



**UNIVERSIDAD NACIONAL DE CÓRDOBA**  
**Facultad de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales**



# **CRECIMIENTO DE GRANO EN ACEROS DE USO ELÉCTRICO**

TESIS DOCTORAL  
en Ciencias de la Ingeniería

**Carlos Rodolfo Oldani**

Director: Dra. Silvia Patricia Silvetti

2003



**UNIVERSIDAD NACIONAL DE CÓRDOBA**  
**Facultad de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales**

**CRECIMIENTO DE GRANO EN**  
**ACEROS DE USO ELÉCTRICO**

TESIS DOCTORAL  
en Ciencias de la Ingeniería

**Carlos Rodolfo Oldani**

Director  
Dra. Silvia Patricia Silvetti

Comisión Asesora  
Dra. Silvia Patricia Silvetti  
Dr. Héctor Bertorello

2003

*A mis padres,  
Ruth y Armando,  
por tantos motivos.*

## AGRADECIMIENTOS

A Silvina, mi esposa, la persona que me entregó su alma para concretar mi sueño, y que puso todo el amor, tesón y empuje para que yo pudiera cumplir esta meta.

A mis hijas, María Elena y María José, por el cariño que siempre me brindaron.

A mi amigo Fernando que me inició en este viaje, por creer en mi y darme ánimos aún a la distancia.

A todos los que me ayudaron a continuar el viaje, los compañeros del CIMM que de una u otra forma colaboraron para que esto se llevara a cabo y los físicos que me hicieron *vivir* la física, Charlie Di Princio y Edgardo Bonzi.

A todas aquellas personas que me ayudaron en distintas partes de mi trabajo y que sería muy largo enumerar.

Al Dr. Héctor Bertorello, por mostrarme y enriquecerme el camino y al CIMM por el apoyo brindado en la utilización de sus equipos y las horas de trabajo concedidas.

y muy especialmente a

Patricia Silvetti, mi directora, por su enorme generosidad y por la ayuda constante a pesar de mis caídas.

A todos ellos, toda mi gratitud. Muchas gracias.

Carlos R. Oldani  
Mayo 2003

*"...look into the seeds of time,  
and say which grain will grow and which will not."*

Macbeth, Act 1. Scene III

*"Para ser feliz, todo hombre debe tener pequeños  
deseos cotidianos que pueda realizar,  
y un gran proyecto que lo haga soñar"*

Guy Béart, compositor

## RESUMEN

En todos los países del mundo, se presenta la necesidad imperiosa de disminuir el consumo energético y Argentina no es ajena a esta situación. Las pérdidas provocadas por el calentamiento de motores y transformadores eléctricos representan un alto porcentaje de dicho consumo, debido a la enorme cantidad de estas máquinas que se utilizan a diario. La fuente de disipación de energía en forma de calor se encuentra en las pérdidas magnéticas del material de los núcleos de los motores eléctricos. Por lo tanto, una disminución de tal disipación en tan sólo algunas décimas de watts por kilo de material magnético, representaría un gran ahorro energético.

Hoy en día, en Argentina se emplean laminaciones de acero de bajo carbono sin tratamiento térmico o con un tratamiento no optimizado. Debido a la fuerte competencia externa, en las empresas utilitarias de estas laminaciones ha surgido la necesidad de contar con materiales de mejor calidad.

Actualmente, si bien se conocen cuáles son los fenómenos que se producen durante el tratamiento térmico, no se sabe en forma acabada cómo influyen las diversas variables del proceso, ni cuáles son sus valores óptimos para la obtención de aceros de mejor calidad eléctrica.

Este trabajo de tesis propone encontrar las condiciones óptimas de tratamiento térmico de recocido descarburante al cual son sometidas las chapas, a fin de transferirle al usuario una metodología de trabajo para aumentar el rendimiento magnético del material a emplear en sus productos. El método Monte Carlo se utiliza para modelar el comportamiento microestructural del material observado durante las experiencias de recocido descarburante, con el objetivo de obtener una herramienta que permita predecir la evolución microestructural y, por consiguiente, el comportamiento magnético del material en estudio.

La metodología experimental empleada consiste en el análisis de la evolución de las variables involucradas en el crecimiento de grano controlado y en la formación de textura durante el tratamiento térmico de recocido descarburante.

Los estudios que se realizan permiten concluir que un usuario de aceros eléctricos puede emplear un acero de calidad estampado si le realiza previamente un tratamiento termo-mecánico apropiado. Se puede, mediante una deformación en frío del orden del 7% y un recocido descarburante de dos horas a 800 °C, reducir las pérdidas magnéticas de aquél de 6.9 W/kg a 3.3 W/kg. Este nivel de pérdidas es inferior al que presenta un acero comercial de calidad eléctrica con tratamiento térmico (3.7 W/kg).

Asimismo, los aceros experimentales analizados, similares a los del tipo Quarter-Quarter, son de muy buena calidad magnética sobre todo cuando se les realiza un recocido descarburante a temperatura y tiempo adecuado, alcanzando pérdidas magnéticas del orden de los 2 W/kg. El análisis de la evolución microestructural y de la textura, explica los valores de pérdidas magnéticas medidos.

Se encuentra una buena correlación entre textura y pérdidas magnéticas. El uso de una técnica simple, como es el análisis de un diagrama de difracción, da pautas sobre la calidad magnética del acero.

Se identifica que el crecimiento de grano durante la recristalización secundaria sigue las características del modelo de grano de baja energía, es decir, el borde de grano se mueve inducido por una tensión muy baja proveniente de la deformación en frío de la etapa de temper rolling.

## ABSTRACT

Every country in the world needs to lower the energetic consumption and of course Argentina is not out of this situation. The losses caused by the heating of electric motors and transformers are responsible for a high percentage of this consumption, because of the enormous quantity of these machines that are used daily. The energy dissipation source, as heat, is located in the magnetic losses of the electric motor core materials. So, the lowering of that dissipation to only some tenths of Watt/Kg of magnetic material would represent a great energetic economy.

Nowadays in Argentina, sheets of low carbon steel are used without heat treatment or, at least, with not the best one. Because of the great foreign competition in factories where these laminations are used, the importance of having materials of better quality has come forth.

At the present time, the phenomena that are produced during the heat treatment are known; but not how the different variables of the process, or which are the best values to obtain steels of better electrical quality.

This thesis proposal is to find the best decarburizing annealing heat treatment to which the sheets are submitted, and to give the user a methodology of work to increase the magnetic efficiency of the material used in his products. The Monte Carlo method is used for modeling the microstructural behaviour of the observed material during the decarburizing annealing experiences, in order to be able to foretell the microstructural evolution and the magnetic behavior of the material.

The experimental methodology used consists in the analysis of the evolution of variables involved in the grain growth and in the formation of texture during the decarburizing annealing heat treatment.

According to the studies performed, a user of electrical steels can use good quality stamp steel if he previously makes an appropriate thermo-mechanical treatment. With a cold deformation in the range of 7% and decarburizing annealing at 800°C during 2 hours, the magnetic loss could be reduced from 6.9 W/Kg to 3.3 W/Kg. This level of losses is less than the one that can be found in commercial electrical steel with heat treatment (3.7 W/Kg).

Likewise, experimental Quarter-Quarter steels were analyzed. They are of a very good magnetic quality, specially when they have had decarburizing annealing under correct temperature and time, reaching magnetic losses in the range of 2.0 W/Kg. The analysis of the microstructural and the texture evolution, explain the values of the magnetic losses measured.

A good correlation between texture and magnetic loss is found. The use of a simple technique, as it is the analysis of a diffraction diagram, allows to infer about the magnetic quality of the steel.

It was identified that the grain growth during the second recrystallization follows the characteristics of a low energy grain pattern, that is to say, the grain border moves induced by very low tensions generated by the cold deformation during the temper rolling step.

## RESUMO

Em todos os países do mundo, há uma grande necessidade de diminuir o consumo energético e Argentina não é uma exceção. As perdas originadas pelo calentamento dos motores e transformadores elétricos são uma alta porcentagem do dito consumo porque há uma grande quantidade de estas máquinas que se usam todos os dias. A fonte de dissipação de energia em forma de calor encontra-se em as perdas magnéticas do material dos núcleos dos motores elétricos. Portanto uma diminuição de somente umas dízimas de watts por kilo de material magnético representaria uma grande poupança energética.

Hoje, em Argentina usam-se laminações de aço de baixo carbono sem tratamento térmico ou com um tratamento que não é o ótimo. Por causa duma forte competencia externa, as empresas que usam estas laminações estão vendo a necessidade de ter materiais de melhor qualidade.

Atualmente, conhecem-se quais são os fenômenos que se produzem durante o tratamento térmico, mas não como influem as diversas variáveis do proceso, nem quais são seus valores ótimos para obter aços de melhor qualidade elétrica.

Este trabalho de tese propõe achar as condições ótimas de tratamento térmico de recocimento de descarbonetação ao qual são submetidas as lâminas, afim de dar-lhe ao usuário uma metodologia de trabalho para acrescentar o rendimento magnético do material que usará em seus produtos. O método Monte Carlo utiliza-se para modelar o comportamento microestructural do material observado durante as experiências de recocimento de descarbonetação, com o objetivo de obter uma ferramenta que faça possível prever a evolução microestructural e por conseguinte, o comportamento magnético do material em estudo.

A metodologia experimental usada consiste em o análise da evolução das variáveis envolvidas no crescimento de grão controlado e na formação da textura durante o tratamento térmico de recocimento de descarbonetação.

Os estudos que se fazem permitem chegar a conclusão de que um usuário de aços elétricos pode empregar um aço de qualidade estampado se lhe fez previamente um tratamento termo-mecánico apropriado. Se pode, mediante uma deformação em frio de ao redor de 7% e um recocimento de descarbonetação de duas horas a 800°C, reduzir as perdas magnéticas de aquele de 6,9 W/Kg a 3,3 W/Kg. Este nível de perdas é menor ao que apresenta um aço comercial de qualidade elétrica com tratamento térmico (3,7 W/Kg).

Mesmo assim, os aços experimentais analisados, similares aos do tipo Quarter-Quarter, são de muito boa qualidade magnética sobre tudo quando se lhes fizer recocimentos de descarbonetação à temperatura e tempo adequado, alcançando perdas magnéticas de ao redor de 2 W/Kg. A análise da evolução microestructural e da textura, explica os valores medidos das perdas magnéticas.

Acha-se uma boa correlação entre textura e perdas magnéticas. O uso de uma técnica simples, como uma análise de um diagrama de difração, da ideia sobre a qualidade magnética do aço.

Se identifica que o crescimento do grão durante a recristalização secundária segue as características do modelo de grão de baixa energia, é dizer, a borda do grão se move induzida por uma tensão muito baixa proveniente da deformação em frio da etapa de temper-rolling.

# CONTENIDO

## **CAPÍTULO 1 - INTRODUCCIÓN**

<b>1.1</b>	La Importancia de los Aceros Eléctricos .....	1
<b>1.2</b>	Clasificación .....	2
<b>1.3</b>	Los Aceros al Silicio .....	3
	<i>1.3.1. Procesamiento de los Aceros Fe-Si</i> .....	3
<b>1.4</b>	Evolución de las Laminaciones .....	5
	<i>1.4.1. La Situación en Argentina</i> .....	6
<b>1.5</b>	El procesamiento de las Laminaciones .....	7
	<i>1.5.1. Aspectos Tecnológicos del Recocido Descarburante</i> .....	7
<b>1.6</b>	Las Propiedades Magnéticas .....	9
	<b>OBJETIVOS DEL TRABAJO</b> .....	14
	<b>REFERENCIAS CAPÍTULO 1</b> .....	15

## **CAPÍTULO 2 - VARIABLES AFECTADAS POR EL RECOCIDO DESCARBURANTE**

<b>2.1</b>	El Contenido de Carbono .....	15
<b>2.2</b>	El Crecimiento de Grano .....	18
	<i>2.2.1. Estructuras de Equilibrio</i> .....	18
	<i>2.2.2. Mecanismos de Migración de los Bordes de Grano</i> .....	21
	<i>2.2.2.1. Mecanismo Atomístico</i> .....	21
	<i>2.2.2.2. Mecanismo No Atomístico</i> .....	21
	<i>2.2.3. Crecimiento Normal de Grano</i> .....	23
	<i>2.2.4. Crecimiento Anormal de Grano</i> .....	24
	<i>2.2.4.1. Inhibición del Crecimiento Normal de Grano</i> .....	24
<b>2.3</b>	La Textura .....	26

2.3.1. Los aceros Fe-Si de Grano Orientado .....	27
2.3.1.1. Análisis de la Evolución de la Textura: Diferentes Teorías ...	28
2.3.1.2. Evolución Durante el Procesado .....	29
2.3.2. Formación de Textura en las Laminaciones. Factores que la Influencian .....	30
2.3.2.1. Textura de la Chapa Deformada en Frío .....	30
2.3.2.2. Textura de Laminación en Frío .....	30
2.3.2.3. Textura del Recocido de Recristalización .....	31
2.3.2.4. Textura Durante el Temper-Rolling y el Recocido Descarburante .....	32
<b>2.4</b> Las Tensiones Residuales .....	33
2.4.1. Mecanismo de corte en el Matrizado .....	33
2.4.2. Variables involucradas .....	35
REFERENCIAS CAPÍTULO 2 .....	38

## **CAPÍTULO 3 - METODOLOGÍA EXPERIMENTAL**

<b>3.1</b> Los Aceros .....	39
<b>3.2</b> El Tratamiento Térmico .....	39
3.2.1. Horno de Tratamiento .....	39
3.2.2. Temperaturas y Tiempos .....	40
3.2.3. Atmósfera .....	41
<b>3.3</b> Técnicas Experimentales .....	42
3.3.1. Equipamiento Utilizado .....	42
3.3.2. Medición del Tamaño de Grano .....	43
3.3.3. La Textura .....	43
3.3.3.1. Difractograma .....	43
3.3.3.2. Figura de Polos Inversa .....	44
3.3.3.3. ODF-Función Distribución de Orientaciones .....	45
REFERENCIAS CAPÍTULO 3 .....	50

## **CAPÍTULO 4 - EXPERIENCIAS PREVIAS**

<b>4.1</b>	Cinética de Descarburación .....	51
	4.1.1. Conclusiones .....	55
<b>4.2</b>	El Matrizado .....	58
	4.2.1. Ensayos de punzonado .....	59
	4.2.2. Conclusiones .....	62
	REFERENCIAS CAPÍTULO 4 .....	64

## **CAPÍTULO 5 - RESULTADOS EXPERIMENTALES: LAMINACIONES COMUNES**

<b>5.1</b>	Acero D .....	65
<b>5.2</b>	Acero M .....	71
<b>5.3</b>	CONCLUSIONES .....	75
	REFERENCIAS CAPÍTULO 5 .....	76

## **CAPÍTULO 6 - RESULTADOS EXPERIMENTALES: LAMINACIONES QUARTER-QUARTER**

<b>6.1</b>	Aceros H y A .....	77
<b>6.2</b>	Resultados para el Acero H .....	78
	6.2.1. Descarburación .....	78
	6.2.2. Evolución Microestructural .....	78
	6.2.3. Evolución de la Textura .....	81
	6.2.4. Propiedades Magnéticas .....	87
<b>6.3</b>	Resultados para el Acero A .....	90
	6.3.1. Descarburación .....	90
	6.3.2. Evolución Microestructural .....	91
	6.3.3. Evolución de la Textura .....	94
	6.3.4. Propiedades Magnéticas .....	101

<b>6.4</b>	CONCLUSIONES .....	102
	REFERENCIAS CAPÍTULO 6 .....	103

## **CAPÍTULO 7 - DISCUSIÓN**

<b>7.1</b>	Comparación de los Aceros D y M .....	104
<b>7.2</b>	Comparación de los Aceros H y A .....	105
<b>7.3</b>	Las Partículas de NAl .....	109
<b>7.4</b>	CONCLUSIONES .....	112
	7.4.1. Aceros D y M .....	112
	7.4.2. Aceros H y A .....	113
	REFERENCIAS CAPÍTULO 7 .....	114

## **CAPÍTULO 8 - MODELIZACIÓN DEL CRECIMIENTO DE GRANO FERRÍTICO**

<b>8.1</b>	El Método Monte Carlo .....	115
<b>8.2</b>	El Método Monte Carlo Aplicado al Crecimiento de Grano .....	116
	8.2.1. Modelo de Srolovitz .....	117
	8.2.2. Algoritmo de Radhakrishnan .....	118
	8.2.3. Modelo de Mehnert para la Incorporación de la Textura .....	119
	8.2.4. Incorporación del Fenómeno de Anclaje por Partículas de Segunda Fase .....	120
<b>8.3</b>	Desarrollo del Software .....	120
	8.3.1. Datos Iniciales para la Simulación .....	122
	8.3.1.1. Tamaño de la Muestra .....	122
	8.3.1.2. Energía de Interfase .....	122
	8.3.1.3. Cantidad de Orientaciones .....	122
	8.3.1.4. Temperatura .....	122
	8.3.1.5. Incorporación de Segunda Fase .....	122
	8.3.1.6. Tiempo Monte Carlo .....	122
	8.3.2. Generación de la Microestructura .....	122

<b>8.4</b>	Resultados de la Simulación .....	123
	8.4.1. <i>Crecimiento Normal</i> .....	123
	8.4.2. <i>Anclaje de Bordos de Grano por Partículas (Efecto Zener )</i> .....	124
	8.4.3. <i>Incorporación de la Anisotropía por Textura</i> .....	125
	8.4.4. <i>Evolución de las Componentes de Textura</i> .....	126
<b>8.5</b>	Discusión .....	126
<b>8.6</b>	CONCLUSIONES	
	REFERENCIAS CAPÍTULO 8 .....	128

***CAPÍTULO 9 - CONCLUSIONES FINALES*** ..... xx

**ANEXO 1 :** Diagramas ODF de los Aceros Estudiados

**ANEXO 2 :** Programas de Simulación de Crecimiento de Grano utilizando Monte Carlo

## **CAPÍTULO 1**

# **INTRODUCCIÓN**

---

### **1.1. La Importancia de los Aceros Eléctricos**

Los **aceros de uso eléctrico** se describen genéricamente como hojas delgadas de acero, de espesores variables entre 0,27 y 0,76 mm, cuya función es transportar *eficientemente* el flujo magnético en equipamientos eléctricos. Estos aceros son usados en equipos tales como "motores" (motores, generadores, tacómetros, alternadores, etc.) y "transformadores" (transformadores, reóstatos de iluminación, medidores de energía, etc.).

Los usuarios de aceros eléctricos están interesados en tres atributos distintos pero relacionados de estos materiales, que son:

- 1. Calidad magnética**
- 2. Manufacturabilidad**
- 3. Precio.**

La "*calidad magnética*" está referida a las propiedades electromagnéticas que se demandan de dichos materiales, es decir: *bajas pérdidas magnéticas* y *alta permeabilidad*. La demanda de bajas pérdidas mientras se mantiene una elevada permeabilidad, está referida al consumo de electricidad y a la necesidad de mayor eficiencia energética.

La "*manufacturabilidad*" se refiere a la facilidad por la cual el usuario puede, consistente y económicamente, convertir las bobinas de acero en motores, generadores o núcleos de transformadores. Las características del acero tales como la uniformidad en el espesor, planitud, dureza, terminación superficial y sensibilidad al tratamiento térmico, deben ser compatibles con el equipamiento disponible.

El fabricante de máquinas eléctricas debe, finalmente, pesar las propiedades magnéticas de un determinado acero y la posibilidad de procesamiento frente al "*costo*", para determinar su valor en un entorno competitivo.

En el caso de las máquinas eléctricas, pocas decisiones en el diseño son tan fundamentales, o tienen tanta implicancia como la selección del material que va a ser utilizado en las laminaciones. La potencia del equipo (output), la elevación de la temperatura, el peso y el costo son sólo algunas de las características que están profundamente influenciadas por la selección del material.

Los aceros eléctricos son los materiales magnéticos utilizados en mayor volumen en el mundo. El rendimiento energético de las máquinas eléctricas está directamente asociado a la energía disipada por las chapas de acero que componen su núcleo. Así, cualquier esfuerzo tecnológico en la dirección de reducir esa energía disipada repercute directamente en la conservación de la energía del país. Se estima que el 50% del consumo de energía eléctrica es consumo industrial, y de ese 50% la mitad se consume en el accionamiento de motores eléctricos<sup>1</sup>. Las pérdidas de energía atribuibles a los núcleos de las máquinas eléctricas se estima que es del orden del 2,4 % de la energía total demandada<sup>2</sup>. Esta demanda es de 12 billones de kWh en el mundo (estadística del INSTITUTE OF ENERGY ECONOMICS, Japón 1990). Por lo tanto, las pérdidas de energía debidas a pérdidas magnéticas en

motores y transformadores es de aproximadamente 300 millones de MWh, lo que equivale a 3 veces la energía máxima producida por la Central de ITAIPÚ (mayor central hidroeléctrica del mundo con un record mundial de producción de 93,4 millones de MWh<sup>3</sup>). Por esto, el rendimiento energético de las máquinas eléctricas tiene un impacto muy fuerte en el consumo nacional, lo que se vuelve crítico para la oferta de energía eléctrica del país.

## 1.2. Clasificación

Existen dos tipos básicos de aceros eléctricos: los de grano orientado y los de grano no-orientado. Los aceros de grano orientado presentan propiedades magnéticas superiores en la dirección del laminado y se usan principalmente en transformadores de potencia y distribución. Los segundos tienen propiedades magnéticas isotrópicas que los hacen adecuados para aplicaciones que involucran campos rotantes, tales como motores y generadores.

Otra subdivisión que origina diversos grados de materiales se basa en la composición química, distinguiéndose dos grandes grupos: los aceros al silicio y los aceros al carbono. El hierro-silicio, de grano orientado y no-orientado, es el material para uso eléctrico por excelencia, pero sólo puede aplicarse en equipos donde las pérdidas y la eficiencia eléctrica justifican su mayor costo. En usos menos críticos, las laminaciones en base a aceros comunes de bajo carbono, que siempre son de grano no-orientado, han encontrado un amplio campo de aplicación. Los motores de potencias reducidas, o de uso intermitente, son un caso típico de empleo difundido de estos materiales económicos.

La forma de aprovisionamiento de las chapas genera una última distinción en las calidades de los aceros. De acuerdo al grado de procesamiento realizado por el fabricante, se encuentran los totalmente procesados y los semi-procesados.

En la **Tabla 1.1** se presenta una clasificación general junto con los usos típicos de cada categoría.

**Tabla 1.1:** Principales tipos de aceros eléctricos.

CLASE	TERMINOLOGÍA	ESTADO COMERCIAL	GRADO ASTM	APLICACIONES
Grano no-orientado	LAMINACIÓN	Semi-procesado	A 726	Pequeños motores, Balastos de lámparas, Motores de media potencia, Transformadores para soldadura
Grano no-orientado	HIERRO SILICIO	Semi-procesado y totalmente procesado	A 677, 683	Motores de media potencia, Transformadores para soldadura, Transformadores de audio, Pequeños transformadores de potencia, Grandes máquinas rotativas, Generadores medianos
Grano orientado	HIERRO SILICIO	Semi-procesado y totalmente procesado	A 665, 725	Transformadores de distribución y Transformadores de potencia

Los aceros de bajo carbono laminados en frío (**Laminaciones**) son en esencia del tipo AISI-SAE 1006. Difieren de los aceros al carbono comunes en que pueden estar adicionados con Si, Mn, Al y P y se someten a un proceso de fabricación tal que cuando son recocidos, su grano crece y desarrollan un comportamiento magnético adecuado.

