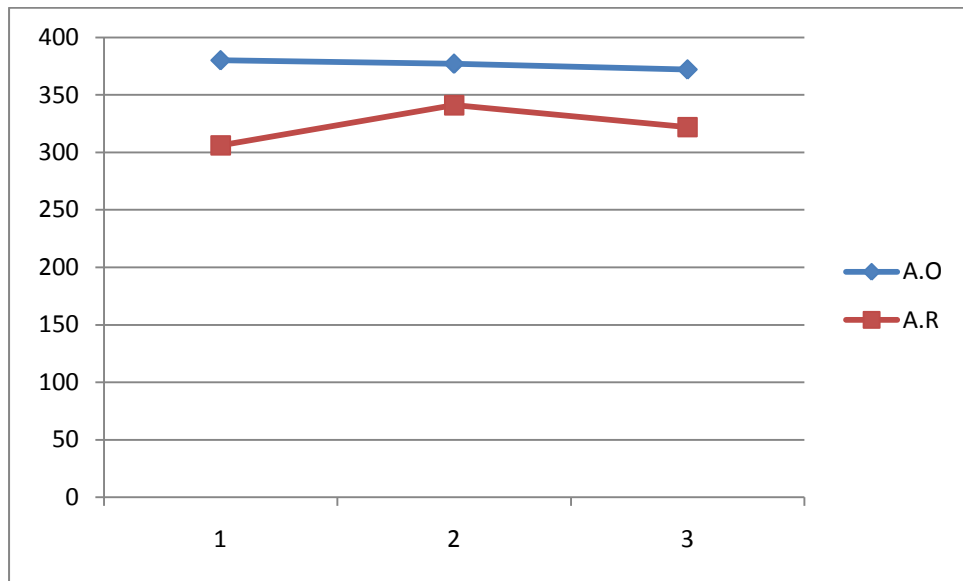
<b>Bobina</b>	<b>Ángulo</b>	<b>R<sub>p1</sub> (N/mm<sup>2</sup>)</b>
<b>1</b>	0°	405
	45°	380
	90°	382
<b>2</b>	0°	405
	45°	377
	90°	384
<b>3</b>	0°	404
	45°	372
	90°	380
<b>4</b>	0°	337
	45°	306
	9°	318
<b>5</b>	0°	370
	45°	341
	90°	350
<b>6</b>	0°	356
	45°	322
	90°	332

*Tabla28.- Valores de R<sub>p1</sub> de las bobinas ensayadas.*



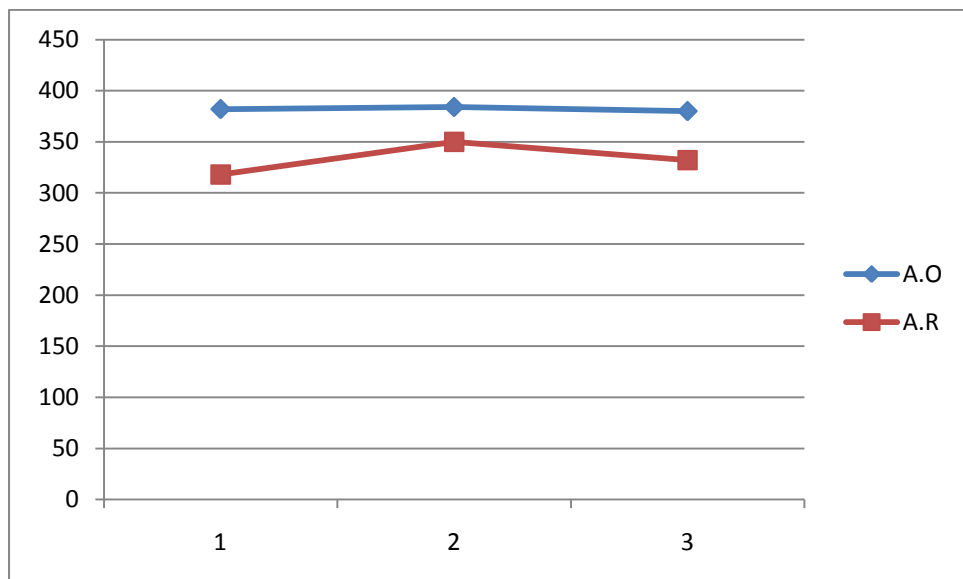
**Gráfica10.- Valores de  $R_{p1}$  de las bobinas ensayadas a  $0^\circ$ .**

Analizando la respuesta de las distintas probetas cortadas a  $0^\circ$  ante una deformación del 10 %, se observa que al igual que ha sucedido en los casos donde la deformación aplicada había sido del 2 %, las bobinas de la aleación objetivo tienen un valor mayor, guardando entre ellas una mínima diferencia de tan solo  $1 \text{ N/mm}^2$  siendo el valor máximo calculado de  $405 \text{ N/mm}^2$ . Mientras que en las bobinas del acero UNE 1.4301 los valores calculados han sido algo menores, como también se cabía esperar, debido a su menor dureza, aunque aquí la diferencia entre ellas sí ha sido mayor, habiéndose alcanzado un valor máximo de  $370 \text{ N/mm}^2$  y un valor mínimo de  $337 \text{ N/mm}^2$ .



**Gráfica11.- Valores de  $R_{p1}$  de las bobinas ensayadas a 45°.**

Ocurre lo mismo que en caso anterior, aunque aquí los valores hallados para las 6 probetas distintas han disminuido todos más o menos en la misma proporción en torno al 8 % respecto a las probetas longitudinales.



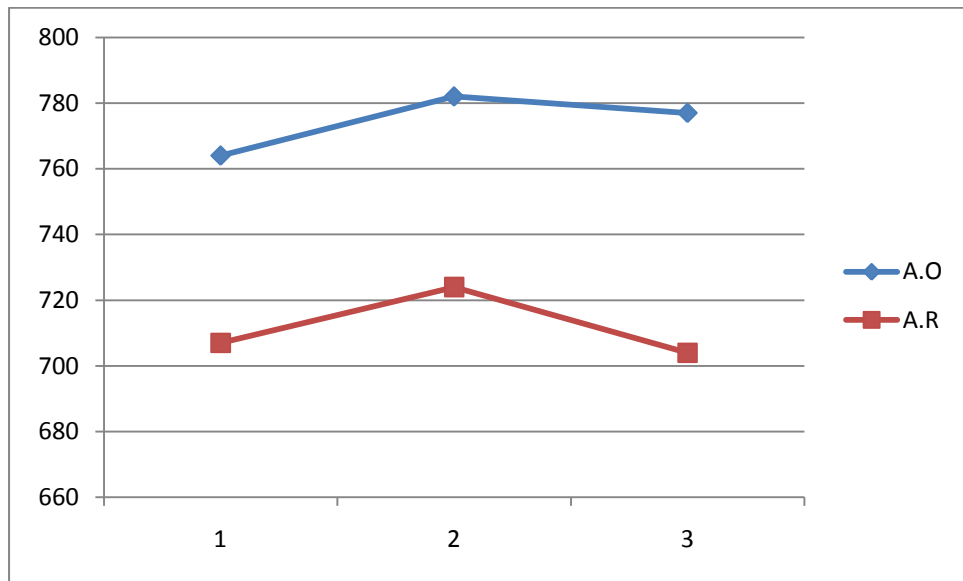
**Gráfica12.- Valores de  $R_{p1}$  de las bobinas ensayadas a 90°.**

Para las probetas transversales como se esperaba, tienen el mismo comportamiento tanto de las probetas a  $0^\circ$  como a  $45^\circ$ , aunque en este caso los valores se han incrementado respecto a los anteriores, pero sin llegar a ser valores mayores que los obtenidos para las probetas longitudinales.

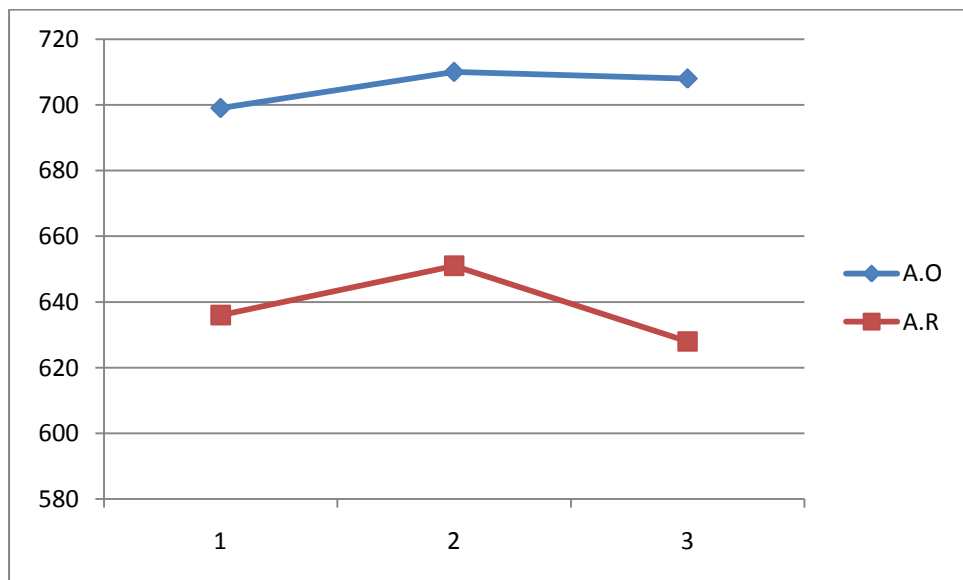
Valores de R<sub>m</sub>:

Bobina	Ángulo	R <sub>m</sub> (N/mm <sup>2</sup> )
1	0°	764
	45°	699
	90°	715
2	0°	782
	45°	710
	90°	729
3	0°	777
	45°	708
	90°	722
4	0°	707
	45°	636
	9°	653
5	0°	724
	45°	651
	90°	669
6	0°	704
	45°	628
	90°	649

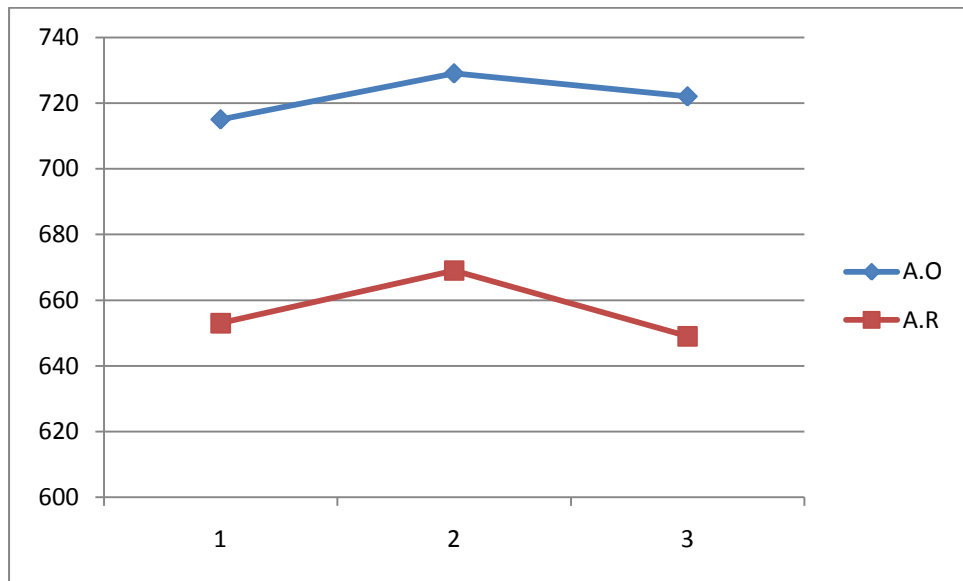
*Tabla29.- Valores de R<sub>p1</sub> de las bobinas ensayadas.*