Los fabricantes de equipos de potencia reducida tales como pequeños motores y pequeños transformadores, se han beneficiado con el costo relativamente bajo de estas chapas de aceros al carbono que se producen en grandes tonelajes en acerías integradas. La aplicación de tecnologías y procesos de acería avanzados en estos aceros de baja aleación, han resultado en laminaciones con propiedades magnéticas cada vez mejores, que comienzan a superponerse con las de algunos grados de hierro-silicio de grano no-orientado, tendiendo a expandir su campo de uso. La diferencia básica con los aceros de hierro-silicio de grano no orientado se origina no sólo en la composición química, sino fundamentalmente en el proceso de fabricación. Los aceros de bajo carbono utilizan la tecnología convencional de procesamiento de productos laminados en frío, en lugar de la más costosa ruta de recocido continuo-decarburoación, característica de los aceros al silicio.

Los aceros de bajo carbono se comercializan en el estado semiprocesado y sólo desarrollan su máximo potencial como material magnéticamente blando cuando el usuario realiza en forma ajustada las etapas finales del proceso.

Del tonelaje de aceros de uso eléctrico consumidos en el país, más de un tercio se refiere al material de más bajo costo disponible ( ~ U\$S 600/t) cuyas pérdidas magnéticas son grandes, del orden de 6.5 W/kg, a 1 T y 50 Hz. Son materiales usados en electrodomésticos de utilización discontinua y por poco tiempo (licuadoras, batidoras, etc.) donde el consumo energético no es criterio de selección. Ya los motores de ventiladores y heladeras funcionan por tiempo prolongado, exigiendo materiales de mejor desempeño. En la punta de la pirámide están los transformadores de potencia, por donde pasa toda la energía eléctrica del país, consumiendo exclusivamente "acero de grano orientado" (que cuesta U\$S 1700/t), cuyas pérdidas a 1 T, 50 Hz son del orden de 0.5 W/kg.

Los datos anteriores muestran la importancia de la optimización de las características magnéticas de las laminaciones, las que han ido evolucionando con el tiempo gracias a los desarrollos de las grandes acerías mundiales.

### **1.3. Los aceros al silicio**

En 1934, Goss <sup>4</sup> patentó un proceso de fabricación de aceros de uso magnético. Las excelentes propiedades magnéticas alcanzadas con el agregado de silicio (0,4 - 5 %Si) a los aceros de bajo carbono, se ven reflejadas en el uso intensivo de este material en la fabricación de grandes transformadores, en todo el mundo. Algunas de las ventajas del uso de silicio en los aceros son:

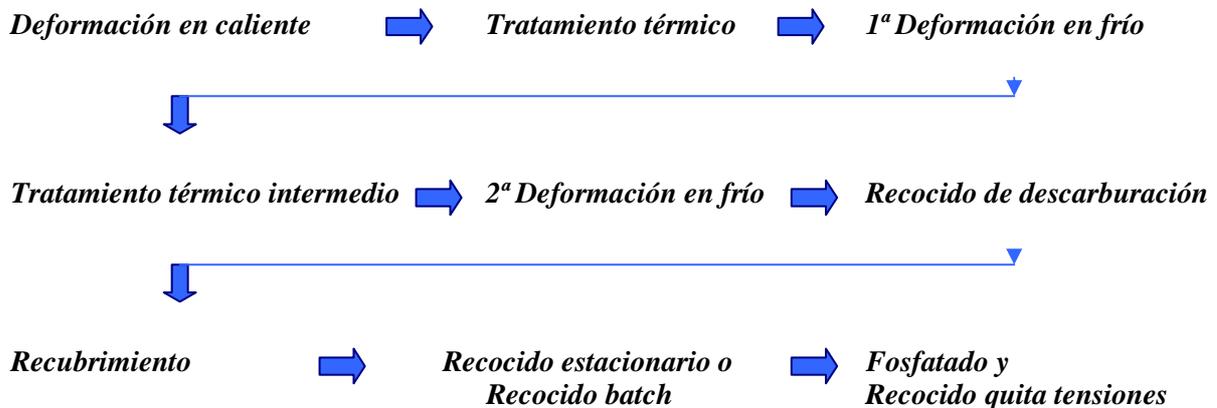
- a) se incrementa la resistividad eléctrica disminuyendo las pérdidas parásitas;
- b) se incrementa la permeabilidad magnética en campos bajos;
- c) la fuerza coercitiva de la aleación es el 50 % de la correspondiente a un hierro puro magnéticamente bueno, con el resultado de que se disminuyen las pérdidas por histéresis y
- d) el silicio tiende a convertir los carburos duros en grafito.

Las desventajas de su uso son:

- a) la fragilidad impartida por el silicio hace que se limite a contenidos inferiores al 4,5 %Si. La laminación es dificultosa para contenidos superiores al 3,5 %, lo mismo que las operaciones de matrizado (desgaste del herramienta).
- b) existe una reducción de la permeabilidad en campos altos a medida que aumenta el contenido de silicio.

#### **1.3.1. Procesamiento de los aceros Fe-Si**

Una secuencia de los pasos de procesamiento de los aceros al silicio es la siguiente (**Figura 1.1**):



**Figura 1.1:** Etapas del procesamiento de los aceros al silicio

1. **Deformación en caliente:** La temperatura final y la velocidad de enfriamiento son muy importantes ya que influyen: la textura, la estructura granular y la distribución de los carburos.
2. **Tratamiento térmico:** La chapa se trata térmicamente en aire a 820 - 920 °C en forma continua. Esto asegura la obtención de una microestructura adecuada y mejora la calidad superficial por remoción de cascarilla.
3. **Deformación en frío:** En esta etapa se desarrolla una textura (111)[112] <sup>5,6</sup>, lo que es extremadamente importante para el posterior desarrollo de la textura de Goss.
4. **Tratamiento térmico intermedio:** Se realiza en horno continuo a 900 - 950 °C para ablandar el material. Es importante tanto la temperatura como el tiempo de permanencia ya que influye en la perfección de la textura de Goss final. El tratamiento térmico se realiza entre diferentes pasadas de la deformación en frío.
5. **Recocido de descarburación:** Se debe bajar el porcentaje de carbono a contenidos menores al 0,005%. Se efectúa en hornos continuos a 800 - 850 °C. Se forma un film superficial de SiO<sub>2</sub> sobre la chapa.
6. **Recubrimiento:** Se recubre la chapa con MgO para evitar el pegado de la misma durante el recocido subsiguiente.
7. **Recocido batch:** Se realiza un recocido estacionario a 1100 - 1200 °C para desarrollar la textura Goss. En esta operación se forman granos extremadamente grandes, de orientación (110)[001] por recristalización secundaria. Para promover este tipo de recristalización, se debe suprimir el crecimiento de grano primario o normal, lo que se consigue con la presencia de fases dispersas <sup>7,8,9</sup> que se emplean como inhibidores.

De acuerdo a Goss <sup>10</sup>, el SMn suprime el crecimiento de grano primario hasta una temperatura crítica cercana a los 850 °C. Por encima de esta temperatura, el grano crece sin restricción debido a que las partículas coalescen y pronto se vuelven demasiado gruesas para anclar el borde de grano e impedir el crecimiento. No es posible obtener la textura Goss en una chapa libre de impurezas <sup>11</sup>.

Comienza entonces la recristalización secundaria: los granos existentes que tienen la orientación deseada (110)[001] crecen radialmente y consumen los granos circundantes con orientaciones no favorables. La fuerza impulsora para la recristalización secundaria es la energía libre de borde de

grano <sup>12</sup>. Al finalizar la recristalización secundaria, el 90 - 95% del material posee la textura preferencial de Goss.

El recocido se realiza en horno estacionario (batch), en atmósfera de H<sub>2</sub> seco y puro, a la que se le agrega N<sub>2</sub> a bajas temperaturas por razones de seguridad.

#### **1.4. Evolución de las laminaciones**

En la década de 1950, algunos fabricantes de motores estaban usando los aceros al carbono laminados en frío del tipo AISI 1008, en aplicaciones no críticas. Mientras el costo de estos aceros era bajo, sus propiedades magnéticas eran relativamente pobres. Los aceros al silicio, con buenas propiedades, estaban disponibles a un costo relativamente alto y representaban un derroche cuando se usaban en pequeños motores. Por lo tanto, había un lugar para un nuevo producto consistente en un acero eléctrico más barato que los aceros al silicio, pero con mejores propiedades magnéticas comparadas con los aceros al carbono.

Tratar de desarrollar un acero al silicio más barato estaba fuera de cuestión debido al costo inherente del producto, por lo que se atacó la posibilidad de mejorar las propiedades magnéticas del AISI 1008 y se llegó a las llamadas *laminaciones* o *aceros eléctricos de bajo carbono*.

El trabajo se inició considerando el procesamiento convencional básico de la laminación en frío de planos, ya que la ruta especializada seguida para los aceros al silicio, implica un recocido continuo y una descarburación que encarece el proceso. Como el acero se producía en el estado efervescente, no se utilizaba silicio o aluminio para mejorar la resistividad y con ello disminuir la componente de corrientes parásitas en las pérdidas magnéticas.

Así, se trabajó sobre dos vías de mejoras para atacar la componente de histéresis: mejoras en la práctica de acería y control del procesamiento. El desarrollo del proceso básico al oxígeno (BOF) en la década de 1960, permitió la oportunidad de producir aceros con menores niveles de carbono y nitrógeno <sup>13</sup>.

El control de las prácticas de fusión y colada de lingotes, fueron un medio para reducir el contenido de inclusiones y para minimizar la segregación. Estas evolucionaron desde el acero efervescente a un acero semi-calmado al silicio o al aluminio en la década del '70 <sup>14</sup>.

Los desarrollos en el procesamiento de las laminaciones continuaron con el control de la composición química y su modificación. A principios de 1984, estuvo comercialmente disponible en Estados Unidos, un acero con un porcentaje en peso nominal de 0,25% Al + 0,35% Si. Los productos que tienen esta composición aproximada se han llamado *Quarter-Quarter*. En la **Tabla 1.2** se comparan las propiedades magnéticas de los nuevos desarrollos con respecto a las laminaciones.

Para ese tiempo ya se había expandido la utilización de la colada continua y a fines de 1985, se adoptó además la práctica de tratamiento del baño líquido en cuchara para el 100% de este producto. Se consiguieron así, grandes mejoras en los valores de pérdidas y en la permeabilidad. De esta forma, fue evidente que para conseguir mayores reducciones en la componente de pérdidas parásitas, se debía incrementar la adición de silicio, el que no degradaba seriamente la permeabilidad. El objetivo del 1,5 W/kg a 1 T, se alcanzó con el agregado de un 1,2% de (Si+Al), llamando a este producto *Low-loss* (**Tabla 1.2**). Con este material se mantenía la práctica estándar de producción de laminaciones, que incluía el recocido estacionario (*batch*) y la laminación superficial (*temper-rolling*). El acero low-loss actualmente recibe una gran atención como reemplazo de algunos grados de acero al silicio semi-procesado.

**Tabla 1.2:** Cuadro comparativo de pérdidas, a 50 Hz, de aceros laminados en frío con tratamiento térmico.

Material	Siglo XX	Si + Al	P 1 T (w/kg)
Aceros al Si	Principios de siglo	Si = 2 - 3%	0,50
Laminaciones	Década del 50	0	2,44
Quarter-Quarter	Década del 80	0,35 + 0,25%	1,90
Low-Loss	Actualmente comerciales en EEUU y Japón	1,2	1,36
Super Low-Loss	En desarrollo	1,9	1,23

Siguiendo este camino, el desarrollo actual se centra en una mayor disminución de las pérdidas magnéticas, con el grado *Super Low-Loss*. Las propiedades magnéticas para este nuevo producto, que mantiene la práctica de procesamiento de los aceros al carbono, compite con el “mejor” acero al silicio semi-procesado disponible. Sin embargo, el procesamiento debe ser cuidadosamente controlado para prevenir el agrietamiento. Estos aceros están aún en etapa de experimentación en Estados Unidos y Japón, mientras que Brasil ya cuenta comercialmente con algunos grados del Quarter-Quarter.

#### **1.4.1. La situación en Argentina**

Los aceros eléctricos constituyen la componente principal del mercado argentino y mundial de materiales magnéticos.

Durante muchos años, la empresa estatal SOMISA sólo comercializó el acero al carbono AISI 1008 como material de uso en componentes eléctricos, mientras que se importaba (y aun se hace) el Fe-Si de grano orientado y no-orientado. En Argentina se realizó en los años '70 un estudio de factibilidad económica de fabricación de Fe-Si de grano orientado con resultados negativos, básicamente debido a las altas inversiones requeridas.

En el año 1993, SOMISA fue privatizada y adquirida por el grupo TECHINT junto a otras cuatro empresas siderúrgicas, transformando a este grupo en la actual SIDERAR. Esta empresa realizó importantes inversiones en desarrollo de nuevos productos planos, entre ellos el estudio de nuevas calidades de aceros de uso eléctrico. En el año 1994 ya producía un grado comercial (*grado eléctrico*) para uso exclusivo de los usuarios de este acero en máquinas eléctricas, cuya característica era de poseer tenores de impurezas más controlados (disminución del contenido de carbono al 0,06 %C y un ligero aumento en el contenido de aluminio). En el año 1997 SIDERAR inicia la producción experimental de algunas calidades de acero del tipo Quarter-Quarter con contenidos de carbono del orden del 0,04 %C y contenidos de (Si + Al) superiores al 0,4 %.

A pesar de esto, los aceros de bajas pérdidas (low-loss y super low-loss) son prácticamente desconocidos en Latinoamérica. Se presentan como ventajosos para Argentina porque sólo requieren una elevada optimización de los procesos clásicos actualmente vigentes en el país y además, se encuadran dentro de las tendencias de la siderurgia nacional hacia productos especiales de alto valor agregado.

## **1.5. El Procesamiento de las laminaciones**

La necesidad de inducir a la sociedad a reducir el consumo de energía eléctrica ha llevado a los gobiernos de todo el mundo a presionar sobre los fabricantes de electrodomésticos en la dirección del aumento del rendimiento energético de sus motores. Uno de los dos medios disponibles para aumentar el rendimiento energético de los motores es utilizar aceros con menores pérdidas magnéticas.

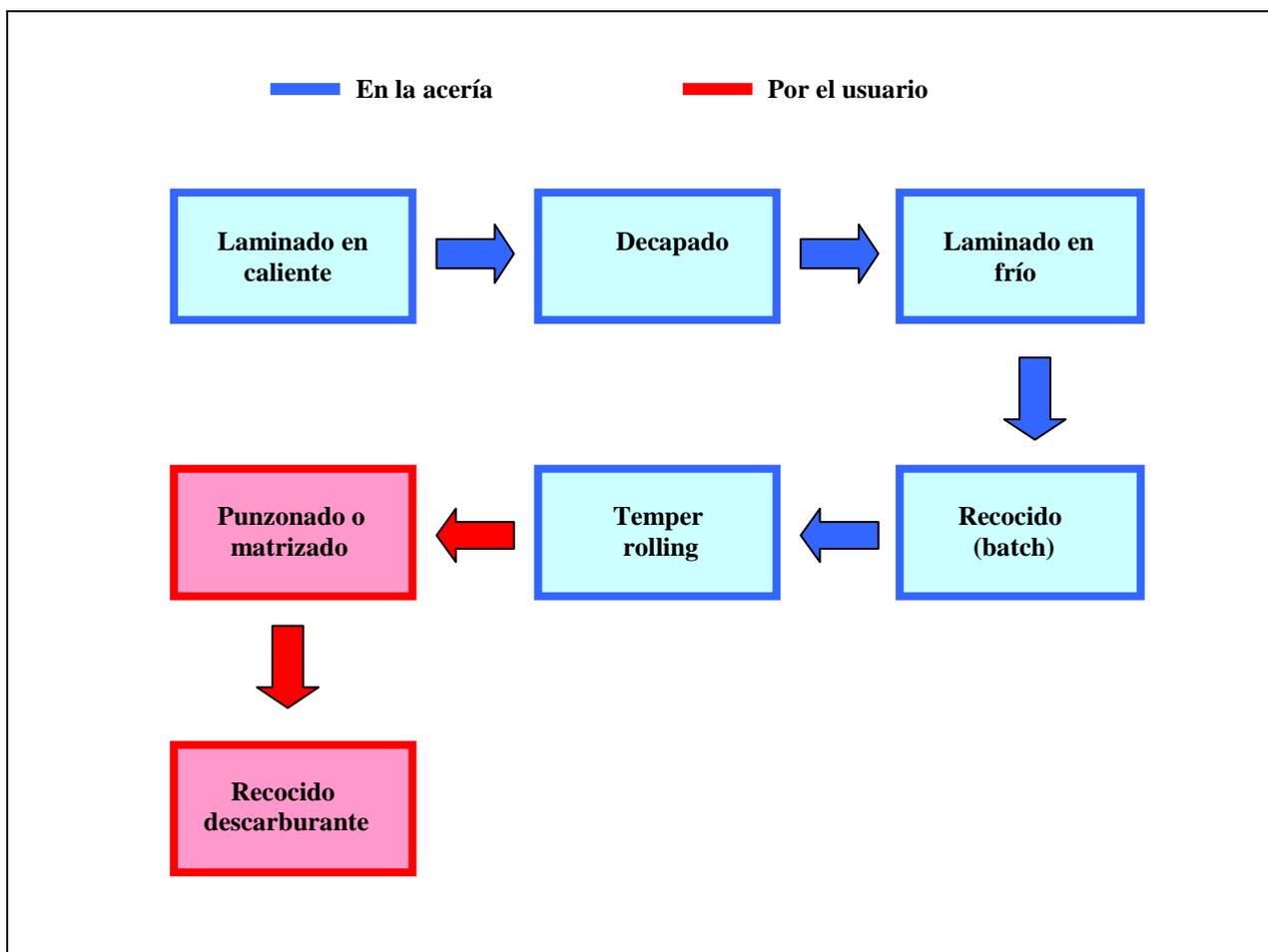
La tecnología actual de fabricación de transformadores y motores eléctricos utiliza chapas de acero que son matrizadas para obtener las formas requeridas de los núcleos y, en aquellos donde se exige mejor desempeño energético, se debe aplicar un tratamiento térmico. El proceso completo de fabricación se resume en la **Figura 1.2** donde se muestran los pasos llevados a cabo en la acería (estado semiprocesado) y los que debe realizar el fabricante de las máquinas eléctricas.

Los aceros eléctricos son refinados y laminados por procesos similares a los usados para aceros al carbono. Sin embargo, se tiene un control más cuidadoso en todas las etapas de producción. El término “eléctrico” se refiere a la aplicación del acero más que al método usado en su fabricación. Los lingotes son laminados a altas temperaturas en bobinas de gran espesor. Dichas bobinas son luego decapadas con ácido para remover la cascarilla y posteriormente laminadas en frío hasta los espesores finales, rebobinadas y recocidas. Por último se aplica un tensionado crítico, comúnmente conocido como “skin pass” o “temper rolling” donde se introduce una pequeña reducción (superficial), inferior al 8 %.

Finalmente, el control adecuado de las operaciones a las que las chapas son sometidas por el usuario, es esencial para la obtención de un rendimiento óptimo de las mismas en el circuito magnético al cual están destinadas.

### **1.5.1. Aspectos tecnológicos del recocido descarburante**

Los tratamientos térmicos de recocido descarburante pueden llevarse a cabo en hornos continuos o de tipo estacionario (batch). El recocido batch se adapta especialmente a operaciones intermitentes o de volumen reducido, su control es más sencillo y la operación más flexible que por el método continuo. En general, para la ubicación de los paquetes de chapas en el horno, es importante que al menos un extremo de las laminaciones se ubique en la zona de radiación para facilitar la transferencia de calor.



**Figura 1.2:** Proceso de aceros eléctricos laminados en frío

Tradicionalmente, los tratamientos térmicos aplicados por los usuarios de aceros de bajo carbono laminados en frío, se han llevado a cabo en hornos a gas bajo atmósferas producidas por generadores exotérmicos convencionales, comúnmente conocidos como “*exogas*”.

Más recientemente, ha cobrado importancia el empleo de atmósferas basadas en nitrógeno cuyas ventajas principales son la mayor capacidad de control del proceso y la posibilidad de desarrollar diferentes funciones<sup>15,16</sup>. Dichas atmósferas son conocidas como HHD (hidrógeno, húmedo diluido) ó HNX ( $H_2/N_2X$ ) y pueden producirse a partir del hidrógeno obtenido de una fuente, como por ejemplo amoníaco disociado, el cual se mezcla con nitrógeno y se adiciona con agua para efectuar el ajuste de punto de rocío. También pueden adquirirse las mezclas de nitrógeno-hidrógeno envasadas, de la composición elegida.

Un sistema de atmósfera basado en nitrógeno adicionado con hidrógeno es técnicamente viable para muchas aplicaciones de tratamientos térmicos pudiendo reemplazar satisfactoriamente a las atmósferas producidas por los generadores convencionales<sup>17</sup>. La fabricación de estas atmósferas generalmente empieza con los componentes elementales almacenados en recipientes separados, mezclados a la composición requerida e introducidos en el horno. La composición resultante es muy versátil y se puede variar en diferentes tiempos durante el tratamiento o en diferentes zonas del horno. Como los componentes de estas atmósferas se obtienen por refinación química o por procesos criogénicos, el nivel de impurezas es muy bajo (<20ppm).

En comparación con las atmósferas del tipo exogas, la mayor conductividad térmica de las mezclas  $N_2+H_2$  provee una mejora en la transferencia térmica y un incremento en la productividad del recocido industrial. El uso de estas mezclas como atmósfera lleva a una reducción en los tiempo de calentamiento y de enfriamiento, lo que significa una mejora en los tiempos totales de tratamiento <sup>18</sup>. Por otra parte, el bajo peso de las moléculas de hidrógeno también representa una ventaja dado que el gas de recocido se puede mover rápidamente entre la cobertura interna del equipo y las bobinas de acero, usando motores de impulsión más pequeños, obteniendo así incrementos en las velocidades de transferencia térmica por convección a las bobinas <sup>19</sup>.

La concentración de impurezas residuales en la superficie de la chapa recocida y los depósitos carbonosos son menores a los alcanzados con otras atmósferas de tratamiento, obteniéndose una mejor limpieza superficial <sup>20</sup>. El hidrógeno penetra entre las vueltas de la bobina y reacciona con los lubricantes de laminación permitiendo removerlos del sistema.

El usuario tiene la responsabilidad de proveer las condiciones apropiadas de tratamiento térmico para producir crecimiento de grano, limpieza química, prevenir las adhesiones y formar una aislación adecuada sobre la superficie del acero. A menudo estos requerimientos imponen severas restricciones al diseño del ciclo térmico y a la implementación de las condiciones de tratamiento.

### **1.6. Las Propiedades Magnéticas**

La calidad magnética de los aceros de uso eléctrico requiere que los mismos posean bajas pérdidas magnéticas, elevada permeabilidad y alta inducción de saturación.