**Gráfica13.- Valores de  $R_m$  de las bobinas ensayadas a 0°.**



**Gráfica14.- Valores de  $R_m$  de las bobinas ensayadas a 45°.**



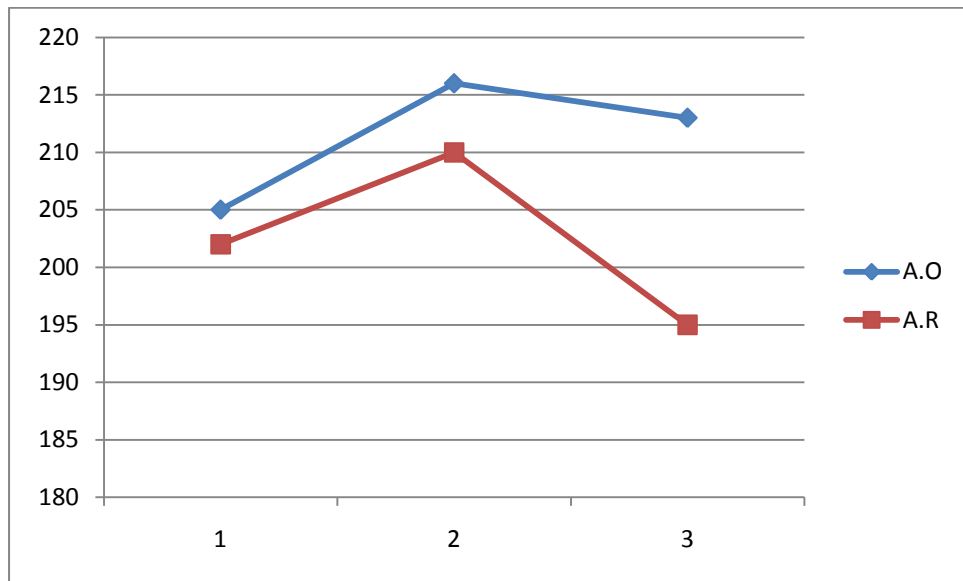
*Gráfica15.- Valores de  $R_m$  de las bobinas ensayadas a 90°.*

Como las gráficas son prácticamente muy similares para las probetas en los tres sentidos de corte, se ha optado por discutir las en conjunto, para hacer menos extenso el TFC. En este caso se están analizando la fuerza máxima de cada una de ellas, los resultados de los ensayos han sido los esperados, han seguido la misma línea de los anteriores. Las mayores fuerzas se encuentran en las bobinas de la aleación objetivo también como consecuencia de su mayor dureza. Viendo donde según la dirección de corte se han producido las mayores fuerzas se tiene que las probetas cortadas a 0° son las que presentan mayores valores en todas las bobinas, mientras que las cortadas a 45° son las de menor valor, lo mismo ocurría con los límites de los alargamientos anteriormente donde los mayores esfuerzos se tenían en la probeta longitudinal, mientras que los menores esfuerzos se localizaban en la probeta cortada a 45°. Si tiene especial relevancia que aquí la diferencia entre los valores de ambas aleaciones ensayadas si muestran una mayor diferencia.

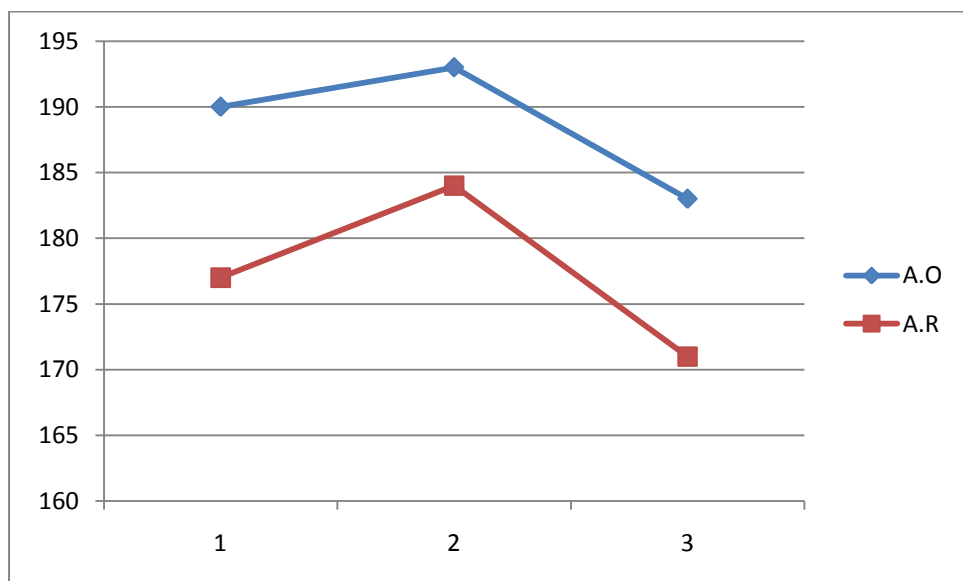
Valores del módulo de Elasticidad:

Bobina	Ángulo	E (KN/mm <sup>2</sup> )
1	0°	205
	45°	190
	90°	190
2	0°	216
	45°	193
	90°	210
3	0°	213
	45°	183
	90°	187
4	0°	202
	45°	177
	9°	192
5	0°	210
	45°	184
	90°	203
6	0°	195
	45°	171
	90°	187

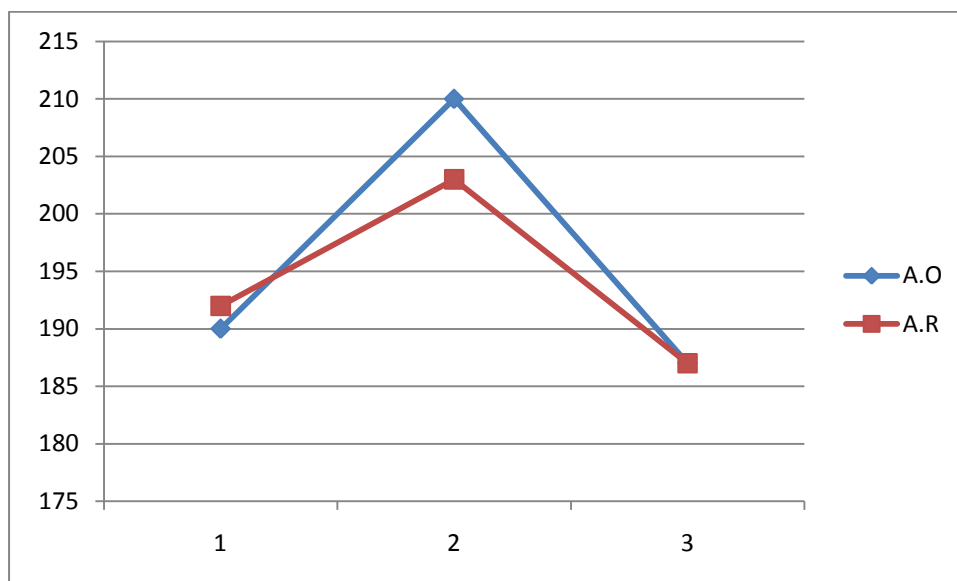
*Tabla30.- Valores de Módulo Elástico (E) de las bobinas ensayadas.*



**Gráfica16.- Valores del Módulo elástico de las bobinas ensayadas a 0°.**



**Gráfica17.- Valores del Módulo elástico de las bobinas ensayadas a 45°.**



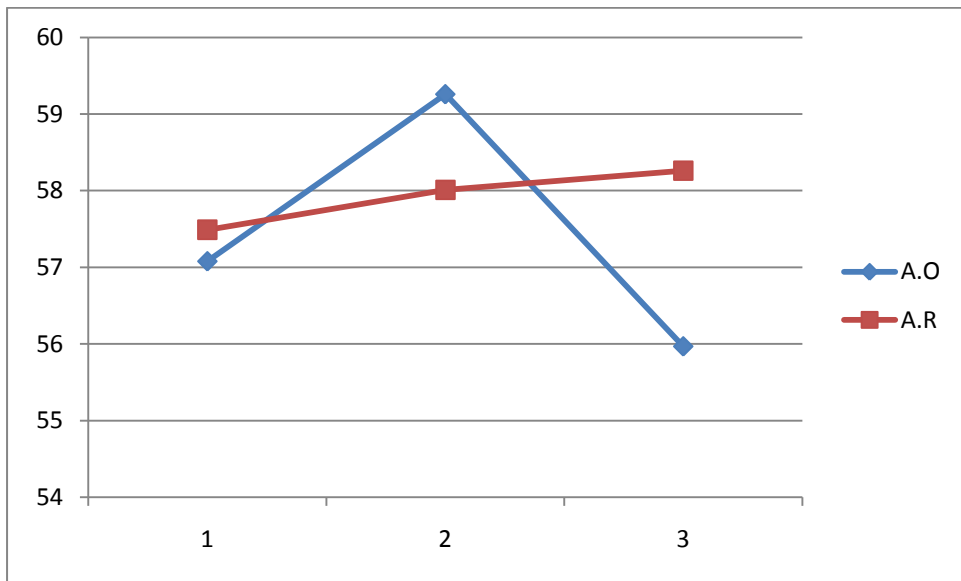
*Gráfica18.- Valores del Módulo elástico de las bobinas ensayadas a 90°.*

Observando los resultados de los módulos de elasticidad, se puede afirmar que son muy similares todos entre sí, ya que los valores representados no muestran una secuencia progresiva de valores que los representa en ningún tipo, por lo tanto los valores son casi iguales, incluso se podría decir que los valores representados dependen más de la composición química de Acería que del tipo de acero para encontrar una notoria diferencia, ya que se producen valores muy variados entre las 6 bobinas. Eso sí. Los valores más elevados se encuentran en la probeta n°2 de la aleación objetivo, mientras que los valores mínimos se observan en la bobina de la aleación de referencia n°6.

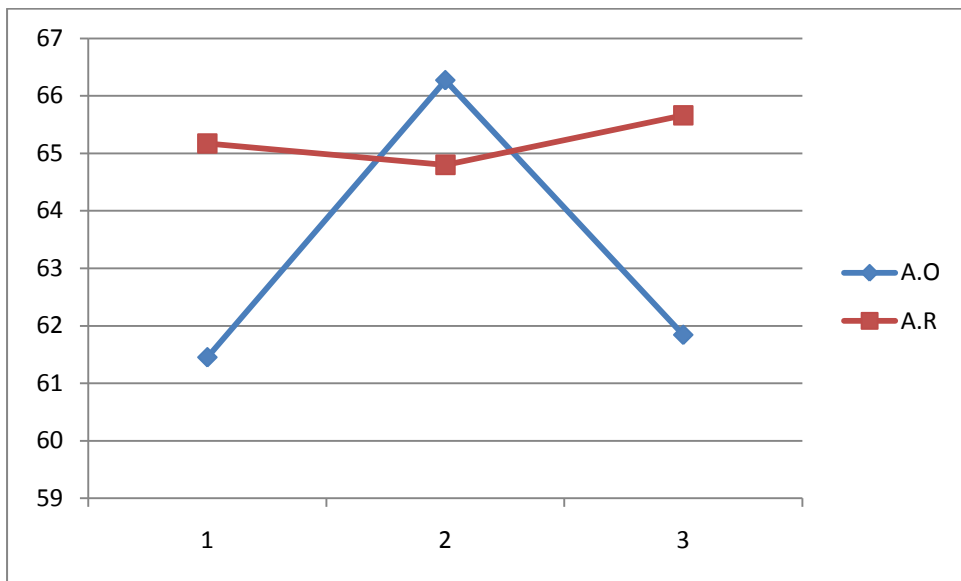
Valores de Alargamiento:

<b>Bobina</b>	<b>Ángulo</b>	<b>A (%)</b>
<b>1</b>	0°	57,08
	45°	61,45
	90°	63,56
<b>2</b>	0°	59,26
	45°	66,27
	90°	66,51
<b>3</b>	0°	55,97
	45°	61,84
	90°	62,83
<b>4</b>	0°	57,49
	45°	65,17
	9°	66,77
<b>5</b>	0°	58,01
	45°	64,80
	90°	68,10
<b>6</b>	0°	58,26
	45°	65,66
	90°	68,91

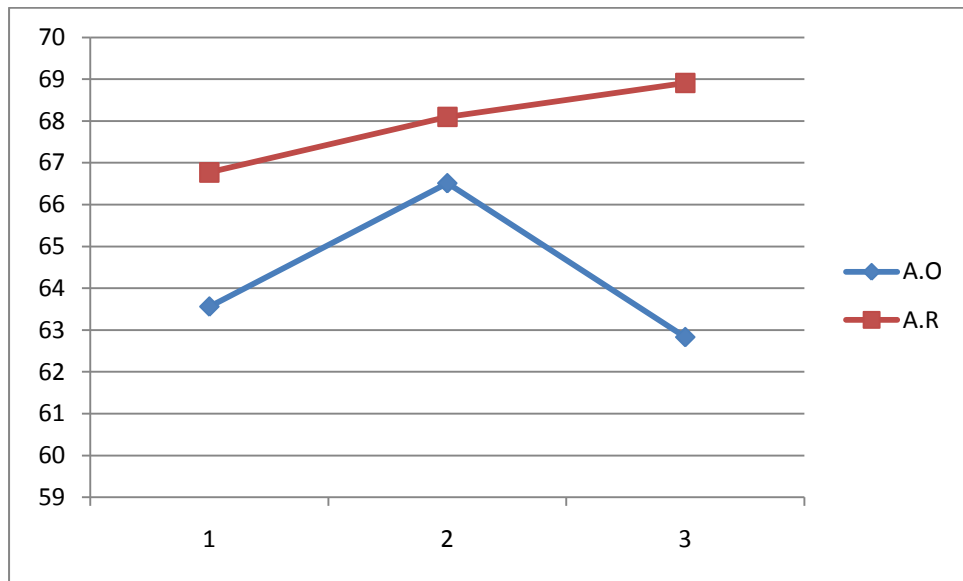
*Tabla31.- Valores de Alargamiento de las bobinas ensayadas.*



**Gráfica19.- Valores del Alargamiento de las bobinas ensayadas a 0°.**



**Gráfica20.- Valores del Alargamiento de las bobinas ensayadas a 45°.**



*Gráfica21.- Valores del Alargamiento de las bobinas ensayadas a 90°.*

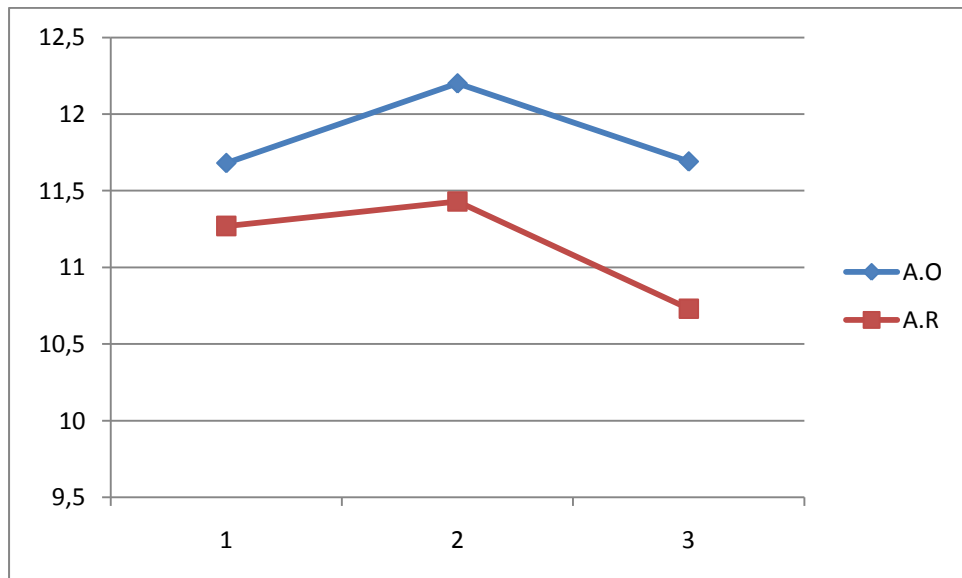
El último parámetro cálculo por el ensayo de tracción ha sido el del alargamiento porcentual de rotura. En este caso los valores hallados en las bobinas de la aleación objetivo presentan menos diferencia numérica con los de la bobina de referencia, a pesar de su mayor endurecimiento el alargamiento que se puede producir puede ser muy similar, lo que puede dar una idea de que a la hora de conformar van a poder tener una respuesta parecida. En este caso se puede observar que las bobinas de la aleación objetivos ensayadas tienen los valores entre sí más dispares, aunque la variación entre los valores máximos y mínimos no es muy amplia. Esta vez pasa lo contrario con las bobinas de la aleación de referencia donde los valores son más parecidos. Pero finalmente se puede afirmar que la respuesta ante un alargamiento es muy similar entre amabas aleaciones.

### 5.4.3.- Ensayo Erichsen.

	$E_1$	$E_2$	$E_3$	$E_{media}$
<b>Bobina 1</b>	11,69	11,62	11,69	11,67
<b>Bobina 2</b>	12,20	12,29	12,31	12,27
<b>Bobina 3</b>	11,69	11,62	11,69	11,67
<b>Bobina 4</b>	11,27	11,24	11,26	11,25
<b>Bobina 5</b>	11,43	11,16	11,09	11,23
<b>Bobina 6</b>	10,73	10,85	10,85	10,81

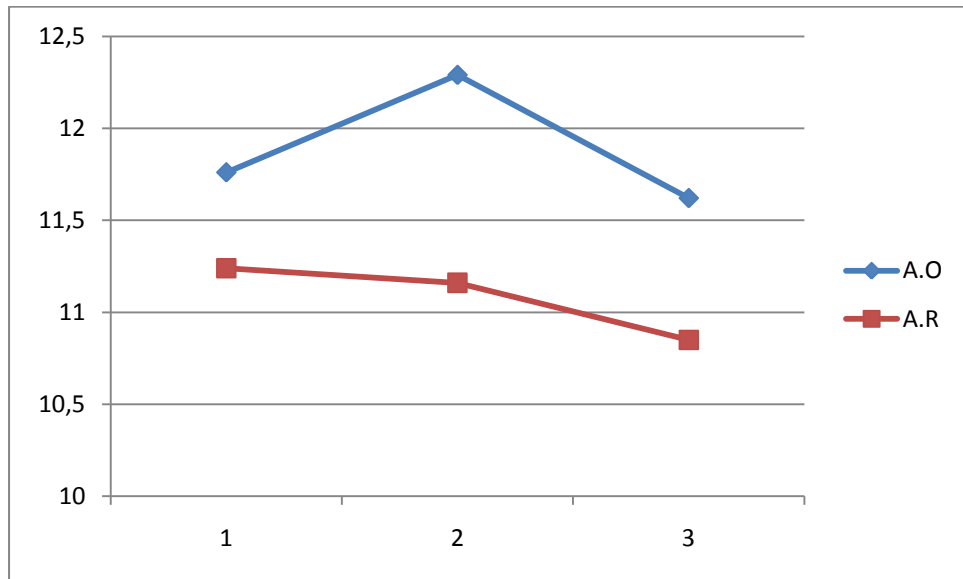
*Tabla32.- Resultados ensayo Erichsen de las bobinas ensayadas.*

Representación de la primera medida tomada:



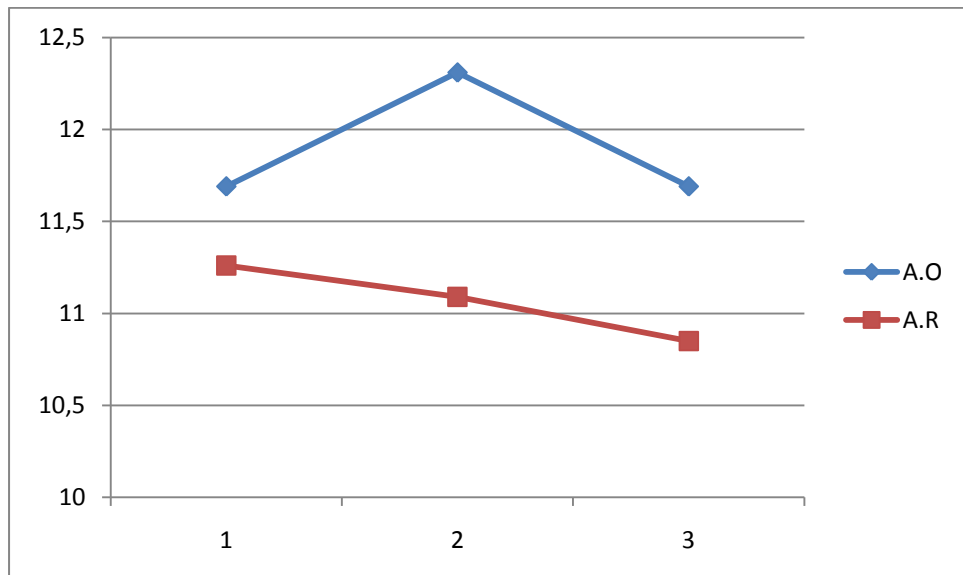
*Gráfica22.- Valores de la primera deformación obtenida en el ensayo Erichsen.*