Las pérdidas magnéticas constituyen el punto central de estudio de los aceros eléctricos. Por pérdidas se entiende a la potencia que se *gasta* al someter al material a un campo magnético variable, donde los campos magnéticos se invierten cada 1/100 segundos. Debido a la existencia de los fenómenos de histéresis magnética y a la circulación de corrientes eléctricas parásitas inducidas por la variación del flujo magnético en el interior del material, el proceso de inversión de la magnetización ocurre con disipación de energía, o sea, con pérdidas magnéticas, también conocidas como "pérdidas en el hierro". Magnetizar y desmagnetizar cíclicamente un material no es gratis puesto que una cierta cantidad de potencia, la pérdida, se transforma irreversiblemente en calor. Dada la importancia del rendimiento energético de las máquinas, y como las pérdidas en el hierro son mucho mayores que las pérdidas en el cobre (dependientes de la permeabilidad magnética), las pérdidas magnéticas son el principal parámetro técnico de selección y control de estos materiales.

Las pérdidas magnéticas totales se pueden descomponer en diferentes términos <sup>21</sup>, cada uno de un origen distinto:

$$P_T = P_H + P_P + P_A \quad [1.1]$$

donde  $P_H$  representan las pérdidas por histéresis y la suma de  $P_P + P_A = P_{PA}$  corresponde a la componente de las pérdidas por corrientes inducidas.

Las pérdidas por histéresis se originan en el movimiento irreversible de las paredes de los dominios magnéticos durante la magnetización y desmagnetización del material magnético. Las impurezas, las imperfecciones cristalinas y los precipitados, actúan como anclajes que impiden el libre movimiento de las paredes de dominio durante un ciclo de magnetización, y de ese modo incrementan las pérdidas por histéresis. La deformación plástica de las paredes de dominio producto del incremento de la densidad de dislocaciones, también aumenta las pérdidas por histéresis.

En general, el área enmarcada por la curva de histéresis es una medida de la energía perdida por ciclo debido a la histéresis magnética.

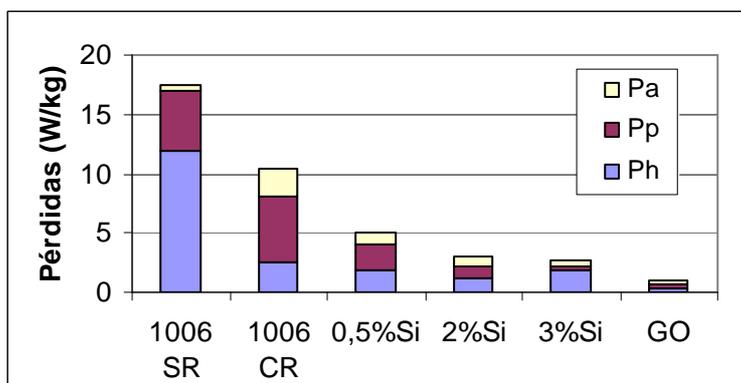
Un campo magnético fluctuante originado por una corriente alterna en los núcleos magnéticos conductores, produce un cambio en los gradientes de voltaje, los cuales crean pérdidas de corrientes eléctricas. Estas corrientes eléctricas inducidas, son llamadas corrientes parásitas,  $P_p$ , y son una fuente de pérdidas de energía debido al calentamiento por efecto Joule. Las pérdidas parásitas se pueden reducir usando una estructura laminar o de hojas en los núcleos magnéticos. Una capa de aislante entre los materiales de conducción magnética, previene las corrientes parásitas desde una lámina a la siguiente.

Los primeros modelos sobre el comportamiento magnético daban cuenta de esta componente de pérdidas parásitas suponiendo una muestra uniforme y unidireccional, donde la magnetización tomaba el mismo valor instantáneo en toda la muestra. Sin embargo, los valores de pérdidas calculados a partir de la suma de las pérdidas por histéresis y corrientes inducidas, resultaban sistemáticamente inferiores a los medidos experimentalmente. A la diferencia entre ambos es lo que actualmente se denomina componente *anómala* <sup>22</sup>,  $P_A$ , y que alcanza entre un 10 - 30% de las pérdidas totales. Esta componente es explicada convenientemente por el modelo de los *objetos magnéticos* de Bertotti <sup>23</sup>. Los objetos magnéticos representan el vehículo natural por medio del cual tienen lugar los cambios de magnetización en un material, esto es, un grupo de segmentos de pared de dominio cuya evolución está fuertemente correlacionada de manera que pueden ser tratados como un todo y único objeto equivalente. Este autor considera que las corrientes inducidas de Eddy responden a las variaciones reales dentro de la muestra y no al promedio. La existencia de paredes de dominio magnético le lleva a concluir que los cambios en la magnetización de una muestra ocurren por una secuencia al azar de "paquetes" de saltos de segmentos de paredes de dominio, el que perturba la estabilidad de los segmentos de paredes vecinos y produce una avalancha de saltos en ellos. Esto termina con una nueva posición de equilibrio (metaestable) de la configuración de dominios en la muestra.

La **Figura 1.3** compara las componentes de pérdidas totales de diferentes aceros, utilizando como indicador de desempeño el valor de las pérdidas magnéticas a 1,5T. El acero 1006 endurecido tiene pérdidas de 18 W/kg. El tratamiento térmico reduce el valor de pérdidas a 10 W/kg. La adición de silicio y aluminio a los aceros aumenta su resistividad eléctrica, lo que reduce la intensidad de las corrientes eléctricas parásitas y así permite reducir las pérdidas a los 4,2 W/kg. La reducción de espesor de 0,5 a 0,3 mm es capaz de disminuir las pérdidas al rango 3,6 - 2,8 W/kg. El acero del tipo grano orientado llega apenas a 1 W/kg en la dirección de laminación, pero tiene pérdidas de 4 W/kg en la dirección transversal.

Se sabe que la microestructura tiene una gran influencia en las pérdidas por histéresis y en la componente anómala, mientras que el espesor y la resistividad afectan bastante las pérdidas parásitas. Así, un acero de bajo carbono (tipo SAE 1006) sin recocido tiene pérdidas de histéresis y parásitas muy altas. Un tratamiento de recocido reduce bastante las pérdidas por histéresis <sup>24</sup>, porque elimina las dislocaciones y se obtiene un tamaño de grano grande <sup>25</sup>, pero las parásitas permanecen altas pues no se altera el espesor ni la resistividad eléctrica. La adición de silicio para aumentar la resistividad eléctrica permite una sensible reducción de la componente parásita, a pesar de tener poco efecto sobre la componente de histéresis. El acero de grano orientado tiene muy pequeñas pérdidas debido a sus pérdidas por histéresis extremadamente bajas en la dirección de laminación. La variación de las pérdidas anómalas tiende a acompañar la variación de las pérdidas por histéresis.

A pesar de lo anterior, el material más utilizado en los motores eléctricos continúa siendo la chapa del tipo SAE 1006 sin recocido, por el bajo costo, correspondiendo a un 30% del tonelaje anual de aceros eléctricos usados en máquinas eléctricas.



**Figura 1.3:** Pérdidas totales y sus componentes de histéresis (Ph), parásita (Pp) y anómala (Pa) en diferentes aceros de uso eléctrico <sup>1</sup>.

SR: sin tratamiento térmico de recocido  
 CR: con tratamiento térmico de recocido  
 GO: acero al silicio de grano orientado

Los aceros poseen una capacidad de amplificación del campo magnético, conocida como permeabilidad magnética, que proporciona una medida de la facilidad con que el material *conduce* las líneas de fuerza magnéticas. Es una propiedad del medio específico a través del cual pasa el campo aplicado (*intensidad de campo*,  $\mathbf{H}$ ) y en donde se mide la *inducción magnética*,  $\mathbf{B}$ . Este nombre se refiere a la idea que los ingenieros del siglo XIX tenían del fenómeno, o sea, una medida de la facilidad con que el flujo magnético atraviesa el material. Hoy entendemos que si un objeto de acero es expuesto a un campo magnético externo, que venga de un imán o de una corriente eléctrica, se crea en el aire a su alrededor un campo magnético mucho mayor que el campo aplicado externamente. La permeabilidad magnética puede ser entendida mejor como un poder amplificador del material.

El torque de un motor eléctrico depende del campo magnético que existe en el espacio entre la parte móvil del motor (rotor) y su parte inmóvil (estator). La intensidad del campo magnético en el interior del material se llama la inducción magnética, medida en unidades de tesla (T).

Al fabricante de motores le gustaría trabajar con la mayor inducción magnética posible. Entretanto, está limitado por dos condiciones: la existencia de una saturación magnética (ningún material conocido hoy tiene una magnetización encima de 2,4 T) y la intensidad de corriente eléctrica que es necesaria para llevar al material hasta la inducción magnética deseada, o sea, la permeabilidad magnética. Esta última condición también es importante para aquellos interesados en máquinas de alto desempeño energético. La permeabilidad magnética es la responsable de las "pérdidas en el cobre" de las máquinas, o sea de la disipación de energía por efecto Joule asociado a la corriente eléctrica necesaria para la magnetización del material y la creación del campo magnético en el entrehierro.

Para un gran número de aplicaciones donde el rendimiento no es relevante, una permeabilidad del orden de 500 ya es suficiente. Esta es la permeabilidad magnética de una chapa de acero tipo 1006, con deformación en temper del orden del 8%, utilizada en motores de licuadoras, por ejemplo. Un recocido que elimine las dislocaciones y genere un tamaño de grano mayor que 100  $\mu\text{m}$  aumenta la permeabilidad a 2500. Para sobrepasar los 3000, que hoy es un sueño para los fabricantes de compresores de heladeras, hay que controlar la textura cristalina con un cuidado muy especial. El acero al silicio de grano orientado, que tiene prácticamente sólo un componente de textura: todos los granos presentan planos del tipo (110) paralelos a la superficie de la chapa y con una dirección [100] paralela a la dirección de laminación, alcanza una permeabilidad de 40000. Ese valor

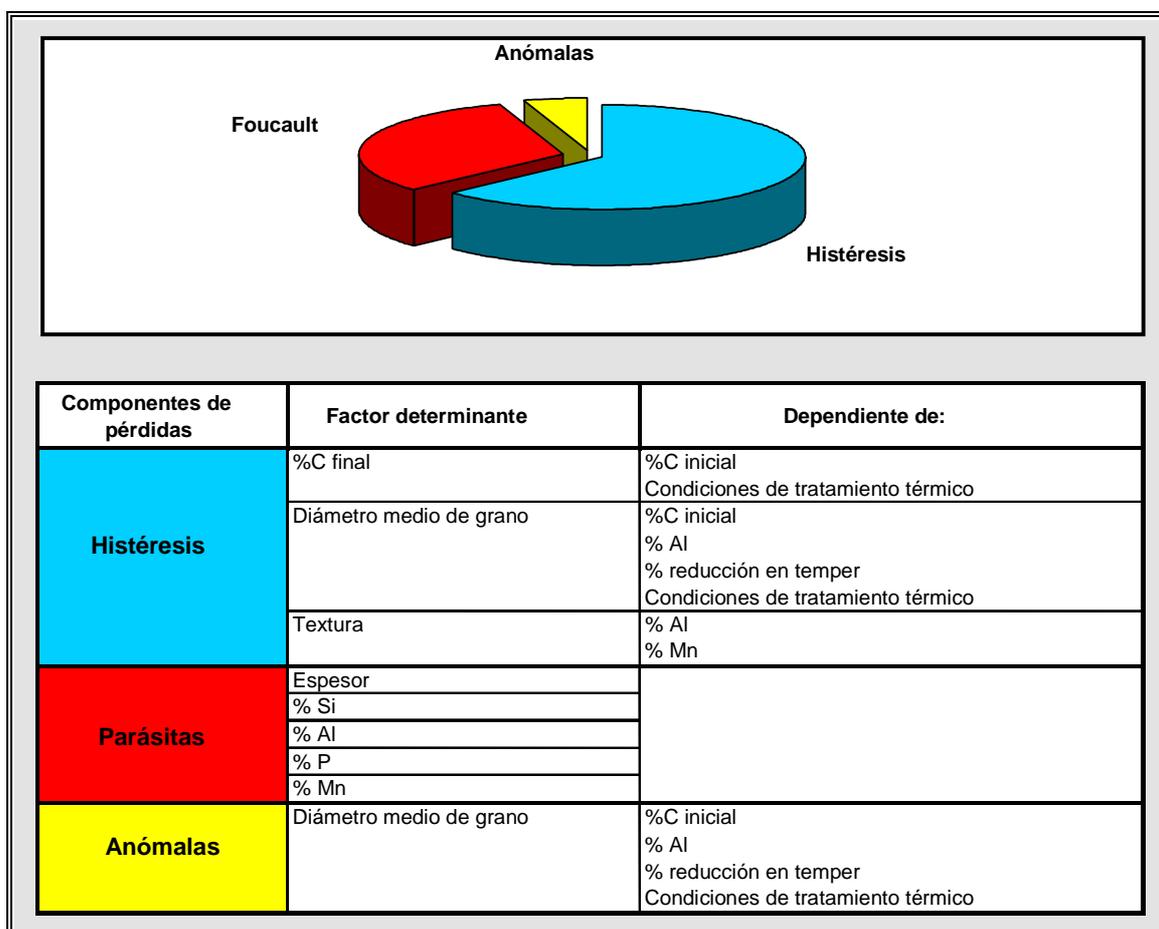
excepcionalmente alto se obtiene cuando se mide la permeabilidad en la dirección de laminación. En la dirección transversal la permeabilidad a 1,5T cae a 400.

Así en la planta del usuario, mediante un tratamiento térmico de recocido posterior al matizado, se reducen las pérdidas por histéresis y se eleva la permeabilidad como resultado de <sup>26</sup>:

- **descarburación con la consiguiente disminución del contenido de carbono, desde 0,04-0,07 hasta 0,002 %;**
- **un aumento importante del tamaño de grano ferrítico, hasta valores óptimos de 120-180  $\mu\text{m}$ ;**
- **mejoramiento de la textura cristalográfica;**
- **eliminación de tensiones residuales;**
- **creación de una aislación eléctrica superficial por oxidación.**

Este tratamiento térmico no modifica la componente de pérdidas originada por corrientes parásitas y la saturación.

En la **Figura 1.4** se muestra la composición de pérdidas típica de un acero de bajo carbono con tratamiento térmico final, junto con los factores que las determinan.



**Figura 1.4:** Factores determinantes de las distintas componentes de pérdidas.

De acuerdo a los antecedentes presentados en la Figura 1.4, se puede ver que el tamaño de grano es, en principio, la variable que más afecta a las pérdidas magnéticas. La presencia de carbono como cementita o como perlita afecta la posibilidad de anclaje del borde de grano y de allí la necesidad de provocar la descarburación.

## **OBJETIVOS DEL TRABAJO**

---

En este trabajo se proponen los siguientes objetivos:

- **la optimización del tratamiento térmico de descarburación aplicado a las laminaciones de aceros eléctricos de bajo carbono,**
- **la identificación de las principales variables microestructurales modificadas por el tratamiento térmico de recocido descarburante,**
- **la caracterización del crecimiento de grano durante el proceso y**
- **la modelización del crecimiento de grano ferrítico**

## REFERENCIAS CAPÍTULO 1

- <sup>1</sup> IPT - Instituto de Pesquisas Tecnológicas - Lab. de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos <http://www.ipt.br/dimet/acel.htm> - Consulta el 26/06/01
- <sup>2</sup> KAWASAKI STEEL <http://www.kawasaki-steel-21st-cf.or.jp> - Consulta el 05/07/02
- <sup>3</sup> ITAIPÚ BINACIONAL <http://www.itaipu.gov.br> - Consulta el 16/07/02
- <sup>4</sup> Goss N.; US Patent 1965559, July 3 1934
- <sup>5</sup> Dunn C.G., Kohn P.K.; J.of Met. Aug.1956, p.1017
- <sup>6</sup> Weiner G.; J.App.Phys. vol.135, nº 3, p.356 (1964)
- <sup>7</sup> Fiedier H.C.; Trans.AIME vol. 230, p.93, Feb.(1964)
- <sup>8</sup> May J., Turnbull D.; Trans.AIME vol.217, p.769 (1958)
- <sup>9</sup> Morrill W.; Met.Progress p.84, Sept. (1960)
- <sup>10</sup> Goss N.; Industrial Heating vol.32 nº 6-11, p.1038-f (1965)
- <sup>11</sup> Markuszewicz M.; JISI p.223, March (1962)
- <sup>12</sup> Lenhart R.E., Philips T.V.; Trans.AIME vol.221, p.439, June (1961)
- <sup>13</sup> Advance Materials and Processes, Vol. 149, Nº 1, xx-xx (1996)
- <sup>14</sup> Goodenow R.H.; Trans.ASM, 1966, 59, 804
- <sup>15</sup> Dunkle R.P., Goodenow R.H.; Soft & Hard Mag. Mat. with Aplic., Proc. Symp. ASM, 41, (1986)
- <sup>16</sup> Morris J.; Heat Treatment of Metals, 2, 33-37 (1989)
- <sup>17</sup> Metals Handbook, Vol. 9<sup>th</sup> Ed., pp.402, (1990)
- <sup>18</sup> Ducrot N., Brun Ch., Canivez J., Schollaert G.; Rev.Met. - CIT, Nov. 1988, pp.899-907
- <sup>19</sup> Ramasamy S., Simmons R., DeVito A., Brickner K.; *Developments in the annealing of sheet steels*, Ed.R.Pradhan & I.Gupta, 1992, pp. 463-478
- <sup>20</sup> Scheuermann W., Bock M., Bovalina T.; MPT Int. 2/1995, pp. 90-98
- <sup>21</sup> Actis F., Oldani C.; Jornadas SAM 95, Córdoba, 1995
- <sup>22</sup> Bordone E.; "Pérdidas en materiales magnéticos blandos". Comunicación Personal
- <sup>23</sup> Bertotti G.; J.Mag.Mag.Mat., 54-57, 1556 (1986)
- <sup>24</sup> Rabet L., Kestens L., Van houtte P., Aernoudt E.; Mat. Sci. Forum, Vol. 94-96, 611-618 (1992)
- <sup>25</sup> Chun-Kan How; IEEE Trans. on Magnetics, Vol.32, Nº 2, march (1996)
- <sup>26</sup> Oldani C.; Subsidio CONICOR Nº 3304/94 (1994-1995)

## CAPÍTULO 2

# VARIABLES AFECTADAS POR EL RECOCIDO DESCARBURANTE

### 2.1. El contenido de carbono

En la descarbonación se busca alcanzar contenidos de carbono muy reducidos. Tenores inferiores a 0,005 % en peso son aceptables pero la meta es llegar a 0,001 %.

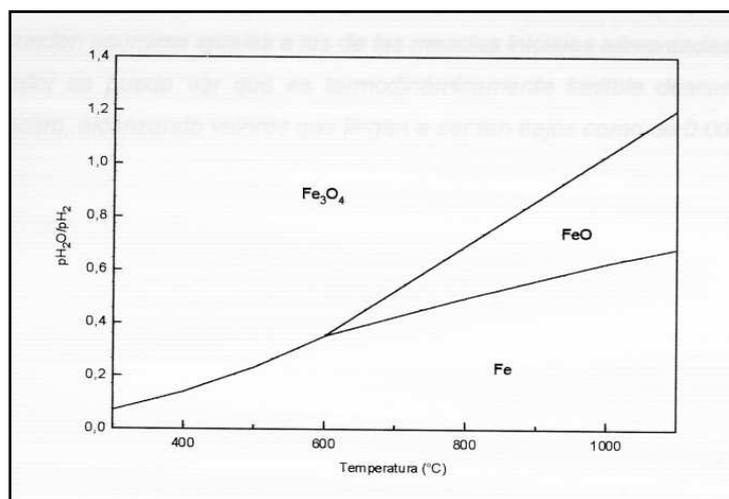
Una de las atmósferas empleadas a tal fin es la de hidrógeno húmedo diluido en nitrógeno (HHD) que promueve la descarbonación mediante la reacción:



pero debe limitar la oxidación indeseada que se origina en las reacciones:



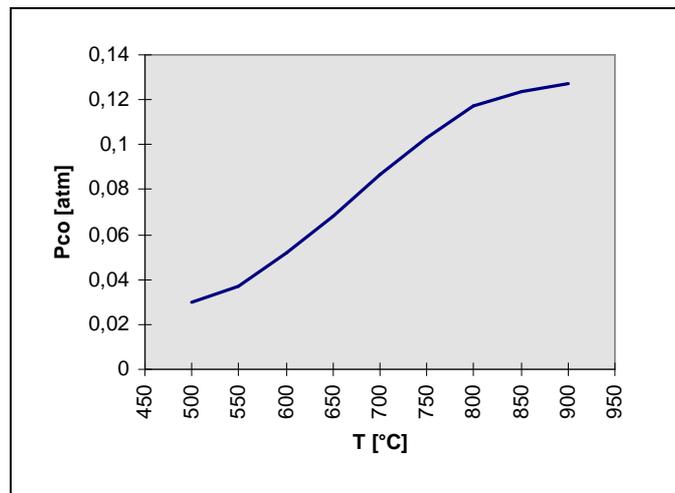
En el rango de temperaturas de trabajo usuales en los tratamientos descarbonantes (600-1000°C), las relaciones de presiones parciales de los componentes de la atmósfera deben tener valores precisos para evitar las reacciones indeseadas<sup>1</sup>. A las temperaturas más desfavorables, desde el punto de vista de la oxidación, la relación  $(P_{H_2O} / P_{H_2})$  alcanza el valor límite de 0,3 (**Figura 2.1**) que, debido a las pequeñas cantidades que reaccionan, puede asumirse igual al de equilibrio en las mezclas alimentadas al horno.



**Figura 2.1:** Relación de presiones parciales  $(P_{H_2O} / P_{H_2})$  en la formación de óxidos de hierro.

Dado que la  $P_{CO}$  es un indicador de la dirección de la reacción, ésta señala los límites que no deben superarse para que la reacción de descarburación en la superficie proceda. Las presiones parciales de CO bajas hacen que la reacción en la superficie y la difusión de carbono hasta la interfase se detengan luego de que pequeñas cantidades de carbono disuelto en el hierro pasan a la fase gaseosa. La  $P_{CO}$  de equilibrio se puede obtener mediante un procedimiento de cálculo, basado en el planteo de la constante de equilibrio de la reacción [2.1], a partir de los valores correspondientes de  $\Delta G^0$  y calculando la actividad de carbono,  $a_C$ , mediante la ecuación de Taylor<sup>2</sup>.

En la **Figura 2.2**<sup>3</sup> se muestran las  $P_{CO}$  de equilibrio en función de la temperatura hasta los 900 °C. Se observa que elevando la temperatura hasta los 825 °C se favorece la reacción de descarburación y no se justifican temperaturas superiores.



**Figura 2.2:** Efecto de la temperatura sobre la  $P_{CO}$  de equilibrio.

Lo anterior representa las condiciones termodinámicas para la descarburación y por lo tanto, sólo muestra los límites que se pueden alcanzar en el equilibrio. Para conocer el tiempo en el cual el metal alcanza un determinado grado de descarburación, se debe considerar también la cinética del proceso.

La velocidad de descarburación está gobernada por la velocidad de difusión del carbono en el acero hasta la interfase metal-gas ya que la velocidad de la reacción química es muy elevada<sup>2</sup>. Por lo tanto, se debe pensar en la solución de la segunda ley de Fick con D (coeficiente de difusión) constante que tendrá la forma general:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad [2.4]$$

donde  $C$  es la concentración de carbono,  $t$  es el tiempo de tratamiento térmico y  $x$  es la distancia desde la superficie de la chapa.

Considerando que el tratamiento térmico de descarburación se realiza sobre chapas planas matizadas, la descarburación se producirá por difusión de los átomos de carbono desde el interior hacia la superficie de la chapa, donde reaccionarán con la atmósfera.

Inicialmente la chapa tiene una concentración uniforme  $C_{ini}$ , y luego su superficie en contacto con la atmósfera disminuirá hasta  $C_s$  y se mantendrá constante. Suponiendo que las muestras tienen una longitud infinita y un espesor  $2L$ , las condiciones iniciales y de borde de interés serán:

$$C(x,0) = C_{ini} \quad [2.5]$$

$$\frac{\partial C}{\partial x}(0,t) = 0 \quad [2.6]$$

y:

$$C(L,t) = C_s \quad [2.7]$$

La solución de este problema queda <sup>4</sup>:

$$\frac{C - C_s}{C_{ini} - C_s} = \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{2n+1} \exp\left(\frac{-(2n+1)^2 \pi^2 D t}{4 L^2}\right) \cos\left(\frac{(2n+1) \pi x}{2 L}\right) \quad [2.8]$$

La ecuación anterior es útil para describir los perfiles de concentración en función del tiempo. A pesar de esto, es de interés conocer la cantidad total de material que difunde fuera de la chapa, particularmente en un trabajo experimental donde ésta es la única cantidad medible. Por lo tanto se requiere la concentración promedio  $C_{fin}$  :

$$C_{fin} = \frac{1}{L} \int_0^L C dx \quad [2.9]$$

Utilizando esta ecuación se obtiene el cambio relativo en la composición promedio de la chapa en función del tiempo:

$$\frac{C_{fin} - C_s}{C_{ini} - C_s} = \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left(\frac{-(2n+1)^2 \pi^2 D t}{4 L^2}\right) \quad [2.10]$$

Suponiendo que la concentración de carbono en la superficie es igual a cero, debido a la alta velocidad de la reacción química, la solución de la ecuación anterior toma la siguiente forma:

$$\frac{C_{fin}}{C_{ini}} = \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left(\frac{-(2n+1)^2 \pi^2 D t}{4 L^2}\right) \quad [2.11]$$

La serie anterior converge rápidamente y está limitada sólo a su primer término <sup>2</sup> cuando,

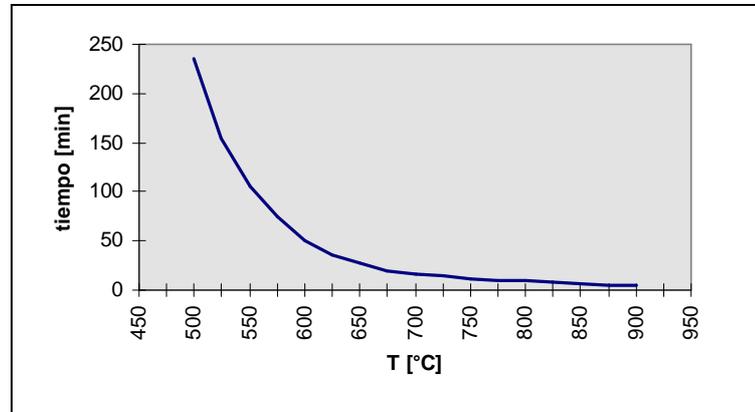
$$t < 4.5 \times 10^{-2} \frac{4L^2}{D} \quad [2.12]$$

con un error menor al 1%.

En la **Figura 2.3** <sup>4</sup> se muestran los cálculos realizados usando la ecuación [2.12] para un espesor de chapa  $2L = 0,5$  mm y varias temperaturas de recocido. Se ve que a temperaturas superiores a 650°C la reacción es suficientemente activa y que, temperaturas superiores a 800°C no introducen mejoras significativas.

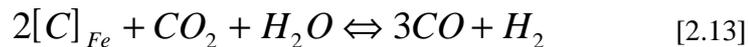
Con alta velocidad de reacción química y altas velocidades de evacuación de productos gaseosos y aportes de agentes oxidantes, la velocidad total del proceso de descarburación no podrá ser mayor a la velocidad de difusión dentro del metal, ya que en los procesos en serie, la velocidad está siempre controlada por el proceso más lento. Los tiempos de recocido informados en la Figura 2.2 son, por lo tanto, los mínimos necesarios y debe considerarse que los tiempos reales serán mayores por los factores extra cinéticos involucrados. Dentro de estos factores se encuentra la dificultad en introducir o

evacuar los agentes de la reacción, por ejemplo, debido a la formación de películas superficiales o por una mezcla deficiente en el medio gaseoso.



**Figura 2.3:** Efecto de la temperatura sobre el tiempo de descarburación.

El análisis precedente es también válido para el caso de tratamientos bajo atmósferas de tipo *exogas*, donde la reacción de descarburación es:



y el control del potencial de oxígeno de la atmósfera se realiza por medio del ajuste de las relaciones  $P_{CO_2}/P_{CO}$  y  $P_{H_2O}/P_{H_2}$ .

## 2.2. El crecimiento de grano

El conocimiento de los granos y sus contornos en metales no es reciente<sup>5</sup>. Ya en 1899 se menciona<sup>6,7</sup> que cada uno de los granos que aparecen en una superficie pulida y atacada era, en realidad, un monocristal.

Rosenhain<sup>6</sup> propuso una de las primeras teorías que procuró explicar el crecimiento de grano, mientras que Burke<sup>8</sup>, Beck<sup>9</sup> y Pande<sup>10</sup> fueron los precursores de la explicación del potencial termodinámico para el crecimiento de grano, tal como se acepta hoy: una disminución de la energía libre asociada a la presencia de bordes de grano. En realidad, fue Jeffries<sup>11</sup> quien afirmó que la presencia de bordes de grano era una condición de mayor energía y que, por lo tanto, se debería llegar a una condición de menor energía - a la de un monocristal.

### 2.2.1. Estructuras de equilibrio

Una estructura de granos es un resultado del compromiso entre los requisitos que operan entre las partes individuales (los granos), y los que justifican la ocupación del espacio<sup>12</sup>.

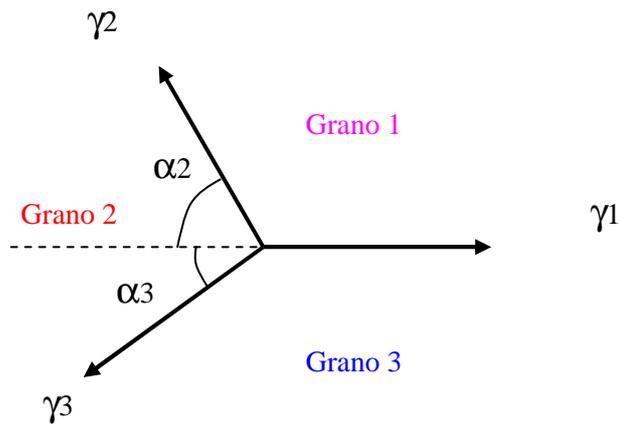
La representación algebraica del perfil de equilibrio entre los granos se puede encontrar a partir de la suposición de que tres bordes se encuentren en un punto, una unión triple (**Figura 2.4**)<sup>13,14</sup>. En el equilibrio, la variación de energía libre es cero y por lo tanto, la ecuación que representa el sistema es:

$$\gamma_1 - \gamma_2 \cos \alpha_2 - \gamma_3 \cos \alpha_3 + (d\gamma_2/d\alpha_2) \sin \alpha_2 + (d\gamma_3/d\alpha_3) \sin \alpha_3 = 0 \quad [2.14]$$

donde los términos  $[(d\gamma_2/d\alpha_2) \text{ sen } \alpha_2]$  y  $[(d\gamma_3/d\alpha_3) \text{ sen } \alpha_3]$  son llamados de torque. Cuando estos términos de torque son cero, la ecuación se reduce a:

$$\gamma_1 - \gamma_2 \cos \alpha_2 - \gamma_3 \cos \alpha_3 = 0 \quad [2.15]$$

Suponiendo que la energía libre de superficie de los bordes sea constante,  $\gamma_1 = \gamma_2 = \gamma_3$ , se puede llegar a ángulos de equilibrio de  $120^\circ$ <sup>8</sup>. Por lo tanto, en dos dimensiones, una estructura de equilibrio será aquella formada por hexágonos, que poseen contornos rectos (radios de curvatura tendiendo a infinito) y ángulos de equilibrio de  $120^\circ$  en sus vértices.



**Figura 2.4:** Encuentro de granos en una unión triple

Bidimensionalmente, una estructura formada completamente por hexágonos es difícil de encontrar<sup>15</sup>, por causa de la naturaleza estocástica de los granos<sup>16</sup>. Así, en una estructura granular, es muy común encontrar granos cuyo número de lados sea diferente de seis. Estos, por tanto, tenderán a curvarse para que se consiga el ángulo de equilibrio de  $120^\circ$ .

Smith<sup>12</sup> estudió las relaciones topológicas en una estructura de polígonos. En dos dimensiones, mostró que la siguiente relación era válida para polígonos continuos:

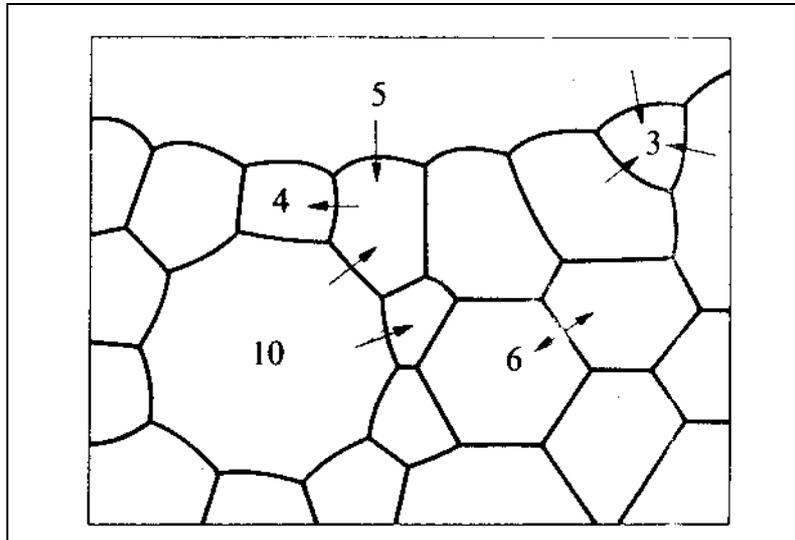
$$\Sigma P_n (6-n) - E_b = 6 \quad [2.16]$$

- donde: P<sub>n</sub>: número de polígonos de n lados  
 n: número de lados del polígono  
 E<sub>b</sub>: número de lados del contorno externo del arreglo.

Se ha demostrado<sup>17</sup> que los granos relativamente grandes poseen más lados, mientras que los granos pequeños poseen menos de seis lados.

Suponiendo que todas las células de un arreglo bidimensional fueran exactamente de seis lados, la unión de tres bordes de grano se producirá en una unión triple de ángulos diédricos de  $120^\circ$  exactos. Además de eso, todos los lados de los granos serán rectos (radio de curvatura tendiendo a infinito). Si en esta estructura de granos hexagonales fuese introducido un grano con cinco lados, sería geoméricamente necesaria la introducción de un grano de siete lados<sup>15</sup>. En este caso, ninguno de los dos granos tendrá contornos rectos para ajustarse al ángulo de equilibrio de  $120^\circ$ . De esto se concluye que los granos con menos de seis lados tendrán sus caras convexas mientras que los de más de seis lados tendrán sus caras cóncavas (**Figura 2.5**) y que los granos con menos de seis lados tenderán a disminuir y desaparecer mientras que los de más de seis lados tenderán a crecer. La existencia de una curvatura en los bordes indica, por lo tanto, que puede ocurrir el crecimiento de grano. Es de esta

manera como Smith <sup>18</sup> concluyó que el crecimiento de grano es inevitable o, conforme a Burke <sup>8</sup>, autoperpetuante.



**Figura 2.5:** Granos con distinto número de lados. Las flechas indican la dirección de movimiento.

La consideración meramente mecánica para que una superficie curvada de un borde de grano esté en equilibrio, requiere que las fuerzas que actúan sobre ella se deban anular, es decir, que debe existir una presión del lado opuesto para balancear dichas fuerzas superficiales. Esta presión representa el potencial termodinámico para el crecimiento de grano. Llamándola  $\Delta P$ , se tiene:

$$\Delta P = 2\gamma / \rho \quad [2.17]$$

donde:  $\Delta P$ : potencial termodinámico para el crecimiento de grano

$\gamma$ : energía libre de superficie de borde

$\rho$ : radio de curvatura

De esta ecuación atribuida a Gibbs-Thomson <sup>19</sup>, se puede concluir que:

- La curvatura de los bordes de grano promueve la migración preferencial de átomos de un lado para otro del contorno.
- Los átomos del lado cóncavo del borde se mueven preferencialmente hacia el lado convexo.

De esa forma, los bordes se mueven en el sentido de su centro de curvatura <sup>8</sup> hasta que forman un arreglo estable en el cual no existe tendencia para su migración. Tal situación debe ser aquella en la que el radio de curvatura tiende al infinito, o sea, cuando los contornos se vuelven rectos.

De la misma forma que existe una estructura de equilibrio en dos dimensiones, también hay una en tres dimensiones: la estructura de tetracaidecaedros de Kelvin <sup>20</sup>. El tetracaidecaedro es un poliedro formado por catorce caras, siendo ocho de las mismas hexágonos y seis cuadrados.

De modo análogo a una estructura de hexágonos, una estructura de granos con forma de tetracaidecaedro también es difícil de encontrar <sup>15</sup>. La misma inestabilidad existente para un arreglo bidimensional, vale para una arreglo tridimensional.

### 2.2.2. Mecanismos de migración de los bordes de grano

Históricamente, se han utilizado dos caminos para estudiar los mecanismos que llevan al crecimiento de grano. Un camino está relacionado con los mecanismos de migración de bordes de grano a escala atómica (mecanismo atomístico), y el otro está relacionado con los aspectos físicos y topológicos de una estructura de granos (mecanismo no-atomístico). Las dos visiones no son totalmente separadas, sino por el contrario, los dos planteos se pueden unir.

Las teorías cinéticas de crecimiento de grano se pueden resumir <sup>21</sup> como:

$$V = M \Delta P \quad [2.18]$$

donde: V: velocidad de migración de los bordes de grano

M: movilidad del contorno granular, definida como la variación de la velocidad de migración con el potencial termodinámico

$\Delta P$ : potencial termodinámico para el crecimiento de grano

Los principales factores que influyen la movilidad de los bordes de grano son la diferencia de orientación entre los granos <sup>22</sup>, la presencia de átomos soluto (o impurezas) <sup>23</sup>, la presencia de partículas de segunda fase y la temperatura <sup>24</sup>.

#### 2.2.2.1. Mecanismo atomístico

Burke <sup>8</sup>, utilizando la teoría de los complejos activados <sup>25</sup>, mostró que la velocidad de migración de un borde de grano está dada por:

$$V = kT/h \lambda \exp(-\Delta G_a/RT) \Delta P/RT \quad [2.19]$$

donde: kT/h: frecuencia de "saltos" de los átomos

k: constante de Boltzmann

T: temperatura absoluta

h: constante de Plank

R: constante general de los gases

$\lambda$ : espaciamiento interatómico en el borde de grano

$\Delta G_a$ : energía libre de Gibbs de activación para la migración de los átomos

La ecuación anterior se corresponde con la ecuación [2.18] si:

$$M = k/hR \lambda \exp(-\Delta G_a/RT) \quad [2.20]$$

En esta teoría se admite que entre dos granos vecinos, uno de ellos posee átomos arreglados de tal forma que poseen una energía libre inferior a la del arreglo de átomos del otro grano. De esa forma, el flujo neto de átomos que migran a través del borde de grano será en dirección al de menor energía libre. Como consecuencia, el contorno migrará en la dirección al grano de mayor energía.

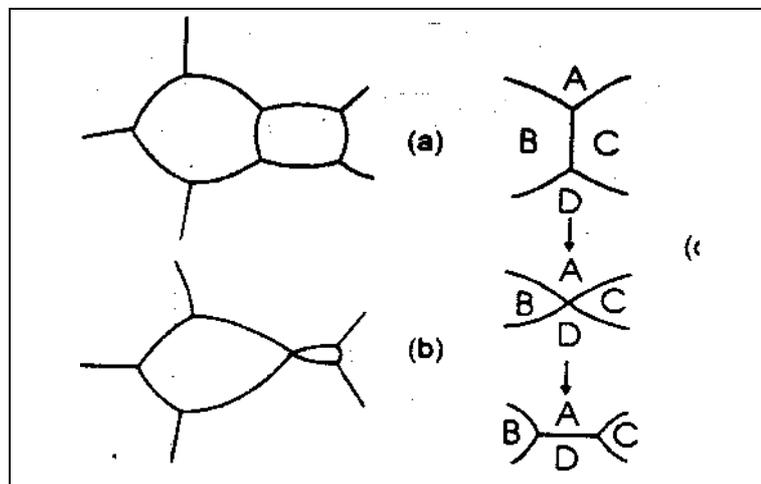
#### 2.2.2.2. Mecanismo no-atomístico

Se puede seguir el crecimiento granular a partir de las diversas variaciones que ocurren cuando una estructura de burbujas de jabón exhibe crecimiento <sup>18</sup>. En cuanto a la configuración, una estructura de burbujas de jabón es análoga a una estructura granular en metales. Físicamente, existen algunas

diferencias ya que la energía libre de superficie de los bordes de grano metálicos puede variar <sup>22</sup> mientras que esta energía en el caso de la burbujas de jabón, es constante.

Si una de esas células (burbujas) posee tres lados, puede desaparecer simétricamente, con la extensión de los contornos adyacentes, sin perturbarlos (**Figura 2.6**). Entre tanto, si la célula tiene más de tres lados, es posible que durante el crecimiento de las burbujas exista una situación en la cual se encuentren cuatro lados en un mismo vértice. Tal condición inestable será seguida de un rearrreglo de forma de obtener dos vértices y un nuevo contorno que ahora pertenece a otras dos células vecinas <sup>12</sup>. Así, teniendo en cuenta las diferencias entre una estructura de burbujas de jabón y una de granos metálicos, el mecanismo de migración de éstos últimos debe ser análogo.

Basándose en consideraciones topológicas, Smith <sup>18</sup> propuso que la velocidad de migración de los bordes de grano debe aumentar de forma inversamente proporcional a los radios de curvatura de los granos. Se puede verificar que esa hipótesis está de acuerdo con la ecuación 2.17 combinada con la ecuación 2.18.



**Figura 2.6:** Variación de la configuración granular durante el crecimiento de grano.

Por otra parte, Beck <sup>26</sup> definió una ley empírica de crecimiento de grano en condiciones isotérmicas, expresada como:

$$D = Kt^n \quad [2.21]$$

donde: D: diámetro (tamaño) medio de grano después del tiempo t de tratamiento

K y n: parámetros que son constantes durante el crecimiento de grano isotérmico y que varían conforme a la temperatura escogida y al tipo de material.

El exponente n equivale al valor de la pendiente de la parte recta en un gráfico log D vs log t. En este mismo trabajo Beck mostró que la velocidad de crecimiento de grano es proporcional al área (total) del borde de grano y por lo tanto, debería ser una función inversa del tamaño de este. Tal función es del tipo <sup>27</sup>:

$$dD/dt = K/D \quad [2.22]$$

Integrando y admitiendo que para t=0, D=Do, donde Do es el tamaño de grano inicial:

$$D^2 - D_0^2 = K'' t \quad [2.23]$$

conocida como ley parabólica de crecimiento de grano <sup>19</sup>. Suponiendo que el crecimiento sea tal que  $D \gg D_0$ , entonces:

$$D = K' t^{0,5} = K t^n \quad [2.24]$$

A pesar de que Burke <sup>27</sup> mostró que  $n=0,5$ , tal valor no se encuentra experimentalmente.

El hecho de que el exponente  $n$  sea diferente del valor 0,5 (siempre menor a este valor) se atribuye a la presencia de átomos de impurezas <sup>28</sup> o a la existencia de alguna especie de inhibición del crecimiento de grano.

HU <sup>28</sup>, propuso la siguiente ecuación como alternativa a la ecuación 2.18, para expresar la velocidad de migración de los contornos de grano:

$$V = M \Delta P^m \quad [2.25]$$

que es análoga a la ecuación 2.18 haciendo  $m=1$ . La relación entre los coeficientes  $m$  y  $n$  se puede expresar por:

$$m = 1/n - 1 \quad [2.26]$$

De esa forma, el valor de  $n$  de 0,5 equivaldría a una ley de crecimiento parabólico y a una dependencia lineal de la velocidad de migración de bordes de grano con el potencial termodinámico solamente cuando el valor de  $m$  fuese 1. Se ha verificado <sup>28</sup> que la ecuación 2.25 es lineal solamente a altas temperaturas.

Tanto la variación de los valores de  $m$  como los de  $n$  permiten mostrar el efecto de restricción por impurezas en la migración de los contornos.

En el fenómeno de crecimiento de grano, se pueden discriminar dos tipos de mecanismos: uno caracterizado por una variación continua del tamaño medio de grano (crecimiento normal), y otro caracterizado por una variación discontinua del tamaño medio de grano, donde unos pocos granos extremadamente grandes aparecen en una estructura de granos finos (crecimiento anormal).

El crecimiento normal de granos ha sido estudiado en mayor extensión que el crecimiento anormal de granos <sup>29,30</sup>.

### **2.2.3. Crecimiento normal de grano**

Los cuatro principales atributos que permiten caracterizar el crecimiento normal de grano son <sup>31</sup>:

*Uniformidad:* a lo largo del proceso de crecimiento de grano, los granos están encuadrados dentro de una banda relativamente estrecha de tamaños, con un coeficiente de variación alrededor de 0,4 y constante <sup>32</sup>, lo cual produce una estructura final de apariencia uniforme.

*Escala:* durante el crecimiento de grano, después de suficiente tiempo, la distribución de tamaños de grano permanece similar <sup>31</sup>, mientras que el tamaño medio de grano aumenta.

*Estabilidad:* perturbaciones en el proceso de crecimiento normal de grano no afectan la estructura final y la dinámica <sup>31</sup>, que son también insensibles a las condiciones iniciales.

*Log-normalidad*: los tamaños de grano <sup>21</sup>, se pueden representar por una distribución teórica log-normal <sup>9,17,28</sup>.

#### **2.2.4. Crecimiento anormal de grano**

El crecimiento de grano anormal consiste en la migración de algunos pocos bordes de algunos granos, llevando a una estructura que contiene pocos granos extremadamente grandes, en medio de una estructura de granos finos. A este tipo de crecimiento se le han dado diferentes nombres. Algunos ejemplos son: crecimiento discontinuo de grano <sup>33</sup>, crecimiento exagerado de grano <sup>34</sup>, germinación <sup>11</sup>, crecimiento selectivo de grano <sup>35</sup>, recristalización secundaria <sup>36</sup>, crecimiento rápido de grano <sup>37</sup>, crecimiento hipercanibalístico de grano <sup>38</sup>, crecimiento preferencial de grano <sup>39</sup>, engrosamiento de grano <sup>40</sup>, crecimiento anormal de grano <sup>41</sup>.