### Segunda medida



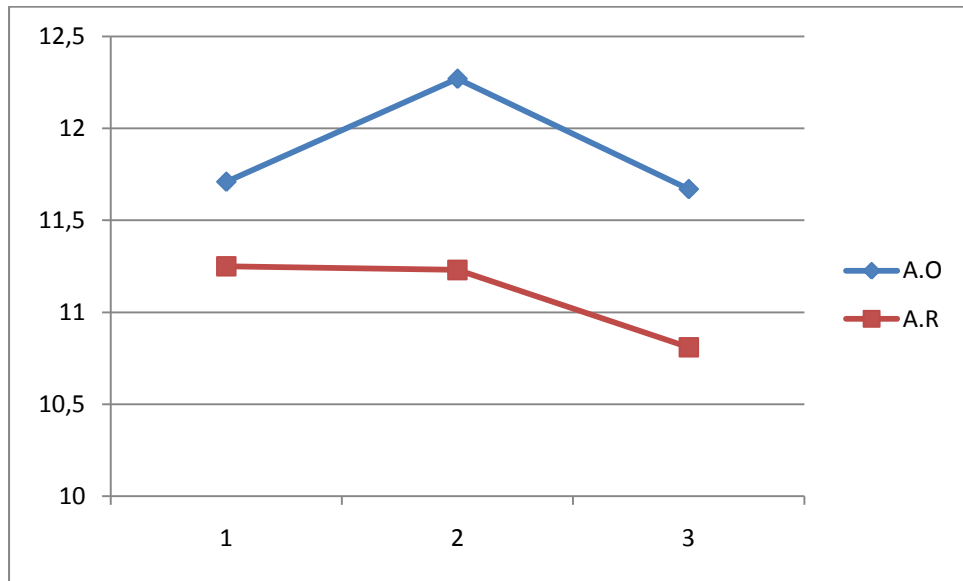
*Gráfica23.- Valores de la segunda deformación obtenida en el ensayo Erichsen.*

### Tercera medida



*Gráfica23.- Valores de la tercera deformación obtenida en el ensayo Erichsen.*

Media de las tres medidas obtenidas:



*Gráfica24.- Valores medios de la deformación obtenida en el ensayo Erichsen.*

Los valores observados para los dos tipos de bobinas son muy parecidos, es más, a pesar de la mayor dureza de la aleación objetivo, vista en los ensayos anteriores, el ensayo Erichsen demuestra que los aceros de este tipo pueden llegar a ser levemente mejores para la embutición ya que se han tenido valores mayores, aunque como en el resto de ensayos todos los valores han sido similares entre ambas aleaciones.

#### 5.4.4.- Ensayo Curva límite de embutición.

Curva Bobina 1.

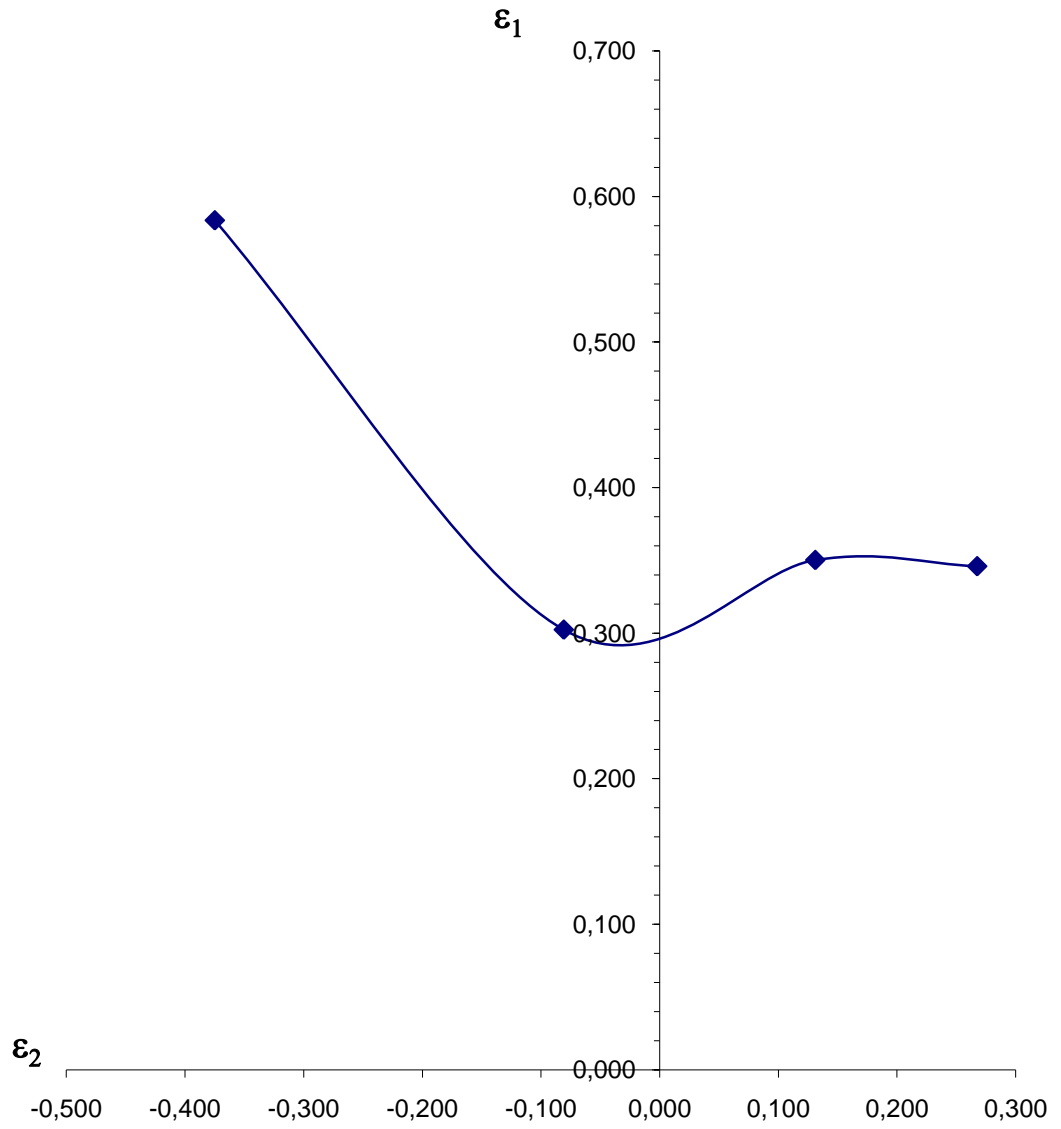
Ensayo s	$x_0 = y_0$	$x_1$	$y_1$	$\varepsilon_1$	—		
					$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	
$\varepsilon_2 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	17,95	6,83	0,585	0,584	-0,381	-0,375
		17,95	7,00	0,585		-0,357	
		17,88	6,79	0,581		-0,387	
$\varepsilon_2 = 0$	10,00	13,57	9,10	0,305	0,302	-0,094	-0,081
		13,57	9,20	0,305		-0,083	
		13,45	9,37	0,296		-0,065	
$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	13,80	11,40	0,322	0,350	0,131	0,131
		14,00	11,40	0,336		0,131	
		14,80	11,40	0,392		0,131	
$\varepsilon_2 = \varepsilon_1$	10,00	14,20	13,20	0,351	0,346	0,278	0,267
		14,00	13,00	0,336		0,262	
		14,20	13,00	0,351		0,262	

Tabla33.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 1.

	$Y = \varepsilon_1$	$X = \varepsilon_2$
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = (-\varepsilon_1/2)$	0,584	-0,375
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = 0$	0,302	-0,081
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = (\varepsilon_1/2)$	0,350	0,131
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = \varepsilon_1$	0,346	0,267

Tabla34.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 1.

## Curva Bobina 1



*Gráfica25.- Curva límite de embutición bobina 1.*

Curva Bobina 2.

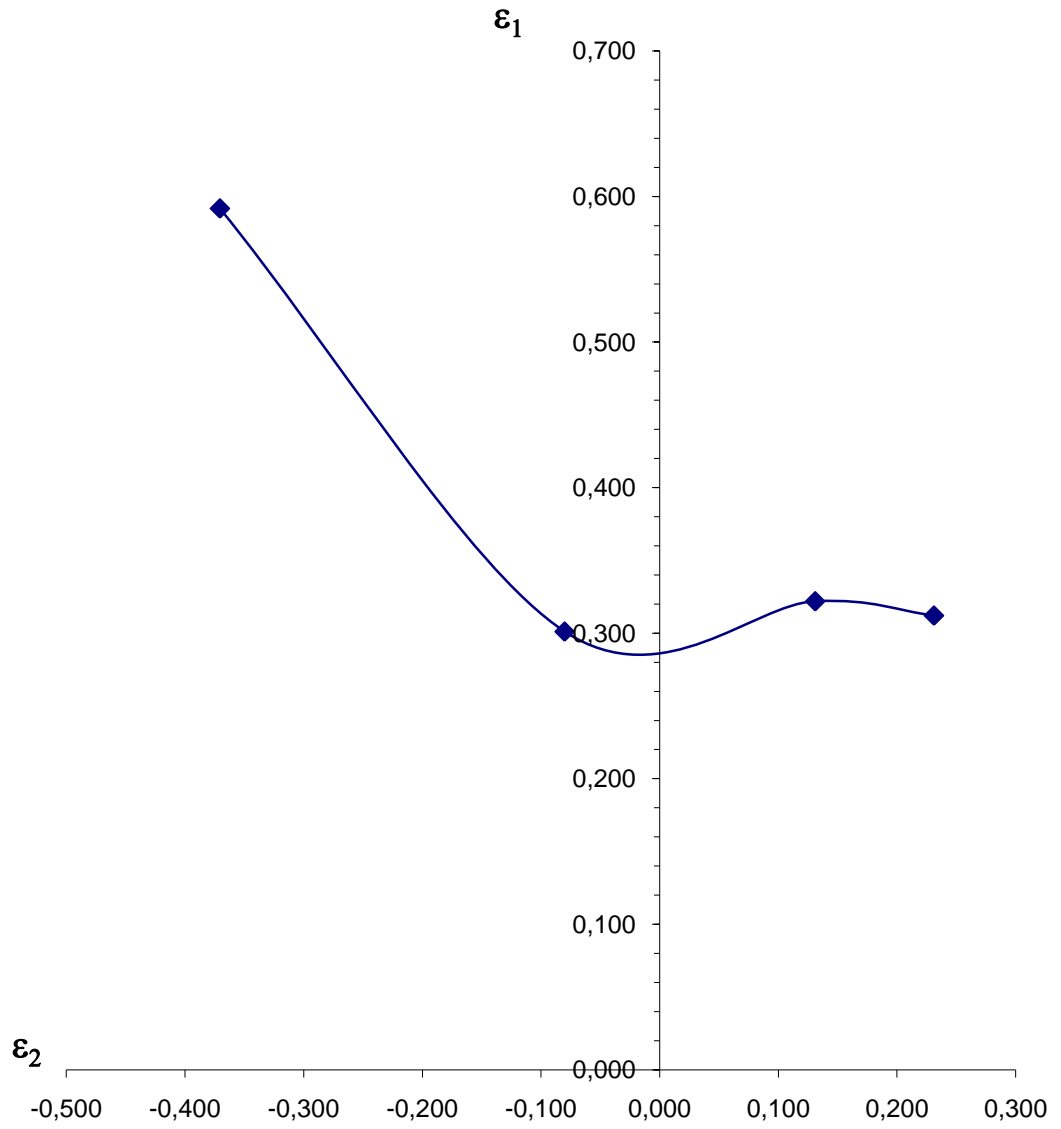
Ensayo s	$x_0 = y_0$	$x_1$	$y_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_2$
$\varepsilon_2 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	18,15	6,93	0,596	0,592	-0,367	-0,371
		17,92	6,85	0,583		-0,378	
		18,15	6,93	0,596		-0,367	
$\varepsilon_2 = 0$	10,00	13,54	9,15	0,303	0,301	-0,089	-0,080
		13,40	9,24	0,293		-0,079	
		13,60	9,30	0,307		-0,073	
$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	13,60	11,40	0,307	0,322	0,131	0,131
		14,20	11,40	0,351		0,131	
		13,60	11,40	0,307		0,131	
$\varepsilon_2 = \varepsilon_1$	10,00	13,20	12,60	0,278	0,312	0,231	0,231
		13,80	12,60	0,322		0,231	
		14,00	12,60	0,336		0,231	