El crecimiento anormal de grano está caracterizado por una distribución de tamaños de grano inicialmente unimodal, el cual se torna bimodal durante el proceso y vuelve a ser una distribución unimodal en su etapa final. En este sentido, se afirma <sup>16</sup> que el crecimiento anormal funciona como un régimen transitorio entre dos períodos de crecimiento normal de granos.

De manera general, los factores que determinan la ocurrencia de crecimiento anormal de grano son la inhibición del crecimiento normal de grano, sumado a algún factor que vuelva a unos pocos bordes de grano capaces de migrar mientras que los demás puedan permanecer impedidos de migrar.

##### **2.2.4.1. Inhibición del crecimiento normal de grano**

La inhibición del crecimiento normal de grano es uno de los factores que determinan la aparición de crecimiento anormal de granos. Tal inhibición lleva a un tamaño de grano constante, usualmente llamado tamaño de grano límite <sup>42</sup>.

El aumento del tamaño de grano necesariamente involucra la disminución del área de borde de grano por unidad de volumen y, por lo tanto, la correspondiente disminución de la energía superficial del borde de grano por unidad de volumen. Como esta última se relaciona con el potencial termodinámico para el crecimiento de grano, se sigue que, al aumentar el tamaño de grano por crecimiento de grano, automáticamente se reduce el potencial termodinámico para el crecimiento posterior. La velocidad de crecimiento de grano, ecuación 2.18, disminuye y se vuelve efectivamente cero cuando el área de borde de grano es suficientemente extensa <sup>43</sup>. Tal limitación al crecimiento deriva de la propia naturaleza de la cinética de crecimiento de grano del material.

Existen cuatro formas conocidas de inhibir el crecimiento normal de grano. En todas, puede ocurrir crecimiento anormal cuando se suma algún otro factor que promueve el movimiento de algunos pocos contornos en relación a los demás. Las cuatro formas conocidas de inhibición del crecimiento normal de granos son debidas a los átomos soluto <sup>44</sup>, espesor de la muestra <sup>45</sup>, orientación preferencial <sup>46</sup> y partículas de segunda fase <sup>32</sup>.

La influencia de átomos soluto se puede entender por el análisis de la distribución de soluto próxima al borde en migración. Cuando un contorno se encuentra en una posición estacionaria, la disposición de átomos soluto es simétrica a la línea central del borde de grano, pero cuando éste se mueve, la distribución se vuelve asimétrica <sup>44</sup>. El número de átomos soluto asimétricamente dispuestos es un factor que determina la restricción al movimiento de los bordes de grano; cuando más asimétrica es la distribución, mayor es el efecto restrictivo. Tal comportamiento es denominado de "baja velocidad" <sup>43</sup>, y es típico del crecimiento de grano.

En muestras de espesor reducido, el crecimiento de grano ocurre hasta el instante en que el tamaño de grano alcanza el espesor de la muestra. En esta situación, el equilibrio energético entre el borde de

grano y la superficie libre produce un surco térmico (groove). De esta forma, el borde de grano queda prácticamente inmóvil, ya que el movimiento de éste lleva a una condición de mayor energía.

Otra forma de inhibición del crecimiento normal de granos es debido a una orientación preferencial (textura) poco pronunciada. En este caso, los contornos entre los diversos granos poseen, en la mayor parte, una movilidad y una energía libre de superficie relativamente bajas, porque las diferencias de orientación entre los granos son relativamente pequeñas. Tales valores tornan la migración de los bordes de grano extremadamente lenta, provocando la inhibición del crecimiento normal de grano <sup>46</sup>.

La inhibición por partículas de segunda fase presupone que cuando una partícula se encuentra en el contorno de grano (**Figura 2.7**), se debe crear una determinada área para que el borde de grano continúe migrando y tal etapa involucra un consumo de energía. El efecto de la partícula de segunda fase es el de provocar una variación en la forma del borde a medida que éste avanza sobre la partícula.

A pesar de que el efecto de inhibición por partículas de segunda fase se conoce desde el inicio de este siglo, solamente después de la comunicación de Zener <sup>47</sup> a Smith se tiene una relación matemática entre el tamaño de grano límite y el tamaño de las partículas de segunda fase:

$$R = 4r / 3f \quad [2.27]$$

donde: R: radio de grano (curvatura)  
r: radio de la partícula de segunda fase  
f: fracción volumétrica de partículas de segunda fase

Sin embargo, se ha encontrado que el tamaño de grano límite obtenido experimentalmente es mucho menor que el valor calculado por la ecuación 2.27 <sup>48,49,50</sup>. Esto es porque la relación obtenida por Zener parte de la hipótesis de que el radio de grano R es aproximadamente igual al radio de curvatura del borde,  $\rho$  de la ecuación 2.17. Tal hipótesis no es verdadera. Procurando corregir este problema, actualmente se acepta que es válida la siguiente relación <sup>51,52</sup>:

$$D = 4r / 3f \quad [2.28]$$

donde: D: diámetro medio (tamaño medio) de grano.

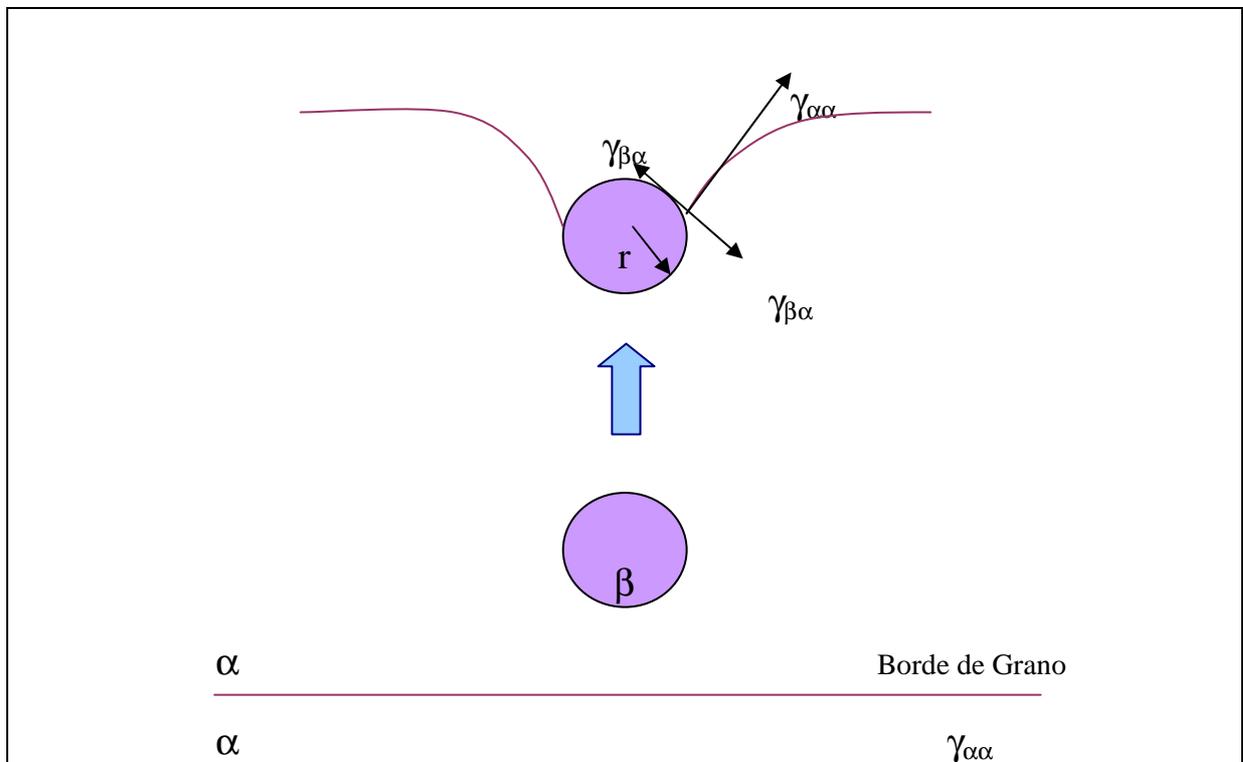
Esta puede ser llamada la ecuación modificada de Zener-Smith para la inhibición del crecimiento normal de grano.

En una estructura de granos impedidos de crecer por partículas de segunda fase, es posible obtener el crecimiento anormal de grano a través del crecimiento competitivo o la disolución de las partículas de segunda fase en determinadas regiones, de tal forma que los bordes de grano allí localizados sean capaces de migrar, mientras que los demás permanecen inhibidos de desplazarse <sup>32</sup>.

Desde el punto de vista magnético, el incremento del tamaño de grano aumenta el tamaño de dominio magnético resultando en una disminución en las pérdidas por histéresis. La razón de eso es la menor cantidad de paredes de dominios a movilizar.

Sin embargo si los dominios crecen por encima de un valor óptimo, las pérdidas se incrementan nuevamente, básicamente a nivel de la componente anómala, puesto que las paredes deben moverse más rápido para cubrir la misma distancia.

Como se vio, el tamaño de grano final depende de muchos factores que incluyen la historia termomecánica y la morfología de las inclusiones y precipitados. Los elementos formadores de inclusiones/precipitados, esto es C, Mn y Al, presentes en el acero, pueden afectar el tamaño de grano final inhibiendo el crecimiento. Los precipitados mayores que un tamaño crítico no anclan los bordes



**Figura 2.7:** Interacción entre un borde de grano y una partícula esférica

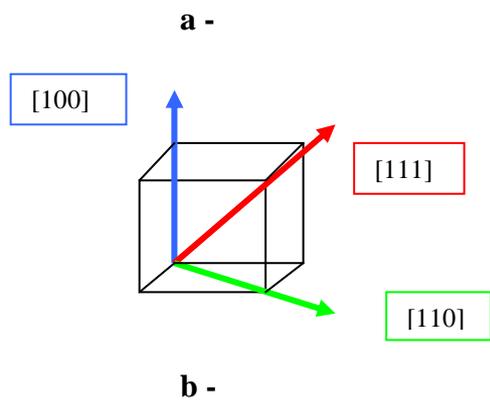
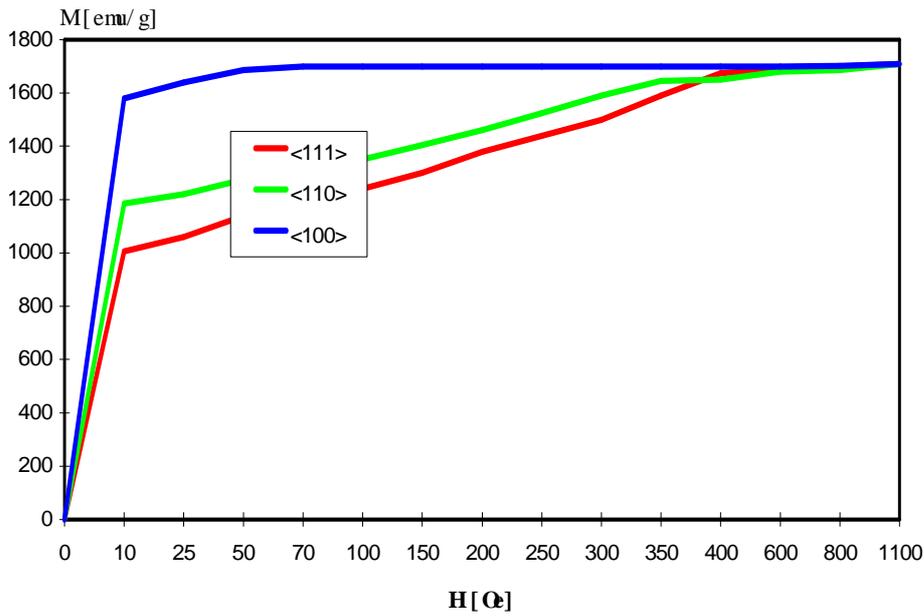
de grano mientras que pequeñas inclusiones, particularmente aquellas comprendidas entre 0,01 y 0,10  $\mu\text{m}$ , deben ser evitadas debido a que frenan el movimiento de las paredes de los dominios durante el proceso de magnetización<sup>53</sup>.

### **2.3. La textura**

El hierro puro y por ende también los aceros eléctricos se caracterizan por una fuerte anisotropía magnetocrystalina. En la **Figura 2.8 a**<sup>54</sup> se muestran las curvas de magnetización del hierro en tres direcciones preferenciales (**Figura 2.8 b**). La dirección  $\langle 100 \rangle$  es la más favorecida, seguida de la  $\langle 110 \rangle$ , y la de más difícil magnetización es la  $\langle 111 \rangle$ <sup>55</sup>.

Desde el punto de vista de la textura, en los aceros de uso eléctrico se pueden diferenciar dos grupos: los de grano orientado (GO) y los de grano no orientado (GNO).

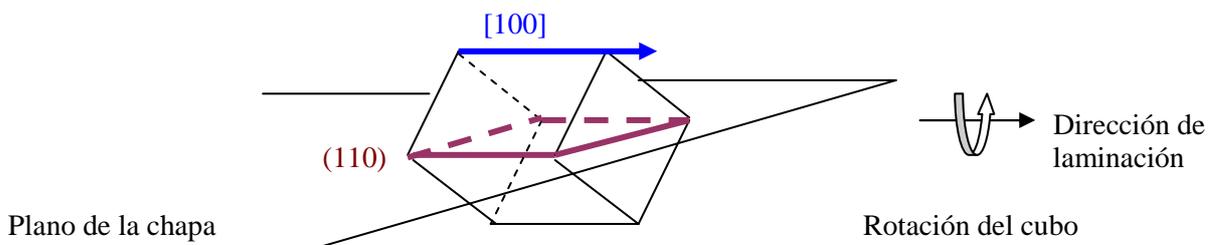
Los GO, son utilizados en aplicaciones donde se requiere muy bajas pérdidas magnéticas como son los transformadores de potencia. En estos casos el flujo magnético mantiene siempre la misma dirección de recorrido. Por consiguiente, los aceros usados en estas aplicaciones requieren tener todos sus granos orientados, con sus componentes de fácil magnetización en la dirección del flujo magnético ( $\{110\}\langle 001 \rangle$ ). Esta orientación cristalográfica es conocida como textura Goss.



**Figura 2.8:** a - Curvas de magnetización del hierro en distintas direcciones cristalográficas. b - Celda unitaria con las direcciones cristalográficas analizadas.

### 2.3.1. Los aceros Fe-Si de grano orientado

En la textura Goss la mayoría de los granos en la chapa se orientan de tal manera que la dirección  $[100]$  queda paralela a la dirección de laminación, con el plano  $(110)$  paralelo a la superficie de la chapa (Figura 2.9). Así, el material queda magnéticamente anisotrópico.



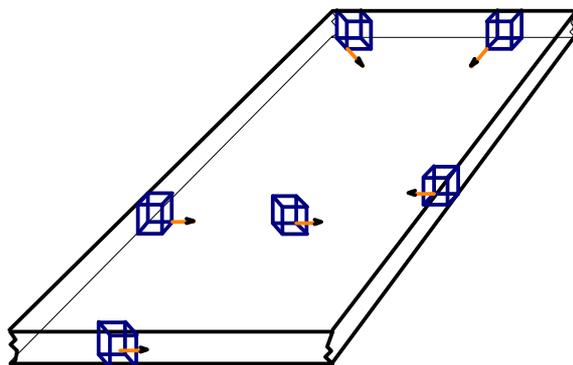
**Figura 2.9:** Celda cúbica en la orientación Goss

Esta característica microestructural se consigue mediante el agregado de cantidades significativas de silicio al acero y una secuencia de procesamiento adecuada.

Las laminaciones GNO, por tratarse de chapas de acero de bajo carbono de grano no-orientado, son principalmente aplicadas en campos rotantes, y requieren ser esencialmente isotrópicas. Es claro que una componente Goss aguda es inapropiada, ya que ésta está asociada con propiedades magnéticas altamente favorables restringidas en la dirección de laminación. En los aceros GNO es deseable una alta concentración de la componente  $\{100\}$  [uvw], donde el cubo de la celda unitaria es paralelo a la superficie de la chapa y los ejes del cubo, que coinciden con la dirección de más fácil magnetización  $\langle 100 \rangle$ , se orientan al azar con respecto a cualquier dirección contenida en la superficie, **Figura 2.10**.

### 2.3.1.1. Análisis de la evolución de la textura en aceros Fe-Si. Diferentes teorías.

Las chapas de acero al silicio texturizado tienen un fuerte interés tanto desde el punto de vista fundamental como tecnológico. La pregunta sobre el origen de la textura de Goss  $((011)[001])$ , y especialmente sobre su agudeza (desviaciones entre  $3 - 7^\circ$ ) ha sido de interés por décadas<sup>56</sup>.



**Figura 2.10:** Textura óptima en aceros de grano no-orientado.

En 1949 Dunn<sup>57</sup> puntualizó que la textura de Goss se desarrolla por recristalización secundaria, a lo que Beck<sup>58</sup> agregó que la condición previa para que ésta se produzca es un tamaño de grano inicial pequeño, el que se alcanza por inhibición del crecimiento normal de grano a través de cuatro mecanismos:

- partículas de segunda fase (inhibición por partículas)
- presencia de una textura aguda de recristalización primaria (inhibición por textura)
- efecto de la limitación por espesor<sup>59,60</sup>
- diferencias en la energía superficial como fuerza impulsora<sup>61</sup>

De estos cuatro, las partículas de segunda fase, en forma de una dispersión fina, constituyen el mecanismo más importante en la aparición de la recristalización secundaria. Fueron estudiadas la inhibición provocada por diferentes tipos de partículas:



La teoría de la inhibición por textura, se basa en que los bordes de los granos orientados  $\{011\}\langle 100\rangle$  en la lámina tienen en promedio mayor movilidad y crecen a expensas de otros granos (teoría de la nucleación orientada y el crecimiento selectivo<sup>65</sup>). De acuerdo a Decker<sup>66</sup>, los granos con orientación  $(011)[100]$  están más tensionados durante la deformación en frío y recrystalizan primero, reasumiendo esa orientación (teoría de la recrystalización preferencial). Otra teoría<sup>67</sup>, llamada la teoría de la coalescencia geométrica de grano, indica que si durante el crecimiento quedan juntos dos granos de la misma orientación, crecen como un gran grano simple a expensas de sus vecinos más pequeños.

### 2.3.1.2. Evolución durante el procesado

La información conocida permite seguir la formación de la textura durante las diferentes etapas de procesamiento.

#### Deformación en caliente

Generalmente la superficie recrystaliza mientras que el interior de la chapa retiene la estructura de deformación. En la superficie se presenta una textura aguda de  $\{011\}\langle 100\rangle$ , algo rotada alrededor de la dirección de laminación. En el centro de la chapa la textura está caracterizada por componentes fuertes  $\{112\}\langle 110\rangle$  y  $\{001\}\langle 110\rangle$ , las que son usuales en metales bcc fuertemente laminados<sup>68</sup>.

La textura de Goss observada en la superficie se puede interpretar<sup>69</sup> como una textura de deslizamiento y recrystalización dinámica in-situ.

#### Primer recocido y primera etapa de laminación en frío

Durante el primer recocido a 900 °C, los granos recrystalizados en la superficie crecen a tamaños muy grandes, mientras que la zona central recrystaliza parcialmente, manteniéndose la textura anterior.

Después de la primera etapa de deformación (70%) la textura en el espesor de la banda se mantiene aunque aparece una componente débil  $\{111\}\langle 211\rangle$ . Esto se debe a que la orientación de Goss es inestable durante la deformación y rota a ésta última orientación.

#### Recocido intermedio y segunda etapa de laminación en frío

Con el recocido intermedio recrystaliza toda la estructura y la textura se homogeniza en componentes  $\{111\}\langle 211\rangle$  y  $\{011\}\langle 110\rangle$ . Después de la segunda etapa de laminación (50%), la microestructura presenta granos alargados en la dirección de laminación. La textura presenta una componente fuerte  $\{111\}\langle 211\rangle$  y menor  $\{001\}\langle 110\rangle$ , como se observa siempre después de una laminación más suave.

#### Recrystalización primaria y secundaria

Después de la recrystalización primaria la microestructura es de nuevo homogénea con componentes fuertes  $\{111\}\langle 211\rangle$  y componentes menores  $\{111\}\langle 110\rangle$  y  $\{001\}\langle 110\rangle$ . Es interesante notar que no hay textura de Goss importante.

En el recocido a 1050°C ocurre la recrystalización secundaria y se produce la textura de Goss.

Esta aguda textura final requiere de la preexistencia de granos grandes con esta orientación en las capas superficiales de la chapa ya que durante la recrystalización secundaria, la formación de la textura de Goss se origina en la superficie y procede hacia el centro. La agudeza de la textura de Goss final

está determinada por la textura inicial en la chapa deformada en caliente. Esto representa una suerte de "memoria de textura" a través de la sucesión de operaciones del procesamiento.

Durante la recristalización secundaria los granos con orientación de Goss  $\{011\}\langle 110\rangle$  crecen primero a expensas de los  $\{111\}\langle 110\rangle$  y los  $\{111\}\langle 211\rangle$ . Es probable que los granos  $\{111\}\langle 211\rangle$  se consuman primero debido a una relación de orientación favorable y luego los granos  $\{111\}\langle 110\rangle$  debido a la ventaja en tamaño que los granos de Goss hayan adquirido mientras tanto.

La ventaja en tamaño que daría la fuerza impulsora necesaria para el subsiguiente crecimiento preferencial de los granos con orientación de Goss, se debe al crecimiento selectivo, dependiente de la orientación, a expensas de la componente  $\{111\}\langle 211\rangle$ , particularmente en las capas superficiales, durante la recristalización primaria. Si, como proponen Decker y Harker<sup>75</sup>, la orientación  $\{011\}\langle 100\rangle$  es la primera en recristalizar durante la recristalización primaria, entonces la ventaja en tamaños se vuelve más importante.

### **2.3.2. Formación de textura en las laminaciones. Factores que la influncian.**

La formación de la textura en los aceros está influenciada por su composición química, así como por los parámetros de procesamiento. En las laminaciones de uso eléctrico, los pasos de procesamiento incluyen las condiciones del laminado en caliente, laminado en frío, recocido de recristalización, temper-rolling y recocido descarburante final. Existen excelentes recopilaciones del tema<sup>70,71</sup>, por lo menos en lo que se refiere a las primeras tres etapas, ya que éstas son importantes en las chapas de bajo carbono para estampado.

#### **2.3.2.1. Textura de la chapa deformada en caliente**

Los aceros de bajo carbono calmados al aluminio son siempre ferríticos, pero son laminados en caliente de tal manera que la laminación se completa cuando aún están en fase austenita. La textura de la ferrita de la chapa laminada en caliente se forma por la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$  y no como resultado directo del proceso de deformación plástica. La recristalización de la austenita durante la laminación en caliente es suficientemente rápida como para completarse antes de la transformación a ferrita. Esto produce una textura muy suave, casi aleatoria, con componentes  $\{001\}\langle 110\rangle$ .

El enfriamiento de la chapa posterior al proceso de laminación en caliente, tiene especial influencia en la textura que se puede llegar a esperar en las etapas siguientes de procesamiento. Si la chapa se enfría lentamente (tiempos largos de difusión a alta temperatura) el material desarrollará un crecimiento de grano y carburos grandes ubicados en los borde de grano, con mucha distancia entre partículas. También se producirá la precipitación de partículas de AlN muy finas, debido a la presencia de Al y N en solución sólida. Por el contrario, si se aumenta la velocidad de enfriamiento disminuyendo la temperatura de bobinado, se obtienen las condiciones contrarias: tamaño de grano pequeño, carburos finos y muy dispersos y N y Al en solución<sup>72</sup>.

#### **2.3.2.2. Textura de la laminación en frío**

Con el incremento de la reducción en frío, el acero desarrolla una fuerte componente  $\{111\}\langle 110\rangle$  al 60% de deformación que varía hacia la  $\{112\}\langle 110\rangle$  con un 80% de deformación en frío<sup>73</sup>.

Lavigne<sup>74</sup> mostró que la cantidad de carbono disuelto así como el tamaño y la morfología de las partículas de cementita, sólo tienen un efecto marginal sobre la textura de la chapa laminada en frío. A pesar de no producir ningún efecto visible en la textura de la chapa laminada en frío, influye en las rotaciones cristalinas durante la deformación<sup>75</sup>.

Los átomos de carbono ocupan generalmente sitios octaédricos en las redes bcc, ubicándose con mayor probabilidad en los planos  $\{110\}$  que en los planos  $\{112\}$  (ambos planos de deslizamiento activos en los cristales bcc). Durante la deformación, las dislocaciones se apilan en la vecindad de los bordes de grano e interaccionan con los átomos de C. Esto produce endurecimiento en los sistemas de deslizamiento  $\{110\}\langle 111\rangle$  y por consiguiente, la deformación se traslada al sistema  $\{112\}\langle 111\rangle$ . Así, la rotación en las vecindades de los bordes de grano pueden quedar significativamente afectadas por la presencia de átomos soluto de C, lo que no es aparente en la textura macroscópica general. Estas distorsiones en borde de grano generan centros de nucleación de los granos recristalizados ya que la energía interna almacenada en las estructuras de dislocaciones, representan la fuerza impulsora para la recristalización durante el recocido.

De la misma manera, la presencia de N y Al disueltos no tiene influencia en la textura de deformación en frío. Sin embargo, si el enfriamiento de la chapa laminada en caliente fue lento, los AlN formados acentúan la formación de una orientación preferencial  $\{111\}$ .

Dillamore <sup>76</sup> mostró que, después del laminado en frío, la energía almacenada depende de la orientación local y varía de una orientación a otra. Estas diferencias en energía almacenada proveen la fuerza impulsora para la migración de bordes de grano inducido por tensión (SIBM), que puede llevar a la formación preferencial de núcleos de recristalización en regiones de baja energía tales como las  $\{001\}\langle 110\rangle$ .

#### 2.3.2.3. Textura del recocido de recristalización

Durante las etapas del recocido (recuperación-recristalización-crecimiento de grano) se incrementan las componentes  $\{111\}\langle uvw\rangle$  <sup>77</sup>. Dicha orientación junto con la  $\{112\}$  son las más desfavorables por no contener ninguna dirección de magnetización preferencial. Como resultado final el acero se texturiza fuertemente en las componentes  $\{111\}\langle 110\rangle$ .

Leslie <sup>78</sup> indicó que la precipitación de AlN modifica sustancialmente la textura de recristalización. Los precipitados de AlN retardan la nucleación de granos con orientaciones tales como las  $\{001\}$ , sin alterar significativamente el crecimiento de granos  $\{111\}$ . Por esto, las  $\{111\}$  se vuelven las componentes más dominantes en las texturas de recocido.

El endurecimiento de las componentes de textura  $\{111\}$  en presencia de precipitados finos se puede explicar en base a la energía almacenada durante la deformación en frío y que depende de la orientación. Las partículas proveen una resistencia tanto a la nucleación (la más importante) como al crecimiento de nuevos granos. Los granos que experimentan una baja fuerza impulsora para la nucleación son completamente bloqueados (**Figura 2.10**). Los núcleos  $\{111\}$  también están frenados por las partículas de AlN pero, en ausencia de núcleos competitivos, finalmente dominan la textura final.

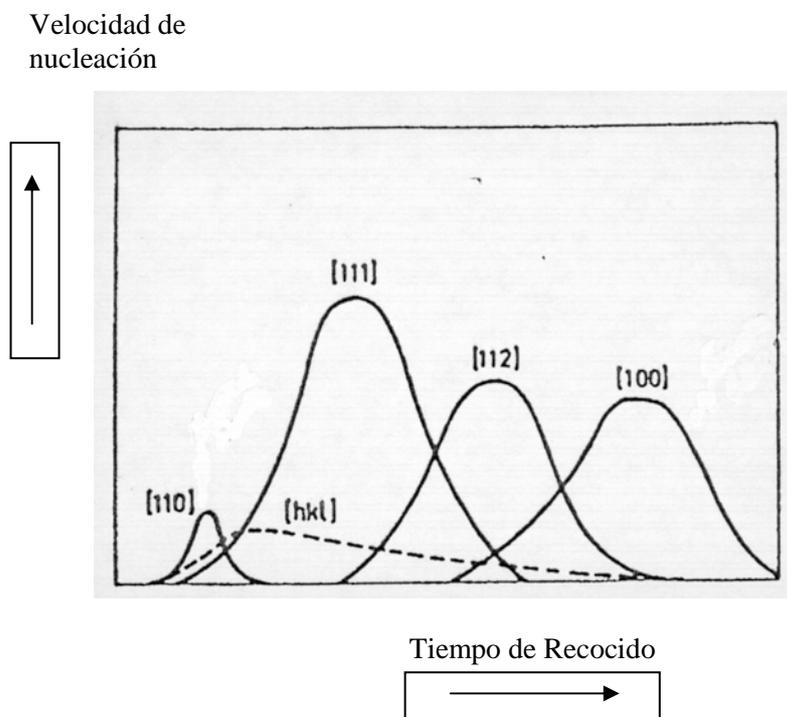
En aceros calmados al aluminio, las texturas de recristalización  $\{111\}\langle 110\rangle$  y  $\{111\}\langle 112\rangle$  <sup>79</sup> son predominantes. Dichas orientaciones excluyen a las direcciones de fácil magnetización  $\langle 100\rangle$  elevando así el campo de magnetización requerido para alcanzar un nivel dado de inducción.

Sin embargo, son varios los factores que determinan la textura de recristalización y que suavizan la fuerza de estas orientaciones. Por ejemplo, el tamaño de grano de la chapa laminada en caliente tiene influencia durante este proceso <sup>58</sup>: cuando mayor sea el tamaño de grano, la textura se va modificando intensificándose en la componente  $\{110\}\langle 001\rangle$  luego del recocido <sup>80</sup>.

Uno de los factores más significativos que pueden modificar la textura de recristalización es el contenido de carbono del acero, que se puede encontrar como disuelto en la ferrita o formando parte de partículas de segunda fase.

Las partículas de segunda fase de cementita y perlita, pueden estimular la nucleación de granos recristalizados con una amplia variedad de orientaciones, que compiten con las orientaciones (111). Por otra parte, durante el recocido se produce una disolución parcial de la cementita, liberando carbono que difunde en la matriz. Esto se suma al C presente en solución sólida proveniente de la chapa deformada en frío. Estos átomos de carbono se segregan a las dislocaciones inhibiendo la recuperación durante las primeras etapas del recocido. Los átomos de carbono intersticiales forman dipolos complejos con el manganeso<sup>81</sup> que también obstruyen el desarrollo de las orientaciones (111) y producen una textura más aleatoria.

La textura final estará determinada por una competencia entre la disolución de la cementita (que depende del tamaño y distribución de los carburos), la precipitación de los nitruros de aluminio (influenciada por la temperatura final de laminación en caliente, la velocidad de enfriamiento de la chapa y por la velocidad de calentamiento del recocido) y la recristalización de la ferrita deformada.



**Figura 2.10:** Representación esquemática de la velocidad de nucleación vs. tiempo de recocido para granos recristalizados.

#### 2.3.2.4. Textura durante el temper rolling y el recocido descarburante

Debido al pequeño grado de deformación durante la etapa de deformación superficial (temper rolling), la textura de la chapa no cambia. La única influencia visible en la microestructura es un pequeño alargamiento de los granos, aunque la principal consecuencia es la formación de dislocaciones dentro de los granos<sup>82</sup>. La distribución de las mismas no es homogénea, concentrando una mayor densidad en los granos orientados con planos {111}.

Durante el recocido final, el material se recupera y recristaliza nuevamente. La recuperación provoca una disminución de la densidad de dislocaciones por la formación de sub-bordes en los planos {111}. Los granos orientados cerca de  $\{001\}\langle 110 \rangle$  no contienen estos sub-bordes.

La recrystalización comienza por el crecimiento de granos individuales en la superficie de la chapa debido al incremento de la movilidad del borde de grano producto de la eliminación de anclajes por la descarburación. Como consecuencia de la suave deformación del temper, la energía almacenada no es suficiente para crear nuevos bordes de grano de ángulo alto por el crecimiento de los sub-granos<sup>83</sup>. Esto significa que la nucleación sólo puede ocurrir en bordes de ángulo alto desarrollados durante la primera recrystalización.

Así, la textura final de recrystalización queda próxima a la orientación {001}<110>, mientras que desaparecen las que contienen planos {111}.

#### **2.4. Las tensiones residuales**

Tres de las principales propiedades magnéticas, permeabilidad, fuerza coercitiva y pérdidas por histéresis, son afectadas adversamente por las tensiones internas<sup>84</sup>. Existen dos fuentes importantes de tensiones generadas durante el proceso de fabricación de la chapa de acero: a) las impurezas, que causan dislocaciones en la red del cristal y b) las tensiones mecánicas introducidas durante las operaciones de laminación y que no son completamente removidas durante los recocidos subsiguientes, o por el enfriamiento rápido desde la temperatura de recocido.

Generalmente se toman precauciones en la planta fabril para reducir los contenidos de impurezas tales como carbono, azufre, nitrógeno y oxígeno, a los tenores más bajos posibles para evitar tensiones internas de esta fuente. Las tensiones mecánicas se minimizan por recocidos a alta temperatura y por enfriamientos muy lentos desde la temperatura de tratamiento.

Sin embargo, en el proceso de producción de máquinas eléctricas las etapas de punzonado o matrizado a las cuales se someten las laminaciones, introducen nuevas tensiones internas en el material. Las pérdidas son particularmente sensibles a dichas tensiones y es una de las funciones del tratamiento térmico de recocido descarburante aliviarlas. Es posible conseguir reducciones de hasta un 30 % en las pérdidas totales mediante tratamientos aplicados a tal fin.

Las tensiones mencionadas se crean adyacentes a los bordes cortados. Esto resulta de la distorsión de la estructura cristalina que es causada por la operación de corte. Esta zona altamente tensionada posee permeabilidades extremadamente bajas y pérdidas de histéresis muy superiores a las del material libre de tensiones. Puesto que el área tensionada se extiende desde los bordes cortados tiene un efecto mayor sobre laminaciones de ancho reducido y bajos espesores.

La magnitud del efecto de las tensiones de corte sobre las pérdidas de un acero no-orientado puede aproximarse por la siguiente relación:

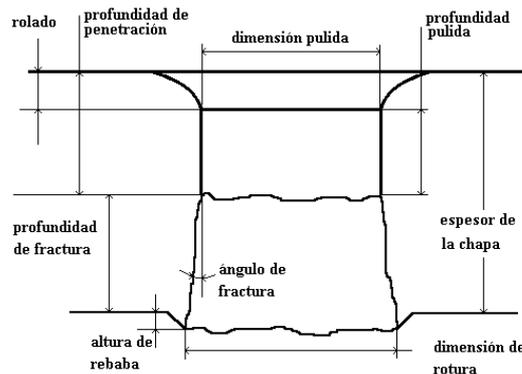
$$P = \frac{k}{w}$$

donde P es el porcentaje de incremento en las pérdidas por histéresis, w es el ancho de la laminación y k una constante que depende del espesor de las chapas, sus propiedades físicas y la densidad de flujo involucrada.

##### ***2.4.1 Mecanismo de corte en el matrizado***

El matrizado consiste en el corte de la chapa con un punzón y una matriz de corte. El mismo se lleva a cabo partiendo de un punzón y una matriz afilados y realizando la operación hasta que la rebaba producida alcanza un nivel no aceptable. El número de perforaciones obtenido y el desgaste de las herramientas producido en consecuencia, son medidas de la aptitud al matrizado del material en la condición usada.

Los huecos matrizados son diferentes de los obtenidos por taladrado u otros métodos de maquinado. Un hueco taladrado tiene paredes laterales rectas para todo el espesor del material, con alta precisión en el tamaño, redondez y rectitud. Las paredes laterales de un hueco matrizado son generalmente rectas y pulidas en sólo una porción del espesor, hasta el final del recorrido del punzón. El resto de la pared se rompe en forma de cono irregular producto de la fractura del material por sobrepasar la resistencia máxima permisible (**Figura 2.11**).



**Figura 2.11:** Esquema de un corte de un hueco matrizado.

La operación de matrizado comienza como un corte que produce una superficie pulida en la pared del hueco y un cono de deformación en la zona de impacto del punzón (zona de doblado o sobrelaminado).

Se puede dividir la operación de matrizado en tres etapas <sup>85</sup>:

#### ETAPA 1

Cuando el punzón contacta la pieza, se produce una flexión inicial de la chapa y luego un “deslizamiento” de la misma sobre las paredes de las herramientas. Esto produce desgaste de las caras de la matriz y del punzón. Este desgaste está relacionado con la cantidad de deslizamiento, gobernada por la ductilidad del material que es tanto mayor cuanto más elevada sea ésta, y por la abrasividad de la superficie de la chapa.

#### ETAPA 2

En este estado, un posterior avance del punzón produce el corte inicial. La fuerte presión en el contacto metal-metal entre el punzón y el material y la severidad del endurecimiento de la chapa por deformación plástica, produce un fuerte desgaste del punzón. Este desgaste es directamente proporcional al porcentaje de corte de la chapa antes de la fractura.

#### ETAPA 3

Una posterior penetración produce fractura cuando las tensiones en el área no-cortada de la chapa alcanza la tensión crítica de rotura. Tanto la porción cortada como el resto de la chapa, rozan en la matriz y el punzón produciendo desgaste en los costados de estas piezas. Este desgaste depende de la presión ejercida por las partes cortadas y por su abrasividad.

Los pasos generales propuestos para el mecanismo de matrizado, ocurren sin importar las propiedades de la chapa o el estado del herramental de corte.

La fractura del material se inicia en el filo de la matriz si la herramienta está afilada. Con una herramienta desafilada, las fibras de la chapa sufren arrastre mecánico y la fractura comienza en una zona alejada de los filos del herramental, resultando en la formación de rebaba.

Al espesor de la zona de sobrelaminado más la pulida se lo considera como profundidad de corte del punzón. Esta es la parte del recorrido durante la que se ejercen fuerzas de corte, antes que el metal se fracture.

La fracción de chapa cortada antes del comienzo de la fractura (expresada como % de corte) es una variable importante. Los factores que determinan su magnitud son: propiedades del material a cortar, luz entre el punzón y la matriz y afilado de la herramienta. El % de penetración afecta el consumo de energía y la fuerza de corte.

La altura de rebaba está directamente relacionada con la luz entre la matriz y el punzón y el afilado de los mismos. La condición de la rebaba determina la cantidad de golpes del punzón antes de ser reafilado.

La luz o el espacio entre el punzón y las paredes laterales de la matriz, afectan la operación del equipo de matrizado, las características de los ángulos de corte y la vida del herramental. Se puede definir una luz óptima como la más grande que produzca un hueco con las características requeridas.

#### **2.4.2. Variables involucradas**

El incremento de la ductilidad del material causa mayor flujo plástico antes de la fractura y por lo tanto aumenta el porcentaje de corte. El incremento de la luz entre el punzón y la matriz reduce la fracción de corte ya que las tensiones de tracción en el filo de la matriz, que son principalmente responsables de la ruptura, se incrementan con el aumento de la luz. A medida que los filos de las herramientas se deterioran, la concentración de tensiones en las fibras exteriores de la zona de corte de la chapa se reduce y se requiere una penetración mayor para alcanzar la tensión crítica de rotura.

Como se desprende de lo anterior, se deben tener en cuenta un gran número de variables en la consideración de la aptitud del proceso de matrizado. Entre ellas figuran el número de perforaciones realizadas, el desgaste de la herramienta, variaciones dimensionales y planitud de la chapa, colgado de la pieza, tipo y cantidad de rebaba, etc.

La interdependencia entre las variables mencionadas es compleja. Actualmente no existe un criterio unánime que permita la evaluación simple de este proceso con medidas de laboratorio o industriales, realizándose empíricamente dependiendo de cada fábrica.

Brownlee y Smythe <sup>86</sup> proponen la medición de algunas propiedades mecánicas de la chapa para clasificar la aptitud al matrizado de los materiales. Consideran que la resistencia a la tracción, la dureza y el límite elástico son las más adecuadas, siendo este último el más representativo.

El desgaste de las caras del herramental está determinado por la abrasividad de la superficie de la chapa, la cual aumenta con el incremento de dureza, y es prácticamente independiente de la luz, siendo más importante cuanto más compleja es la forma de la laminación. Yashiki y Kaneko <sup>87</sup> evalúan la punzonabilidad utilizando dos variables diferentes como son, la fracción de corte (definida como la distancia recorrida por el punzón entre los puntos de subida abrupta y caída de la carga dividido el espesor de la muestra) y la resistencia máxima al corte derivada de curvas carga-recorrido del punzón. Un incremento en la fracción de corte resulta en un aumento del desgaste de la matriz y por lo tanto es indeseable para el matrizado.

La altura de rebaba, cuyos límites máximos aceptables están entre 0,05 y 0,13 mm ó 5 al 15 % del espesor, está directamente relacionada con la luz entre la matriz y el punzón y el afilado de los mismos. La condición de la rebaba determina la cantidad de golpes del punzón antes de ser reafilado. La rebaba depende principalmente de la resistencia a la tracción y del límite de fluencia.

La altura de rebaba es un parámetro relevante que influye, tanto en los pasos de procesamiento posteriores de las laminaciones de uso eléctrico como en la calidad magnética final del material. En el tratamiento térmico de descarburación que se aplica luego del matizado, las rebabas actúan como sitios activos a partir de los cuales se promueve la indeseada pre-sinterización de las chapas a las temperaturas usuales de tratamiento, 700 a 820 °C. Por otro lado, rebabas prominentes disminuyen el factor de apilamiento e introducen pérdidas adicionales mediante el cortocircuitado entre las chapas.

## REFERENCIAS CAPÍTULO 2

- <sup>1</sup> *Techniques de L'Engenieur M4*, Metallurgie-Traitment Termique M1220-4 (1990)
- <sup>2</sup> Taylor, D.W., *Hard & Soft Magnetic Materials with Applications*, Proc. Conf. ASM, Edited by J.A. Salsgiver et al., 65 (1987)
- <sup>3</sup> Oldani, C.R., Actis, F.A.; XVII Jornadas Metalúrgicas SAM, Bariloche 14-16 de Abril (1993)
- <sup>4</sup> Tomilin I.A., et al; *Sthal in English*, (6), 586-588 (1969)
- <sup>5</sup> Ewing J.A., Rosenhain W.; *Philosophical Transactions of the Royal Society A*, Vol. 193, 353-372 (1900)
- <sup>6</sup> Ewing J.A., Rosenhain W.; *Philosophical Transactions of the Royal Society*, Vol. 65, 85-90 (1899)
- <sup>7</sup> Ewing J.A., Rosenhain W.; *Philosophical Transactions of the Royal society A*, Vol. 195, 279-301 (1900)
- <sup>8</sup> Burke J.E., Turnbull D.; *Recrystallization and Grain Growth*, London Pergamon Press. Ltd., 220-292 (1990)
- <sup>9</sup> Beck, P.A.; *A Quarterly Supplement of the Philosophical Magazine*, Vol.3, Nº 11, 245-324 (1954)
- <sup>10</sup> Pande C.S.; *Acta Metallurgica*, Vol.35, Nº 11, 2671-2678 (1987)
- <sup>11</sup> Jeffries Z., Archer R.S.; *The Science of Metals*, London, McGraw Hill Book Co.Inc. (1924)
- <sup>12</sup> Smith C.S.; *A Search for Structure*, Cambridge, MIT Press, 1-32 (1981)
- <sup>13</sup> McLean D.; *Grain Boudaries in Metals*, Oxford University Press, 231-255 (1957)
- <sup>14</sup> Verhoeven J.D.; *Fundamentals of Physical Metallurgy*, John Wiley & Sons Inc., 169-215 (1975)
- <sup>15</sup> Hu H.; USA-China Bilateral Conference, The Metallurgical Society of AIME, 385-407 (1981)
- <sup>16</sup> Pande C.S., Marsh S.P.; *J.of Metals* 25-29 Set. (1992)
- <sup>17</sup> Feltham P.; *Acta Metallurgica*, Vol.5, Nº2, 97-105 (1957)
- <sup>18</sup> Smith C.S.; *Metal Interfaces*, Ohio, American Society of Metals, 65-113 (1951)
- <sup>19</sup> Shewmon P.G.; *Transformations in Metals*, McGraw Hill Inc. 69-137 (1969)
- <sup>20</sup> Kelvin L.; *Proceedings of the Royal Society*, Vol.55, 1-16 (1894)
- <sup>21</sup> Higgins G.T.; *Metal Science* Vol.8, 143-150 (1974)
- <sup>22</sup> Gleiter H., Chalmers B.; *High Angle Grain Boundaries*, Pergamon Press, Oxford, 13-42 (1973)
- <sup>23</sup> Aust K.T., Rutter J.W.; *Transaction AIME*, Vol.215, 119-127 (1959)
- <sup>24</sup> Porter D.A., Easterling K.E.; *Phase Transformations in Metals and Aloys*, Van Nostrand Reinhold, Berkshire (UK) (1981)
- <sup>25</sup> Christian J.W.; *The Theory of Transformations in Metals and Aloys*, Pergamon Press, Oxford, 80-94 (1965)
- <sup>26</sup> Beck P.A.; *Transaction AIME*, Vol.175, 372-398, Oct. (1947)
- <sup>27</sup> Burke J.E.; *Transaction AIME*, Vol.175, 399-400, Oct. (1947)
- <sup>28</sup> Hu H.; *Canadian Metallurgical Quaterly*, Vol.13, Nº1, 275-286 (1974)
- <sup>29</sup> Martinez L.; *J.of Metals* 15, Set. (1992)
- <sup>30</sup> Dutra J.C.; "*Crescimento anrmal de graos en aços para cementação*" tesis de Maestria, Escuela Politecnica de la Universidad de San Pablo, San Pablo, Brasil, (1994)
- <sup>31</sup> Kurtz S.K., Carpay F.M.A.; *J.of Appl. Physics*, Vol.51, Nº11, 5725-5744 (1980)
- <sup>32</sup> Matsuura K., Itoh Y.; *ISIJ International*, Vol.31, Nº4, 366-371 (1991)
- <sup>33</sup> Beck P.A., Holzworth M.L., Sperry P.R.; *Transaction AIME*, Vol.180, 163-192, Oct. (1948)
- <sup>34</sup> Dunn C.G.; *Metals Transactions*, Vol.185, 881-886, Nov. (1949)
- <sup>35</sup> Abbruzzese G., Fortunati S.; *J. of Appl. Physics*, Vol.10-II, Nº64, 5344-5346 (1988)
- <sup>36</sup> Hassner F.; *Secondary Recrystallization*, Stuttgart, Dr.Riederer Verlag GmbH, 97-109 (1978)
- <sup>37</sup> Howe H.M., Hills B.; *Transaction AIME*, Vol.56, 582-599 (1917)
- <sup>38</sup> Gladman T.; *Proceedings of the Royal Soc.*, Vol.194<sup>a</sup>, 298-309, Mar. (1966)
- <sup>39</sup> Kim G., Kwon O.; *Thermec-88*, Chiyoda-ku, Tokyo, ISIJ, Vol.1, 30-38 (1988)
- <sup>40</sup> Gladman T., Pickering F.B.; *Journal of the Iron and Steel Institute*, 653-664 Jun (1967)
- <sup>41</sup> Tweed C.J., Hansen N., Ralph B.; *Metallurgical Transaction*, Vol. 14<sup>a</sup>, 2235-2243 Nov. (1983)
- <sup>42</sup> Burke J.E.; *Transaction AIME*, Vol. 180, 73-91, Feb. (1949)
- <sup>43</sup> Cotteril P., Mould P.R.; *Recrystallization and Grain Growth in Metals*, Halsted Press, John Willey & Sons, Ney York (1976)