Tabla35.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 2.

	$Y = \varepsilon_1$	$X = \varepsilon_2$
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = (-\varepsilon_1/2)$	0,592	-0,371
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = 0$	0,301	-0,080
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = (\varepsilon_1/2)$	0,322	0,131
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = \varepsilon_1$	0,312	0,231

Tabla36.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 2.

## Curva Bobina 2



Gráfica26.-Curva límite de embutición bobina 2.

Curva Bobina 3.

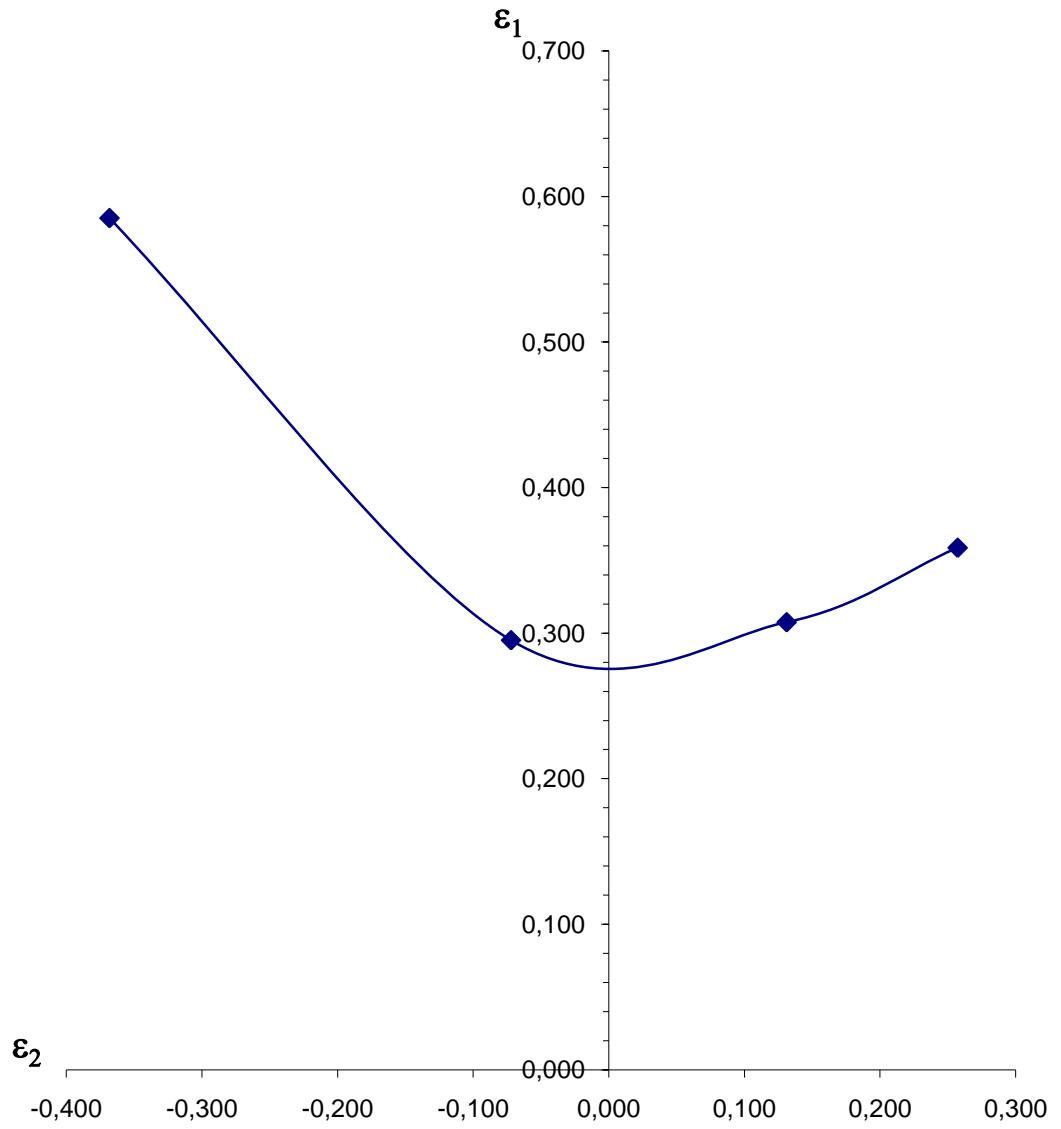
Ensayo s	$x_0 = y_0$	$x_1$	$y_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_2$
$\varepsilon_2 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	18,11	6,62	0,594	0,585	-0,412	-0,368
		17,82	6,93	0,578		-0,367	
		17,93	7,22	0,584		-0,326	
$\varepsilon_2 = 0$	10,00	13,40	9,24	0,293	0,295	-0,079	-0,072
		13,54	9,30	0,303		-0,073	
		13,36	9,37	0,290		-0,065	
$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	13,60	11,40	0,307	0,307	0,131	0,131
		13,60	11,40	0,307		0,131	
		13,60	11,40	0,307		0,131	
$\varepsilon_2 = \varepsilon_1$	10,00	13,80	13,20	0,322	0,359	0,278	0,257
		15,40	12,80	0,432		0,247	
		13,80	12,80	0,322		0,247	

Tabla37.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 3.

	$Y = \varepsilon_1$	$X = \varepsilon_2$
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = (-\varepsilon_1/2)$	0,585	-0,368
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = 0$	0,295	-0,072
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = (\varepsilon_1/2)$	0,307	0,131
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = \varepsilon_1$	0,359	0,257

Tabla38.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 3.

### Curva Bobina 3



*Gráfica27.- Curva límite de embutición bobina 3.*

Curva Bobina 4.

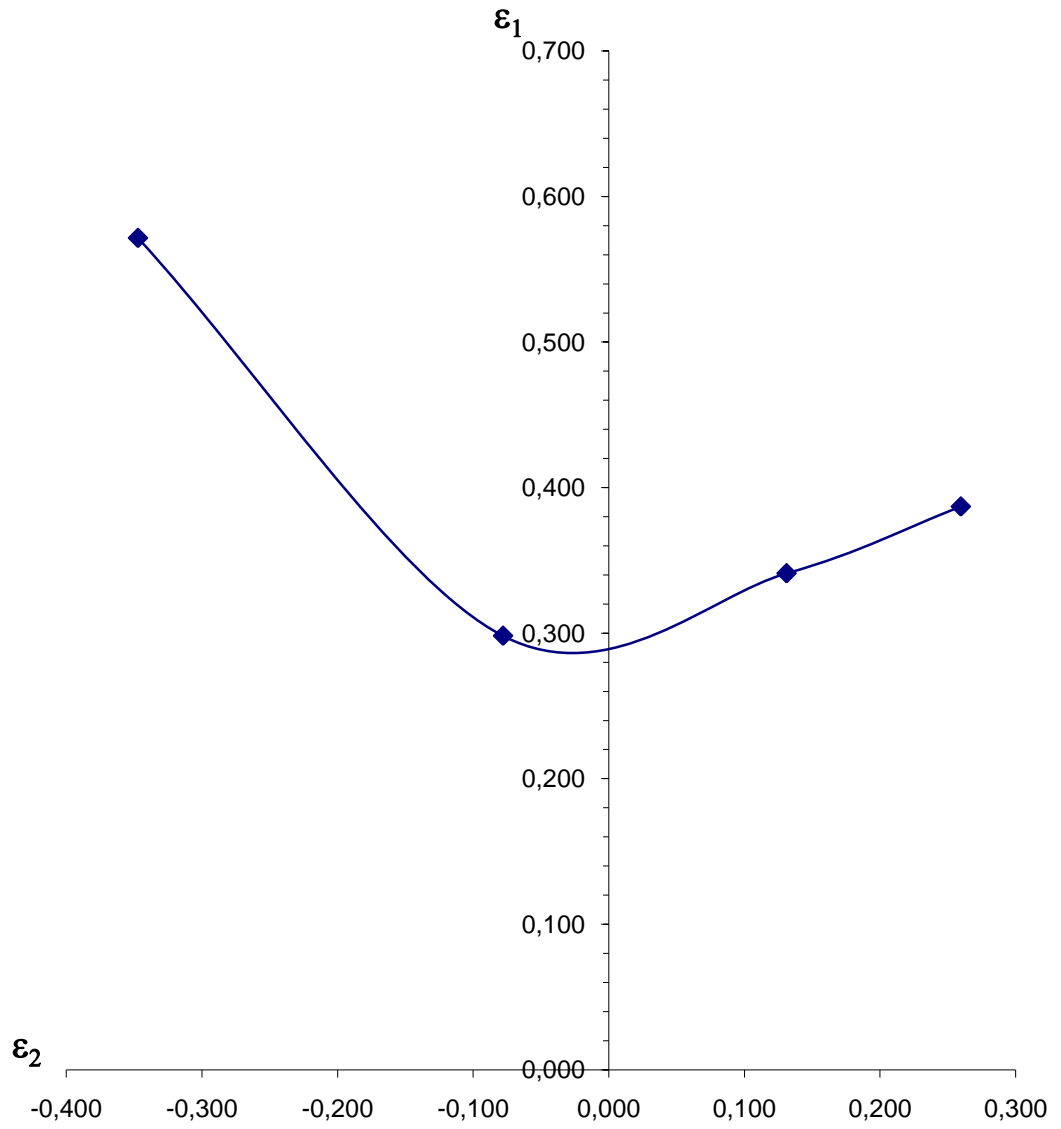
Ensayo s	$x_0 = y_0$	$x_1$	$y_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_2$
$\varepsilon_2 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	17,70	7,08	0,571	0,572	-0,345	-0,347
		17,68	7,00	0,570		-0,357	
		17,75	7,12	0,574		-0,340	
$\varepsilon_2 = 0$	10,00	13,55	9,20	0,304	0,298	-0,083	-0,078
		13,45	9,15	0,296		-0,089	
		13,42	9,40	0,294		-0,062	
$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	14,40	11,40	0,365	0,341	0,131	0,131
		14,00	11,40	0,336		0,131	
		13,80	11,40	0,322		0,131	
$\varepsilon_2 = \varepsilon_1$	10,00	14,60	13,00	0,378	0,387	0,262	0,260
		14,20	12,60	0,351		0,231	
		15,40	13,30	0,432		0,285	

Tabla39.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 4.

	$Y = \varepsilon_1$	$X = \varepsilon_2$
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = (-\varepsilon_1/2)$	0,572	-0,347
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = 0$	0,298	-0,078
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = (\varepsilon_1/2)$	0,341	0,131
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = \varepsilon_1$	0,387	0,260

Tabla40.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 4.

## Curva Bobina 4



*Gráfica28.- Curva límite de embutición bobina 4.*

Curva Bobina 5.

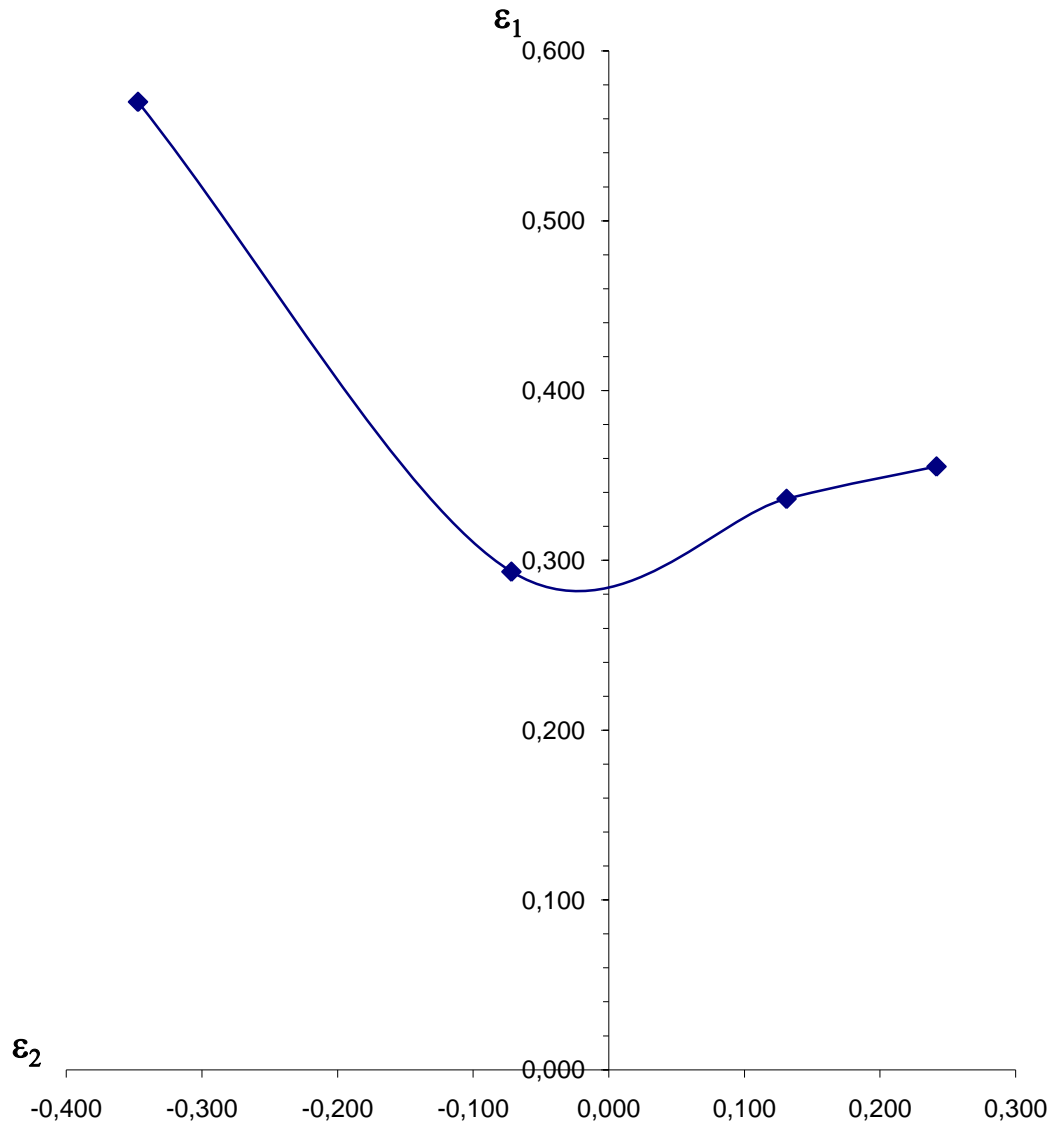
Ensayo s	$x_0 = y_0$	$x_1$	$y_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_2$
$\varepsilon_2 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	17,50	7,05	0,560	0,570	-0,350	-0,347
		17,85	7,15	0,579		-0,335	
		17,70	7,00	0,571		-0,357	
$\varepsilon_2 = 0$	10,00	13,40	9,25	0,293	0,293	-0,078	-0,072
		13,33	9,32	0,287		-0,070	
		13,50	9,35	0,300		-0,067	
$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	13,80	11,40	0,322	0,336	0,131	0,131
		14,40	11,40	0,365		0,131	
		13,80	11,40	0,322		0,131	
$\varepsilon_2 = \varepsilon_1$	10,00	14,20	12,60	0,351	0,355	0,231	0,242
		14,40	12,80	0,365		0,247	
		14,20	12,80	0,351		0,247	

Tabla41.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 5.

	$Y = \varepsilon_1$	$X = \varepsilon_2$
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = (-\varepsilon_1/2)$	0,570	-0,347
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = 0$	0,293	-0,072
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = (\varepsilon_1/2)$	0,336	0,131
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = \varepsilon_1$	0,355	0,242

Tabla42.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 5.

## Curva Bobina 5



*Gráfica29.- Curva límite de embutición bobina 5.*

Curva Bobina 6.

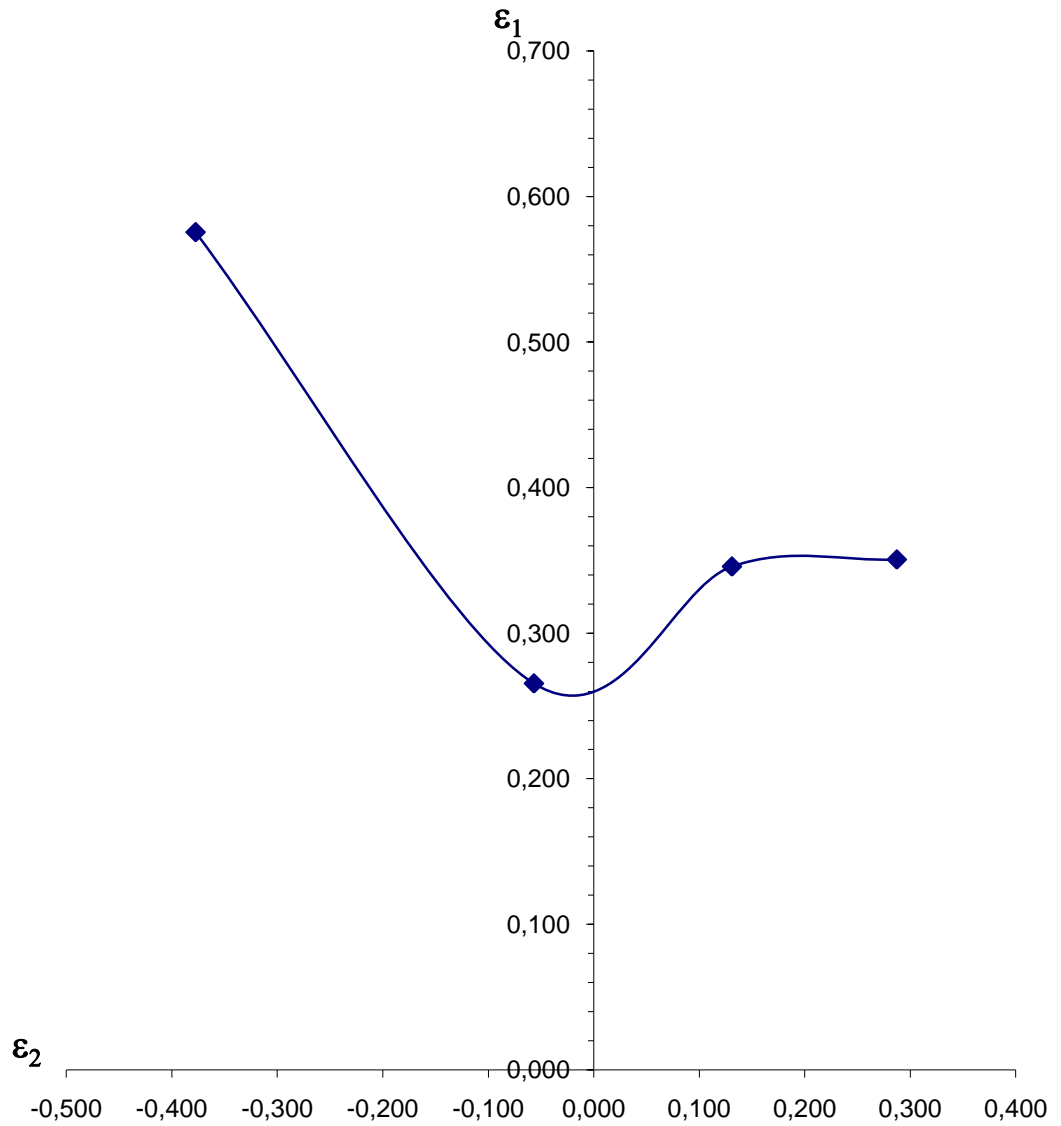
Ensayo s	$x_0 = y_0$	$x_1$	$y_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_1$	$\varepsilon_2$	$\varepsilon_2$
$\varepsilon_2 = -\frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	17,74	6,75	0,573	0,575	-0,393	-0,377
		17,85	6,97	0,579		-0,361	
		17,75	6,85	0,574		-0,378	
$\varepsilon_2 = 0$	10,00	13,04	9,86	0,265	0,265	-0,014	-0,057
		13,08	9,25	0,268		-0,078	
		13,00	9,25	0,262		-0,078	
$\varepsilon_2 = \frac{1}{2}\varepsilon_1$	10,00	14,40	11,40	0,365	0,346	0,131	0,131
		14,20	11,40	0,351		0,131	
		13,80	11,40	0,322		0,131	
$\varepsilon_2 = \varepsilon_1$	10,00	14,20	13,80	0,351	0,351	0,322	0,287
		14,40	13,20	0,365		0,278	
		14,00	13,00	0,336		0,262	

Tabla43.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 6.