- <sup>44</sup> Higgins G.T.; *Metal Science*, Vol. 8, 143-150 (1974)
- <sup>45</sup> Mullins W.W.; *Acta Metallurgica*, Vol. 6, N°6, 414-427 (1958)
- <sup>46</sup> Beck P.A., Sperry P.R.; *Metals Transactions*, Vol. 185, 240-241, Mar. (1949)
- <sup>47</sup> Smith C.S.; *Transaction AIME*, Vol. 175, N° 2, 15-51 (1948)
- <sup>48</sup> Nes E., Ryum N., Hunder O.; *Acta Metallurgica*, Vol. 33, N° 1, 11-22, (1985)
- <sup>49</sup> Kaspar R., Mahmoud N.; *Materials Science and Technology*, Vol. 7, 249-254, Mar. (1991)
- <sup>50</sup> Zhengfung Q.; *Transactions of the Metals Heat Treatment*, Vol. 2, N° 6, 9-19 (1985)
- <sup>51</sup> Hillert M.; *Thermec-88*, Tokyo. The Iron and Steel Institute of Japan, Vol. 1, 30-38 (1988)
- <sup>52</sup> Cuddy L.J., Raley J.C.; *Metallurgical Transactions A*, Vol. 14A, 1989-1995, Oct. (1983)
- <sup>53</sup> Lyudkowsky G., Southwick P.D.; *Met.Trans.A*, Vol.17A, 1267 (1986)
- <sup>54</sup> Wohlfarth, E.P.; *Ferromagnetic Materials Vol.2* (1986)
- <sup>55</sup> Mccurrie R.A.; *Ferromagnetic Materials - Structure and Properties*. Academic Press. London, (1994)
- <sup>56</sup> Mishra S., Darmann C., Lucke K.; *Acta Metall.* vol.32, n° 12, p.2185 (1984)
- <sup>57</sup> Dunn C.G.; "Cold working of metals", p.113, ASM, Cleveland, OH (1949)
- <sup>58</sup> Beck P.A.; *Adv.Phys.* 3, 245 (1954)
- <sup>59</sup> Deter K.; *Acta Metall.* 7, p.589 (1959)
- <sup>60</sup> Walter J.L., Dunn C.G.; *J. of Metals* 10, p.573, (1958)
- <sup>61</sup> Beck P.A.; *Trans AIME* 175, p.372, (1948)
- <sup>62</sup> Taguchi S.; *J.Magn.Mater.* 2, p.121 (1976)
- <sup>63</sup> Goto J.; *Proc.Conf.Soft Magn.Master. (SMM-2, Cardiff)* vol.2, p.262, (1975)
- <sup>64</sup> Fiedler H.C.; *Metall.Trans. A*, 8A, p.1307 (1977)
- <sup>65</sup> Dunn C.G.; *Acta Metall.* 1, p.163 (1953)
- <sup>66</sup> Decker B.F., Harker D.; *J.Appl.Phys.* 22, p.900 (1951)
- <sup>67</sup> Nielsen J.P.; *Trans.AIME* 200, p.1084 (1954)
- <sup>68</sup> Hu H.; *Texture* 1, p.233 (1974)
- <sup>69</sup> Dillamore I.L., Katoh H.; *Metals Sci.* 8, p.21 (1974)
- <sup>70</sup> Hutchinson W.B.; *Int. Met. Rev.*, Vol.29, N°1, 25- (1984)
- <sup>71</sup> Ray R.K., Jonas J.J., Hook R.E.; *Int. Met. Rev.*, Vol.39, N°4, 129-172 (1994)
- <sup>72</sup> Hutchinson W.B.; *Materials Science Forum*, Vol. 157-162, 1917-1928 (1994)
- <sup>73</sup> Hecker A.J., Granzow W.G.; *Metall. Trans.*, Vol.1, 2089 (1970)
- <sup>74</sup> Lavigne J., Suzuki T., Abe H.; *Proc. 6<sup>th</sup> Int. Conf. on "Texture of Material"*, Tokyo, 749 (1981)
- <sup>75</sup> Senuma T., Yada H., Shimizu R., Harase J.; *Acta Metall.Mater.*, Vol.38, 2673 (1990)
- <sup>76</sup> Dillamore I.L., Smith C.L.E., Watson T.W.; *Met. Sci. J.* Vol.1, 49 (1967)
- <sup>77</sup> H. Yashiki, T.Kaneko; *Sumitomo Search*, N°44, 120-125 (1990)
- <sup>78</sup> Leslie W.C., Rickett R.L., Dotson C.L., Watson C.S.; *Trans. ASM*, Vol.46, 1470 (1954)
- <sup>79</sup> E.T.Stephenson; *Soft & Hard Mag. Mat. with Aplic.*, *Proc. Symp. ASM*, 55-62, (1986)
- <sup>80</sup> Dasarathy C.; *Report SM/668/A*, British Steel Corp. (1973)
- <sup>81</sup> Abe M.; *Scand. J. of Metallurgy*, Vol.13, 226 (1984)
- <sup>82</sup> Boer B.de, Wieting J.; *Scripta Materialia*, Vol.37, N°6, 753-760 (1997)
- <sup>83</sup> Kestens L., Jonas J.J., Van Houte P., Aernoudt E.; *Metall. Trans.*, Vol.27<sup>a</sup>, N°8, 2347-2358 (1996)
- <sup>84</sup> "The making, shaping and treating of steel", *USS*, 8<sup>th</sup> Ed. , p. 1107 (1964)
- <sup>85</sup> *Metals Handbook*, Vol.14, Forming and Forging, ASM International, Ninth Edition, (1988)
- <sup>86</sup> Brownlee, K.G.; Smyth, T.W.; *JISI*, September, 806-812 (1970)
- <sup>87</sup> Yashiki, H.; Kaneko, T.; *J. Mat. Eng. and Perf.*, Vol. 1, N°1, 29-34 (1992)

## CAPÍTULO 3

# METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

### 3.1. Los aceros

En este trabajo se analizaron cuatro aceros laminados en frío de bajo carbono calmados al aluminio. La composición química de los mismos se muestra en la **Tabla 3.1**.

**Tabla 3.1:** Composición química de los aceros.

Acero	%C	%S	%Mn	%P	%Si	%Al	%N
D	0,060	0,010	0,24	0,021	<0,016	0,026	0,0053
M	0,068	0,009	0,26	0,016	<0,016	0,046	0,0047
H	0,050	0,004	0,61	0,045	0,40	0,075	0,0051
A	0,050	0,004	0,58	0,045	0,40	0,160	0,0068

El acero D corresponde a un acero de bajo carbono laminado en frío para embutido profundo de calidad comercial, muy utilizado por el fabricante de pequeños transformadores y motores eléctricos debido a su bajo costo. La elección del mismo para su estudio se debió a que, salvo algunas variaciones en el procesamiento, no existe diferencia importante en composición química con la calidad magnética comercializada en el país. Por ello, en principio, sería posible su uso por parte del fabricante de máquinas eléctricas si se le aplican algunos tratamientos térmicos y mecánicos antes de su utilización.

El acero M es un acero de calidad magnética, también de bajo costo aunque superior al anterior. Este acero comercializado en estado semiprocesado, es apto para la realización por parte del usuario del tratamiento térmico de recocido descarburante, con lo que se pueden reducir significativamente las pérdidas magnéticas. Los fabricantes de máquinas eléctricas en nuestro país, generalmente no utilizan el recocido para mejorar el rendimiento magnético del material y es por eso, que en esta tesis se pretende mostrar las bondades de su aplicación.

Los aceros H y A son aceros en etapa de experimentación producidos por un fabricante nacional. Sus composiciones químicas corresponden a lo que internacionalmente se denomina como Quarter-Quarter. La industria nacional no tiene experiencia sobre la forma de procesamiento óptimo de este material. La diferencia entre estos dos aceros radica, básicamente, en el contenido de aluminio, el que es significativamente mayor en el material A.

### 3.2. Deformación plástica del acero D

Para la simulación del mayor porcentaje de deformación en frío por laminación superficial (etapa de temper rolling) que deben llevar los aceros para uso magnético, en este trabajo se deformó por tracción el acero D analizado. Esto permitió estudiar dos hechos: por un lado, la influencia de distintos porcentajes de deformación plástica en las características microestructurales del acero y su evolución

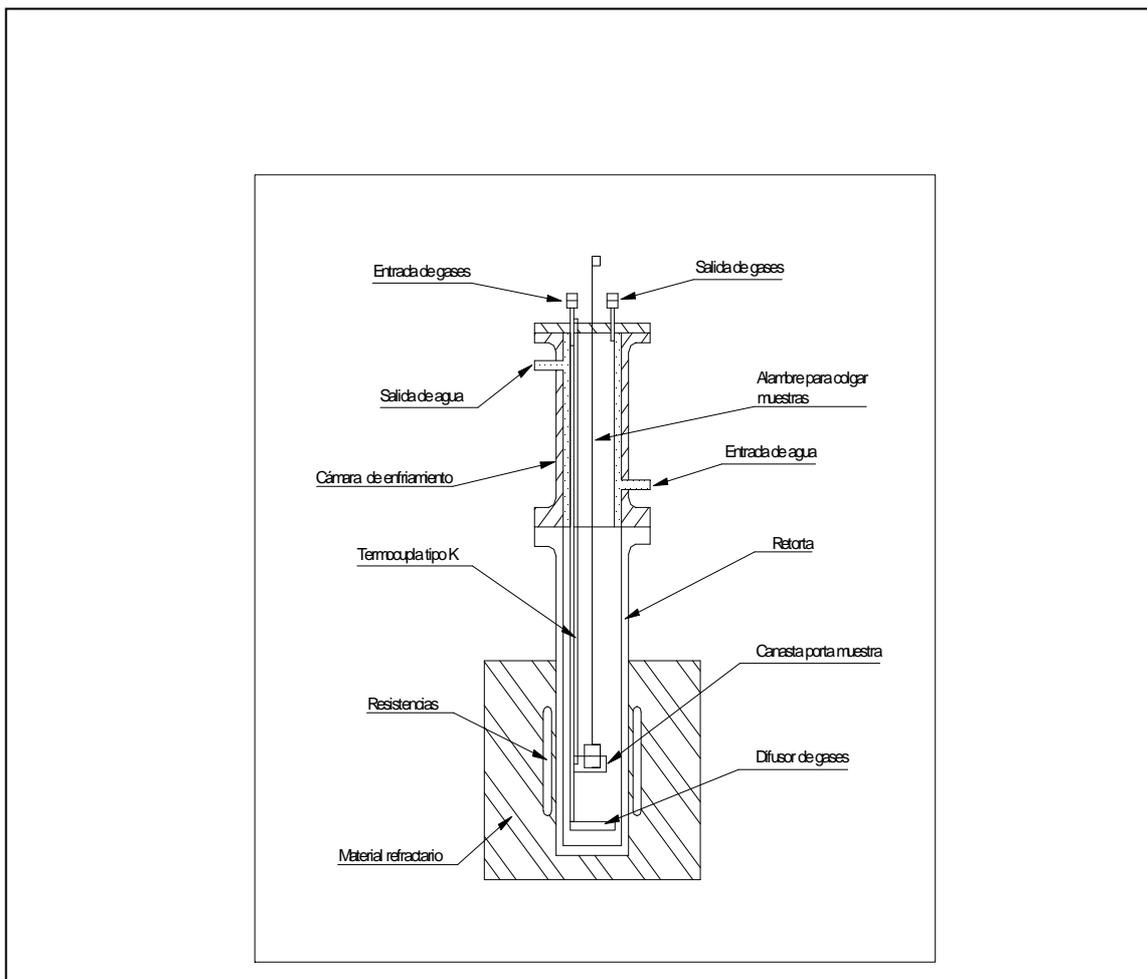
durante el tratamiento térmico y por otro, la comparación entre el efecto producido por dos formas distintas de generar deformación plástica.

Las probetas se deformaron por tracción hasta alcanzar deformaciones de aproximadamente el 2, 5, 7 y 10%. Luego de retirada la carga, el control final del alargamiento porcentual para una distancia calibrada de 50 mm, permitió definir los valores de deformación aplicada, los que fueron de 2.3, 5.1, 7.3 y 10% , respectivamente.

### **3.3. El tratamiento térmico**

#### ***3.3.1. Horno de Tratamiento***

Se diseñó y construyó un horno de atmósfera controlada, que consta de tres zonas de calentamiento, con regulación independiente de temperatura, lo que asegura una temperatura constante ( $\pm 1^\circ \text{C}$ ) en una región de 30 centímetros. En la parte superior se ubica una cámara de enfriamiento refrigerada por cámara de agua, que permite un enfriamiento rápido de las muestras para finalizar los procesos metalúrgicos que estaban sucediendo a altas temperaturas. Las muestras son extraídas hasta la cámara de enfriamiento por medio de alambres de acero inoxidable que permiten sacarlas rápidamente de la zona de calentamiento.



**Figura 3.1:** Esquema del equipo utilizado para realizar los tratamientos térmicos de descarburación.

Un esquema del equipo de tratamiento térmico se muestra en la **Figura 3.1** y en la **Fotografía 3.1** se observa el mismo en funcionamiento.



**Fotografía 3.1:** Horno de tratamiento térmico con control de atmósfera

### **3.3.2. Temperaturas y Tiempos**

De acuerdo al estudio teórico (termodinámico y cinético) de la descarburación (Item 2.1), el tratamiento térmico de recocido deberá ser realizado en el rango de temperaturas entre 600° y 800° C y con tiempos variables entre 0 y 120 minutos.

Se analizó la evolución microestructural de los materiales durante la etapa de calentamiento y durante la permanencia a temperatura. Para esto se fueron extrayendo muestras a distintas temperaturas durante el calentamiento (500°, 600°, 650°, 700°, 750° y 800° C). El tiempo cero de tratamiento isotérmico corresponde al momento en que la muestra de acero alcanza la temperatura indicada.

En los tratamientos isotérmicos, las muestras se fueron extrayendo cada 15 minutos, siendo el máximo de 120 minutos de duración.

El control de la temperatura se realizó con una termocupla de chromel-alumel sin vaina, ubicada junto a las muestras.

Teniendo en cuenta que la velocidad de calentamiento afecta el crecimiento de grano, se realizaron dos tratamientos térmicos al acero M, a 5 °C/min y 8 °C/min, observando que el grano creció sólo en la

condición de menor velocidad. Se fijó, entonces, una velocidad de calentamiento máxima durante los tratamientos de 5 °C/min, lo que coincide bien con los ciclos térmicos industriales.

### **3.3.3. *Atmósfera***

Las experiencias se realizaron utilizando una atmósfera formada por una mezcla de 85% de N<sub>2</sub> + 15% de H<sub>2</sub> de calidad comercial. Para proporcionar la capacidad descarburante a las atmósferas de nitrógeno/hidrógeno se deben alcanzar puntos de rocío cercanos a los 30° C, lo que se consigue por la incorporación de vapor de agua a la mezcla.

La mezcla de N<sub>2</sub>+H<sub>2</sub> se hizo pasar, previo al ingreso al horno, por un burbujeador termostatzado a la temperatura de rocío considerada. Debido a que no se pudo conseguir un medidor de punto de rocío para el rango necesario en estas experiencias, se supuso que la mezcla alcanzaba la saturación en agua determinada por los valores de equilibrio ya que la cantidad de gas ingresada al horno era muy pequeña. Esta condición fue corroborada experimentalmente (Ver Item 4.1).

En el ingreso a la zona caliente, el gas es transportado hasta el fondo del horno y un distribuidor distribuye la atmósfera ingresante en forma homogénea sobre las muestras.

### **3.3.4. *Realización de los ensayos***

Antes de cada ensayo, las muestras fueron cuidadosamente limpiadas y secadas. El procedimiento de limpieza consistió en un desengrasado mediante un lavado secuencial con detergente alcalino al 6%, Na(OH) al 3% y alcohol isopropílico. Cada paso se realizó con agitación de ultrasonido. En el secado final se utilizó aire caliente.

Las muestras rectangulares, con su largo (dirección de laminación) paralelo al eje vertical del tubo de reacción, se ubicaron dentro de la retorta hermética de acero refractario y se calentaron desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de trabajo a una velocidad de calentamiento constante.

Una vez cerrado el horno con las muestras adentro, se purgó la atmósfera con nitrógeno de alta pureza, el cual se lo secó haciéndolo pasar por silicagel. Esta atmósfera se mantuvo hasta que las muestras alcanzaron los 450 °C en la zona caliente del horno, luego se cerró el nitrógeno y se permitió el ingreso de la mezcla N<sub>2</sub>+15%H<sub>2</sub> húmeda a la cámara de reacción. Esta nueva atmósfera permaneció hasta la finalización del tratamiento térmico.

Mediante los alambres de acero inoxidable, las muestras se fueron extrayendo hasta la cámara de enfriamiento a las temperaturas y tiempos a temperatura prefijados, en donde se enfriaban rápidamente en contacto con la misma atmósfera de tratamiento.

## **3.4. Técnicas experimentales**

### **3.4.1. *Equipamiento utilizado***

Para la caracterización de los fenómenos que suceden durante los tratamientos de recocido descarburante se utilizaron diferentes técnicas de estudio.

- **Tracción:** Para provocar la deformación por tracción del acero Dse utilizó una máquina universal de ensayo marca INSTRON modelo 4486, con una capacidad máxima de carga de 300 kN. La celda de carga utilizada fue de 50 kN y la velocidad de aplicación de la carga fue de 2 mm/min. La deformación durante todo el período se controló con un extensómetro calibrado clase B-1 de 50 mm de longitud.

- **Análisis Químico:** La composición química inicial de los aceros estudiados se determinó mediante espectrometría de emisión óptica con un espectrómetro marca SPECTRO LAB M8 y técnicas volumétricas convencionales.

El nitrógeno se determinó con un equipo LECO TC 36 y para la determinación de los contenidos de carbono de las muestras tratadas térmicamente se utilizó un equipo LECO CS-44 M762-300 (luego reemplazado por un equipo ELTRA CS 800).

- **Microscopía:** Mediante un microscopio óptico NEOPHOT se midió el tamaño de grano de las muestras por el método de las intersecciones <sup>1</sup>.

Se observó la presencia de carburos de hierro y de otras partículas ubicadas en borde de grano mediante un microscopio electrónico de barrido marca PHILIPS 501B.

Se intentó determinar la presencia de partículas muy pequeñas de nitruros de aluminio por microscopía de transmisión en muestras de láminas delgadas.

- **Difracción de Rayos X:** El seguimiento de la evolución de la textura se realizó con un Difractómetro de rayos X marca BRUKER D8 ADVANCE, con radiación de Cu K $\alpha$  proveniente de una fuente de rayos X de 40 kV y 20 mA. Las muestras se orientaron de tal manera que rotan  $\theta$  mientras el detector rota  $2\theta$ , asegurando que sólo los planos paralelos a la superficie quedan con la orientación correcta para la reflexión.

El equipo cuenta con un monocromador de grafito para eliminar la fluorescencia y una cuna de Euler para la determinación de las figuras de distribución de orientaciones (ODF).

El equipo permite corregir el foco utilizando un colimador con ventana de berilo. La corrección del fondo y su eliminación se realiza automáticamente mediante una opción que presenta el equipo.

Aún cuando el difractómetro mida en reflexión y por lo tanto obtenga sólo la parte central de las figuras de polos, calcula las figuras de polos completas. Para realizar este cálculo se requiere tener por lo menos tres polos medidos; en nuestro caso se seleccionó siempre la medición sobre los polos (110), (112) y (111). Luego se pueden calcular las figuras ODF utilizando el mismo software del equipo.

- **Propiedades Magnéticas:** La determinación de las propiedades magnéticas de los materiales se realizó con un Cuadro de Epstein y con un Medidor de Pérdidas Magnéticas marca SOKEN DAC-IR-2.

### **3.4.2. Medición del Tamaño de grano**

Para la observación metalográfica de la microestructura, las muestras se pulieron hasta paños con pasta diamantada de 0,5  $\mu\text{m}$  y se atacaron químicamente para revelar los bordes de grano. Los ataques empleados fueron los de Nital 2, Nital 5 y Picral, éste último para revelar la presencia de partículas de cementita y combinaciones de los mismos. El Nital 2 fue el reactivo de ataque más utilizado para la observación de la microestructura por microscopía óptica, mientras que el Nital 5 se utilizó en las muestras observadas con microscopía electrónica de barrido. También se probaron otros reactivos <sup>2</sup> como el de Beraha (basado en tiosulfato de sodio) y uno basado en metabisulfito de potasio, que consisten en ataques que producen diferencias de coloración en los granos del acero ferrítico sin atacar los carburos y nitruros. Lamentablemente, los resultados no fueron satisfactorios: se obtuvieron muy buenos contrastes de colores cuando el tamaño de grano era grande (superior a los 100  $\mu\text{m}$ ) pero este efecto se perdía a tamaños de granos menores. Debido a esto se desechó la idea de comparar las microestructuras reveladas mediante éstos métodos de ataque y se mantuvieron los reactivos clásicos.

Para la medición del tamaño de grano en las muestras de acero con y sin tratamiento térmico, se siguieron las indicaciones de la Norma ASTM E 112. El método utilizado fue el de las intersecciones, consistente en el conteo sistemático de intersecciones de bordes de grano con una línea de longitud conocida. En cada caso se determinó el tamaño de grano como mínimo en 15 campos mediante la observación metalográfica con microscopio óptico.

### 3.4.3. La Textura

Una componente de textura arbitraria se puede representar por medio de los índices de Miller:  $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ . Esto significa que el plano  $\{hkl\}$  es el plano compuesto por la dirección de laminación (RD) y la dirección transversal (TD), donde  $\langle uvw \rangle$  es la dirección cristalográfica paralela a la RD. Un ejemplo de esto se ve en la Figura 2.9 para la orientación Goss <sup>3</sup>.

Existen diversos métodos de analizar la textura, muchos de los cuales están basados en la difracción de rayos X. De manera general, cuanto más información y precisión ofrecen, los métodos tienden a ser más trabajosos, lerdos, exigen equipamiento más sofisticado y mayor tiempo de procesamiento de los cálculos.