	$Y = \varepsilon_1$	$X = \varepsilon_2$
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = (-\varepsilon_1/2)$	0,575	-0,377
$\alpha = 0 ; \varepsilon_2 = 0$	0,265	-0,057
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = (\varepsilon_1/2)$	0,346	0,131
$\alpha = 1 ; \varepsilon_2 = \varepsilon_1$	0,351	0,287

Tabla44.- Resultados para la obtención de la C.L.E de la bobina 6.

## Curva Bobina 6



*Gráfica30.- Curva límite de embutición bobina 6.*

Teniendo en cuenta que se consideran como mejores aleaciones destinadas a la embutición a aquellas cuya curva limite de embutición corte con el eje de coordenadas, compuesta por  $\epsilon_1$ , lo más alto posible. Como se observan en las distintas gráficas todas las curvas cortan aproximadamente por el mismo punto ( $\epsilon_1 = 0,028$ ) además todas las curvas presentan prácticamente la misma forma. Por lo que puede decirse que el comportamiento de las 6 bobinas es parejo en cuanto a deformabilidad, no destacando ninguna especialmente.

### **5.5.- Laminación proceso industrial.**

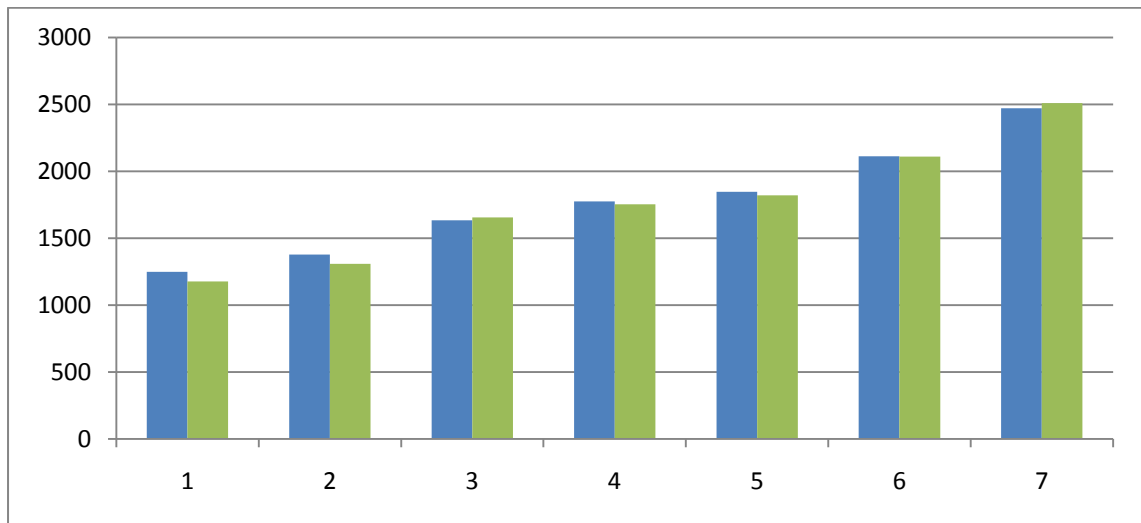
Como se comento en el apartado 4.3 de este TFC se han estudiado los procesos industriales que se llevan a cabo en la Fábrica para obtener. Para este estudio se van a analizar las cargas que se producen en las diferentes etapas de la laminación.

#### **5.5.1.- Laminación caliente.**

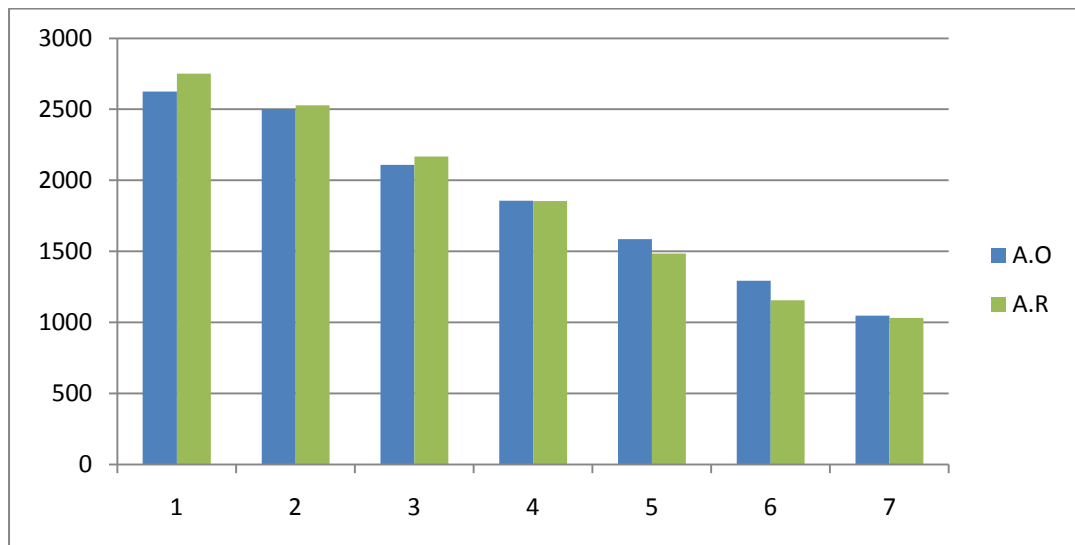
Los parámetros que se han tenido en cuenta ya se han descrito en el apartado 4.3.1 y los resultados obtenidos son:

Teniendo en cuenta que el número de pasadas se ha mantenido constante para ambos tipos de aceros, este ha sido de 7, ya que se ha visto que con el mismo programa de pasadas se obtienen los espesores requeridos. Y la temperatura objetiva también se ha estipulado para todos la misma  $1275^{\circ}\text{C}$ .

La siguiente gráfica muestra la fuerza necesaria (carga) por el Laminador (MPa) durante las 7 pasadas necesarias para obtener una primera reducción en el tren Desbastador, en el eje y se observa dicha carga y en el eje horizontal se representan las distintas bobinas. Donde se aprecia que en las dos primeras pasadas las bobinas de la aleación objetivo (en azul) son ligeramente mayores



*Gráfica31.- Carga del laminador en el tren devastador.*



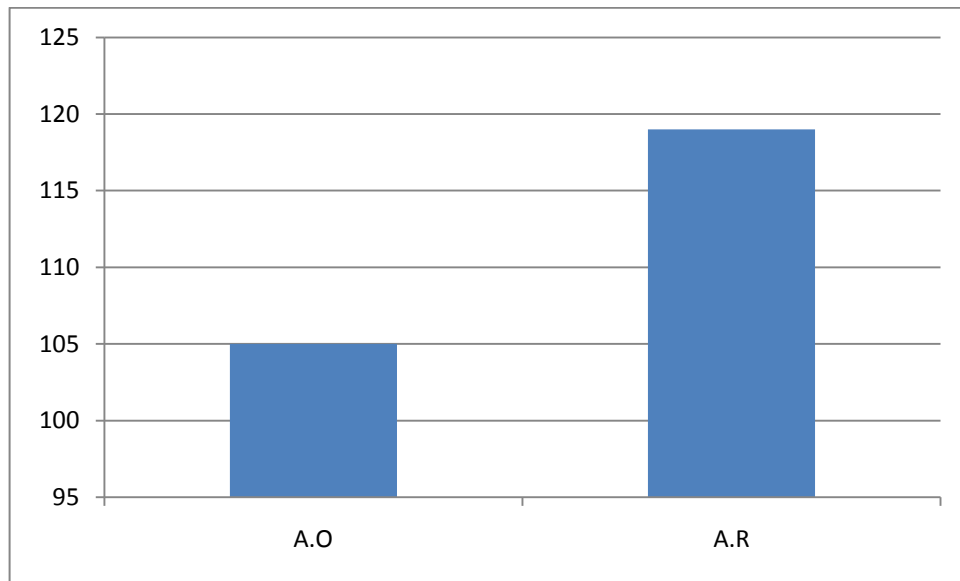
*Gráfica32.- Carga del laminador en el tren Steckel.*

En el tren desbastador (Fig. 31) se puede observar que en las dos primeras pasadas del laminador, las cargas necesarias son mayores pudiéndose explicar ya que inicialmente la aleación objetivo es más dura, visto en los ensayos de microdureza, pero para el resto de las pasadas las cargas son prácticamente las mismas una vez que ha cogido temperatura, por lo tanto se puede afirmar con seguridad que ambas aleaciones se laminan en esta

primera etapa de una forma similar, por lo que es acertado utilizar el mismo programa de pasadas/cargas para laminar las dos aleaciones. En la segunda parte de la laminación en caliente, llevada a cabo en el Tren Steckel, se puede ver que en las tres primeras pasadas la fuerza necesario para obtener los espesores necesarios son mayores para las bobinas de la aleación de referencia, sin embargo en la cuarta pasada las cargas son prácticamente las mismas y en las últimas tres, ahora es la aleación objetivo la que requiere mayores cargas. Aunque las cargas hayan sido diferentes en este último paso de la laminación en caliente se puede seguir afirmando que los dos aceros pueden ser laminados con el mismo programa sin sufrir ningún tipo de problema.

#### **5.5.2.- Laminación frío.**

Al igual que en la laminación en caliente se ha empleado el mismo programa de laminación propuesto para la aleación de referencia, por lo que el número de pasadas se mantendrá el mismo para ambas, el numero de pasadas necesarios para reducir el material hasta el espesor deseado es de 13 pasadas. Por lo tanto solo se va a analizar la productividad del Laminador. En la siguiente gráfica se muestra ambos valores de productividad en función de toneladas fabricadas por hora (Tn/h) la cual se representa en el eje de ordenadas, los valores obtenidos son de 105 Tn/h para la aleación objetivo y de 119 Tn/h para la aleación de referencia , como es evidente la productividad es mayor para la aleación de referencia ya que no es tan duro, aunque como pasa en el resto de los resultados comparados entre unos y otros, la diferencia no es grande, de hecho es tan mínima que ni repercute en el coste de fabricación del material, ya que si la diferencia fuese mayor se podría hablar de un coste adicional al tener que necesitar una mayor energía para el Laminador, pero no es el caso.



*Gráfica32.- Comparativa de ambas productividades.*

### **5.6.- Estudio económico.**

Para concluir este TFC se va a analizar la repercusión económica que supondría sustituir la aleación objetivo por la de referencia desde el punto de vista de rentabilidad para Acerinox, para ello se van a analizar las composiciones químicas

- a) Composición química: Para realizar el estudio lo más fiable posible se van a elegir las composiciones establecidas por la norma interna de Acerinox para los diferentes aceros, debido a que si se cogen las composiciones de las coladas reales se pueden cometer errores como se ha ido comentado a lo largo del TFC y no dar una idea real del rendimiento económico. Se van a estudiar los porcentajes de los elementos donde se muestran mayor diferencia entre las composiciones de la aleación objetivo y las de la aleación de referencia,

	Aleación Objetivo		Aleación Referencia	
	Min.	Max.	Min.	Max.
<b>C</b>	0,045	0,050	0,03	0,05
<b>Cr</b>	18,0	18,2	17,5	17,8
<b>Cu</b>	0,55	0,70	0,45	0,55
<b>Mn</b>	1,80	1,95	1,1	1,30
<b>Mo</b>		0,50		0,50
<b>N</b>	0,09	0,11	0,04	0,06
<b>Ni</b>	6,80	7,00	8,20	8,40
<b>Si</b>	0,35	0,50	0,25	0,45

*Tabla45.- Contenidos máximos y mínimos de las composiciones objetivo y de referencia.*

Como muestra la grafica las mayores diferencias en composición se encuentran en el cromo un 0,5 % a favor de la aleación de referencia, en el manganeso de un 0,7 % en contra de la aleación objetivo y por supuesto en el níquel con una variación del 1,4 % a favor de la aleación de referencia.

Los precios empleados en el estudio son precios obtenidos sobre el consumo en Fábrica de las materias primas, no son los valores reales de mercado si no son valores en función de la producción de Acerinox. Se han utilizado los precios de los meses de cuando se han fabricado las distintas coladas para mayor realidad del estudio.

	Níquel			Cromo			Manganeso			Total
	Dif. (%)	Ni (€/Tn)	€/Tn	Dif. (%)	Cr (€/Tn)	€/Tn	Dif. (%)	Mn (€/Tn)	€/Tn	€/Tn
<b>Sep 10</b>	1,4	11.656	163,2	-0,5	1.023	-5,1	-0,7	1.486	-10,4	
<b>Oct 10</b>	1,4	12.010	168,1	-0,5	1.050	-5,3	-0,7	1.454	-10,2	
<b>Nov 10</b>	1,4	12.269	171,8	-0,5	1.182	-5,9	-0,7	1.313	-9,2	
<b>Dic 10</b>	1,4	15.039	210,6	-0,5	1.082	-5,4	-0,7	1.282	-9,0	
<b>Ene 11</b>	1,4	18.222	255,1	-0,5	1.236	-6,2	-0,7	1.455	-10,2	
<b>Feb 11</b>	1,4	17.364	243,1	-0,5	1.674	-8,4	-0,7	1.530	-10,7	
<b>Mar 11</b>	1,4	18.275	255,9	-0,5	1.539	-7,7	-0,7	1.606	-11,2	
<b>Promed.</b>			209,7			-6,3			-10,1	193,3

*Tabla46.- Precio de los elementos más destacados a lo largo de los últimos 7 meses.*

Por lo visto anteriormente, respecto a la composición química y los precios de las materia primas, implica un ahorro respecto a la aleación objetivo de 193 €/Tn. Teniendo en cuenta que cada bobina, tiene un peso medio de 25 Tn, eso supondría un ahorro de 4.825 €/Bobina.

- b) Rendimiento: para considerar el rendimiento se considera el rendimiento de embalado, el porcentaje del mismo en las distintas calidades de Acerinox, 1ª, 2ª y 3ª + 4ª calidad, y por diferencia de pesos respecto a recocido caliente y recocido final, se calcula la chatarra de laminación y de taller de acabado. Además este cálculo de rendimiento ofrece una buena información de cómo ha ido el material durante el proceso de fabricación ya que combina el rendimiento en peso con la calidad obtenida finalmente.

La siguiente tabla muestra los promedios de los pesos embalados y las calidades tanto de las bobinas de una aleación como de la otra

	<b>Peso Em.</b>	<b>1<sup>a</sup></b>	<b>2<sup>a</sup></b>	<b>1<sup>a</sup> + 2<sup>a</sup></b>	<b>3<sup>a</sup></b>	<b>K.Lam</b>	<b>K.Aca</b>	<b>K.Total</b>
<b>A.O</b>	65,3	82,58	5,60	88,18	0,22	7,73	3,86	11,59
<b>A.R</b>	72,2	88,33	0,68	89,01	0	5,37	5,42	10,99

*Tabla47.- Toneladas totales de las diferentes calidades de ambas aleaciones.*

Al haber estudiado el rendimiento de la producción sólo con las 6 bobinas empleadas en este TFC, no se puede tener una gran referencia para conocerlo. Aunque por lo estudiado puede decirse que la aleación objetivo tiene un rendimiento de embalado similar al de la aleación de referencia, aunque por todo lo expuesto anteriormente se sabe que esto no es así realmente. La situación real es que el material de la nueva aleación puede llegar a ocasionar más problemas en el proceso de fabricación.

## 6.- CONCLUSIONES.

Una vez realizado todos los ajustes de composición necesarios, todos los cálculos de los distintos parámetros teóricos que se han elegido para realizar el estudio y se ha ensayado y comparado la aleación objetivo, se pueden obtener las siguientes conclusiones:

- A pesar de no haber obtenido una disminución de níquel muy grande, como la que se puede observar en los aceros de bajo níquel, estando este incluso por debajo incluso del 2 %. La cantidad disminuida, en torno al 15 % respecto a un UNE 1.4301, se puede considerar bastante buena.
- Como se han visto en los ensayos realizados, la dureza si es ligeramente mayor, por motivos comentado a lo largo de este TFC, pero eso no lo convierte en un material el cual haya que procesarlo a nivel de Fábrica con ningún programa de laminación especial. A pesar de su mayor dureza en los ensayos de conformabilidad en algunas ocasiones han demostrado tener mayor capacidad para la deformación. Por lo tanto se puede afirmar que la nueva aleación tiene un comportamiento cuanto menos similar al comportamiento del UNE 1.4301 destinados a procesos de conformabilidad media y alta.
- Otro punto de gran interés es el económico, como se ha comentado en el estudio económico, apartado 5.6, la sustitución de parte del níquel por nitrógeno repercute positivamente en el coste de fabricación del material, siendo más barato el de contenido mayor de nitrógeno, por lo tanto su viabilidad económica es correcta. Aunque desde el punto de vista económico habría que tener en cuenta que una mala colada de acero de referencia si se podría aprovechar para otras cosas, bien vendiéndolo como un acero de menor calidad o bien volviéndolo a fundir para obtener nuevas materias primas, esto no sucede con el la aleación objetivo ya que por su bajo contenido en níquel, no se puede realizar las acciones antes comentadas.
- Como la nueva aleación esta mas endurecida implicará que trabajando a un régimen nominal estándar se pueden producir mayores incidencias en las distintas

etapas del proceso productivo de ahí que no se use de una forma más común. Esto es desde el punto de vista de rentabilidad de la Fábrica y es lo que frena tener una mayor producción.

- Como conclusión final se puede decir, que el acero cumple perfectamente con los requisitos necesarios de conformabilidad para lo que se había propuesto desde un principio, es decir, tener una buena respuesta ante deformaciones de nivel medio y alto. Y si a eso le sumamos la ventaja económica que representa esa sustitución por nitrógeno, se puede finalizar este estudio diciendo que el acero obtenido ha tenido un resultado óptimo.

## **BIBLIOGRAFIA**

- [1] Ashby M. F. y Frost H. J. (1982) “En Deformation – Mechanism Maps”, Pergamon Press.
- [2] Askelan, D. “Ciencia e ingeniería de los materiales”. Ed. Paraninfo Thonson learning
- [3] “ASM Speciality Handbook: Stainless Steels” (1994). Ed. By J.R. Davis & Associates.
- [4] Bain, EC. Dunkirk, N. (1924) “Trans AIMME”.
- [5] Callister W.D. (2000) “Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales”. Ed. Reverté.
- [6] Colombier, R. (1968) “Aceros inoxidables, aceros refractarios”.
- [7] Cunat, P. (2002) “Manual de aceros inoxidables de Euro Inox”.
- [8] Coca, P., Rosique, J. (1962) “Conocimiento ensayo y tratamiento de materiales”. Editorial Cosmos.
- [9] Amoros, JL. (1990) “El cristal”. Ed. Atlas.
- [10] Di Carpio, G (1999). “Los aceros inoxidables” Editorial Grupinox.

- [11] Dumay, A. Chateau, J-P. Allain, S. Migot, S. Bouaziz, O. (2006) "Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic fe-mn-c steel" Pergamon.
- [12] Durán, A. "Efecto de la predeformación en la vida a fatiga de un acero inoxidable asutenítico metaestable".
- [13] El Wahabi, M. (2002) "Caracterización mecánica de los aceros inoxidables austeníticos AISI 304".
- [14] Fernández, F. "Acero inoxidable austenítico con níquel inferior al 2%".
- [15] "Glosario de términos siderúrgicos". CAP S.A.
- [16] Hedström Peter, "Deformation induced martensitic transformation of metaestable stainless steel AISI 301". Luleå University of Technology. Department of Applied Physics and Mechanical Engineering. Division of Engineering Materials.
- [17] "HNS Conference" (1998). Espoo
- [18] Jiménez, J.A. Carsí1, M. Peñalba, F. Frommeyer, G. Ruano, O.A "Propiedades mecánicas a alta temperatura de nuevos aceros inoxidables asuteníticos con bajo contenido de Ni".
- [19] "Que es el acero inoxidable". Manual de aceros inoxidables de Euro Inox.
- [20] Sanchez, R. "Caracterización mecánica inoxidables".
- [21] Tae-Ho, L. Eunjoo, S. Chang-Seok, Oh. Heon-Young, H. Kim, S-J. "Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels".

[22] Vitos, L. Nilsson, J-O. Johansson, B. (2006) "Alloying effects on the stacking fault energy in austenitic stainless steels from first principles theory". Ed. Elsevier.

[23] Yakubtsov, A. Ariapour and D. D. Perovic (1998) "Effect of nitrogen on stacking fault energy of f.c.c. iron-based alloys" Pergamon.