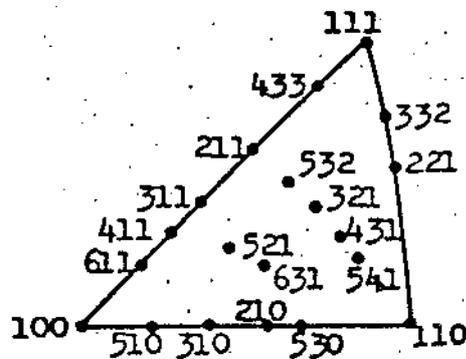
En este trabajo se emplearon diferentes métodos para analizar la evolución de la textura durante los recocidos descarburantes, en los distintos aceros.

#### 3.4.3.1. Difractograma

A partir de un simple difractograma es posible obtener información sobre la textura <sup>4</sup>. Considerando las intensidades de los picos de difracción en un espectro, y sus intensidades según las Fichas ASTM del Fe $\alpha$ , es posible obtener una estimación de la intensidad relativa de los planos  $\{110\}$ ,  $\{200\}$ ,  $\{211\}$ ,  $\{220\}$ ,  $\{310\}$ , y  $\{222\}$ . La principal desventaja es que da una información parcial e insuficiente sobre las componentes de textura.

#### 3.4.3.2. Figura de polo inversa

Las figuras de polos inversas pueden ser calculadas a partir de datos de difractogramas. La **Figura 3.2** ilustra sobre las localizaciones de los polos de diferentes planos en una figura de polos inversa. Las intensidades de los polos pueden ser también representadas por "curvas de nivel". Se sabe que, mientras las figuras de polos proveen una descripción útil de la textura, la información que contienen es incompleta y como máximo semicuantitativa <sup>5</sup>.



**Figura 3.2:** Figura de polo inversa. Orientaciones en un triángulo estereográfico.

Un método usualmente útil para el análisis de los datos de difracción, consiste en normalizar las intensidades con respecto a las intensidades difractadas por una muestra random (sin textura)

proveniente de polvo del material. En nuestro caso se llevó a polvo la chapa de acero mediante limado y luego, el polvo fue recocido en atmósfera inerte para eliminar las tensiones. Así, la fracción ( $X_{hkl}$ ) de planos  $\{hkl\}$  paralelos a la superficie de la chapa se define a partir de un coeficiente  $C_{hkl}$ , que relaciona las intensidades difractadas por la muestra y a la de referencia (random):

$$X_{hkl} = \frac{C_{hkl}}{\sum_i^m (C_{hkl})_i} \quad \text{con} \quad C_{hkl} = \frac{(I_{hkl}/I_{HKL})}{(R_{hkl}/R_{HKL})} \quad [3.1]$$

donde:  $I_{hkl}$ : intensidad difractada de la familia  $hkl$  de la muestra texturada  
 $I_{HKL}$ : intensidad del pico más intenso HKL de la muestra texturada. En este trabajo se consideró el pico (110) como el más intenso, para todos los casos  
 $R_{hkl}$ : intensidad difractada de la familia  $hkl$  en la muestra de referencia  
 $R_{HKL}$ : intensidad difractada del pico más intenso HKL en la muestra de referencia

Es interesante comparar la "calidad de textura" desde el punto de vista magnético de los aceros, con un índice definido como <sup>6,7</sup>:

$$I_t = \frac{(X_{110} + X_{200} + X_{220})}{(X_{211} + X_{222} + X_{310})} \quad [3.2]$$

donde cada  $X_{hkl}$  es el mismo que el definido en [3.1].

En este índice, las componentes *buenas* de textura están en el numerador y las componentes *malas* de textura están en el denominador. Un valor grande de este índice indica "buen comportamiento magnético".

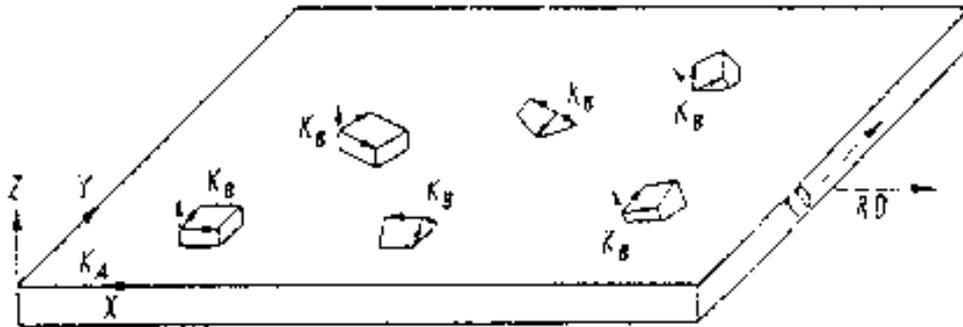
### 3.4.3.3. ODF - Función Distribución de Orientaciones

Una descripción más completa de la textura se obtiene con la función distribución de orientaciones (ODF), la que especifica la frecuencia de ocurrencia de orientaciones particulares en un espacio tridimensional (espacio de Euler). Este espacio queda definido por los tres ángulos de Euler, que constituyen un grupo de tres rotaciones consecutivas.

Se han desarrollado métodos numéricos que permiten calcular las ODF de los datos obtenidos en base a algunas figuras de polos. La notación más utilizada para la descripción de las ODF es la propuesta por Bunge <sup>8</sup>, que utiliza funciones armónicas esféricas para representar las distribuciones de cristales.

Para la descripción de la orientación en un metal policristalino por el método ODF, se debe definir un sistema de coordenadas ortogonales en la muestra que se estudia ( $KA$ ) <sup>9</sup>. En el caso de una chapa, se toma como norma elegir un sistema de coordenadas cuyos ejes coincidan con la dirección de laminación (RD), la dirección transversal (TD) y la dirección normal (ND) (**Figura 3.3**).

Para cada cristal se elige un sistema de coordenadas adicional ( $KB$ ), que está fijo con respecto a los ejes del cristal. Los ejes de este sistema pueden tener direcciones cristalográficas arbitrarias. Sin embargo, debe ser el mismo para todos los cristales. Como regla, generalmente se elige un sistema de coordenadas que tenga en cuenta la simetría del cristal. Para un sistema cúbico es apropiado definir los ejes del cubo como las direcciones de los ejes coordenados.



**Figura 3.3:** El sistema de coordenadas fijo en la muestra  $K_A$  y el sistema de coordenadas fijo en el cristal  $K_B$ .

Se describe la orientación de un cristal dentro de una muestra policristalina especificando la rotación  $g$  que transforme el sistema de coordenadas  $K_A$  fijo en la muestra, en el sistema de coordenadas  $K_B$  fijo en el cristal.

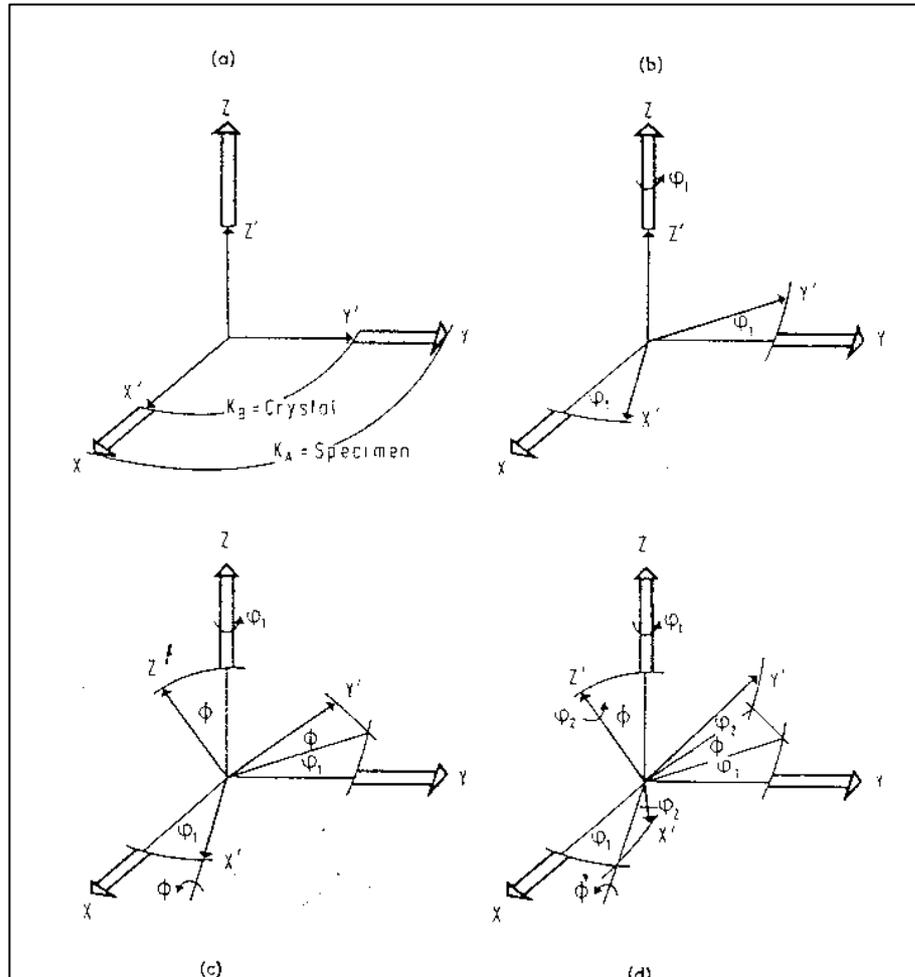
La rotación de un sistema en otro genera tres ángulos conocidos como ángulos de Euler ( $\varphi_1 \Phi \varphi_2$ ) los que se ven en la **Figura 3.4**. La Figura muestra las rotaciones necesarias para pasar un sistema de coordenadas ( $X'Y'Z'$ ) en  $K_B$  a un sistema ( $XYZ$ ) en  $K_A$ .

Los ángulos de Euler se representan como coordenadas cartesianas en un espacio de tres dimensiones, el espacio de orientaciones de Euler (**Figura 3.5**).

La información contenida en el espacio tridimensional de Euler se puede expresar en términos de <sup>10</sup>:

- i. componentes tipo 'pico' que se indican como máximos pronunciados en el ODF
- ii. componentes tipo 'fibra' en donde se encuentran intensidades más o menos constantes para un grupo de orientaciones relacionadas entre sí por rotaciones alrededor de una dirección cristalográfica particular

Cada punto de este espacio representa una orientación específica  $g = (\varphi_1, \Phi, \varphi_2)$ , con una densidad de orientación  $f(g)$ . En el programa estándar del equipo de difracción de rayos X, los valores de  $f(g)$  se calculan en una grilla paralela con una distancia de  $5^\circ$ , en los tres ángulos de Euler. Los valores de densidad para las orientaciones entre estos puntos son encontrados mediante cálculos de interpolaciones. Las ODF se muestran en la forma de líneas de contorno a diferentes niveles. Las líneas de contorno se indican por números (niveles) que dan los múltiplos de las densidades de orientación random (azarosa).

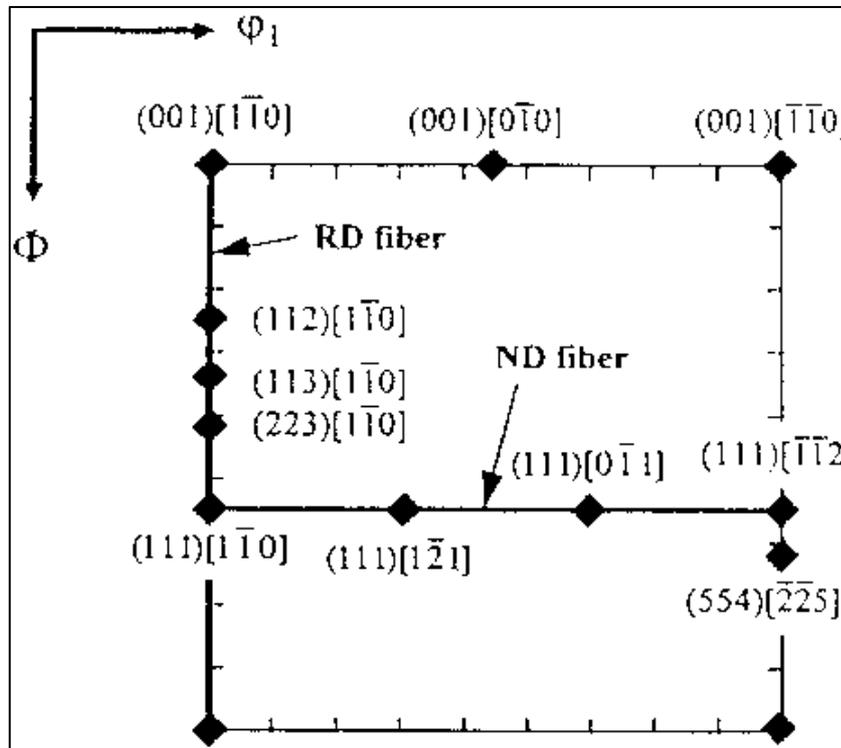


**Figura 3.4:** Definición de los ángulos de Euler ( $\phi_1$ ,  $\Phi$ ,  $\phi_2$ ).

Como lo discutió Lücke<sup>11</sup> y Därmann<sup>12</sup>, las orientaciones en muestras b.c.c. están generalmente agrupadas de tubos en el espacio de Euler que corresponden a rotaciones alrededor de un eje cristalográfico común (fibras). En la Figura 3.5, las fibras más importantes están indicadas por letras griegas: la fibra  $\alpha$  con  $\langle 110 \rangle \parallel \text{RD}$  se ubica en la sección  $\phi_1=0^\circ$ , a lo largo de  $\phi_2=45^\circ$ , la fibra  $\gamma$  con  $\langle 111 \rangle \parallel \text{ND}$  a  $\phi=55^\circ$ ,  $\phi_2=45^\circ$ , y la fibra  $\beta$  que corre desde  $(112) [1\bar{1}0]$  hasta  $(11\ 8\ 11)[4\bar{1}\bar{1}4]$  tiene un eje de fibra  $\langle 110 \rangle$  inclinado  $30^\circ$  con la dirección normal en el plano ND-RD.

Debido a la simetría del cristal cada orientación aparece hasta tres veces en la parte del espacio de orientaciones mostrado en la Figura: por ejemplo, la fibra  $\alpha$  tiene un equivalente simétrico indicado como  $\alpha'$  y la fibra  $\beta$  aparece dos veces más (no se muestran en la figura)<sup>13</sup>.





**Figura 3.6:** Sección del espacio de Euler a  $\phi_2=45^\circ$ , mostrando las componentes de textura que aparecen en un metal bcc ideal

En la Figura 3.6 se ven las tres fibras de particular interés:

- ◆ la fibra RD ( $\alpha$ ), representada por el eje vertical izquierdo y definida como consistente en orientaciones con una dirección común  $\langle 110 \rangle$  paralela a la dirección de laminación, esto es,  $\{hkl\} \langle 110 \rangle$
- ◆ la fibra ND ( $\gamma$ ), representada por una línea horizontal a lo largo de  $\Phi = 54.7^\circ$  y formada por orientaciones  $\{111\} \langle uvw \rangle$ , donde los planos  $\{111\}$  caen en el plano de laminado y por lo tanto, son perpendiculares a la dirección normal.
- ◆ la fibra TD, representada por el eje vertical derecho con orientaciones donde  $\langle 110 \rangle$  es paralelo a la dirección transversal.

Otras fibras que pueden cumplir roles en el procesamiento del acero también están localizadas en este diagrama. Por ejemplo, la fibra cubo, que corre a lo largo del eje horizontal superior y contiene las orientaciones donde los planos  $\{100\}$  están en el plano de la chapa, y se puede describir como  $\{100\} \langle uvw \rangle$ . Esta fibra es importante en las laminaciones de uso eléctrico. Otra fibra es la  $\{110\} \langle uvw \rangle$ , que corre a lo largo del eje horizontal inferior del diagrama y contiene las orientaciones donde los planos  $\{110\}$  son paralelos al plano de laminación. Esta fibra es importante en los aceros al silicio de uso eléctrico ya que contiene a la orientación Goss,  $(110) [001]$ .

### REFERENCIAS CAPITULO 3

- <sup>1</sup> Norma ASTM E 112 - 00
- <sup>2</sup> Petzow G.; "Metallographic Etching", American Society for Metals (1978)
- <sup>3</sup> Verbeken K., Kestens L., De Coonan B.; (PATRICIA)
- <sup>4</sup> De Campo M.F., Landgraf F.J., Batista de Lima N., Tschiptschin A.P.; XXXIV Seminario de Laminação, Belo Horizonte, agosto (1997)
- <sup>5</sup> Lücke K.; Proc. 6th Int. Conf. on "Texture in materials", Tokyo, Vol.1, 14 (1981)
- <sup>6</sup> Hermidas J.D.; Comunicación personal
- <sup>7</sup> Actis F., Oldani C., Moyano H., Cohen G.; Primer Workshop Argentino sobre Materiales Magnéticos y sus Aplicaciones, Córdoba, Argentina, 35-41 (1995)
- <sup>8</sup> Bunge H.J.; Z.Metallkunde, Vol.36, 2024-2069 (1965)
- <sup>9</sup> Bunge H.J.; "Texture Analysis in Materials Science", British Library Co. (1969)
- <sup>10</sup> Ray R.K., Jonas J.J., Hook R.E.; Int. Materials Rev., Vol.39, N° 4, 129-172 (1994)
- <sup>11</sup> Lücke K., Pospiech J., Virchin K.H., Jura J.; Acta metall. Vol.29, 167 (1981)
- <sup>12</sup> Därmann C., Hölscher M., Mishra S., Lücke K.; Proc. 7<sup>th</sup> Int..Conf.on Texture of Materials, Holland, 759 (1984)
- <sup>13</sup> von Schlippenbach U., Emren F., Lücke K.; Acta Metall. Vol.34, N°7, 1289-1301 (1986)
- <sup>14</sup> Jonas J.J.; Proc. 7th Int. Conf on Steel Rolling, Japan (1998)

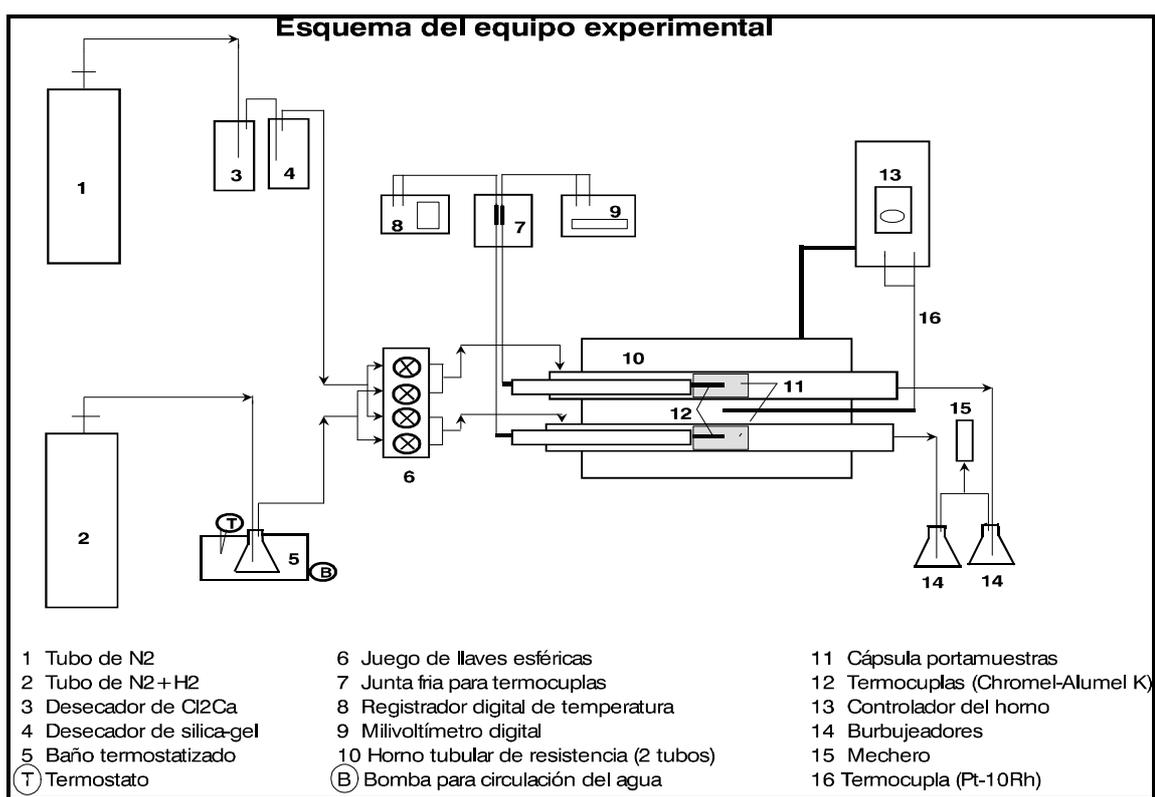
## CAPÍTULO 4

### EXPERIENCIAS PREVIAS

#### 4.1. Cinética de descarburación

Con el acero M se llevaron a cabo las experiencias para determinar las condiciones óptimas de procesamiento en lo referente a la descarburación. Para ello se mantuvo una serie de muestras a diferentes tiempos a temperatura <sup>1,2</sup>, en una atmósfera de Hidrógeno Húmedo Diluido (HHD) formada por una mezcla de  $N_2 + 15\% H_2$  de calidad comercial.

Para la realización del trabajo experimental, se utilizó un horno tubular horizontal, de dos tubos herméticos, con posibilidades de control de la atmósfera y de la temperatura en cada tubo individual. Un esquema del equipo se muestra en la **Figura 4.1**:



**Figura 4.1**

La mezcla gaseosa de la atmósfera se humedeció al pasar por un humidificador calentado en un termostato ubicado en el ingreso al horno. La temperatura de rocío de la mezcla,  $30^\circ C$ , se determinó por la temperatura del baño termostático suponiendo que el gas, al pasar muy despacio por el humidificador, se saturaba en las condiciones de equilibrio.

El control del flujo de gas se realizó por medio de un sistema de válvulas esféricas, manteniendo constante el burbujeo a la salida de los tubos.

El control de la temperatura se efectuó con termocuplas de Chromel-Alumel (tipo K) previamente calibradas, que ingresaban al horno hasta el centro de las muestras con lo que se asegura la temperatura de las mismas.

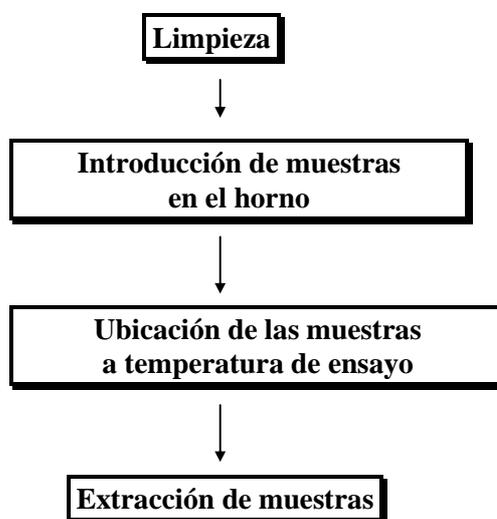
Los ensayos de descarburación se diagramaron con las condiciones que se ven en la **Tabla 4.1**:

**Tabla 4.1:** Condiciones de los tratamientos de descarburación del acero M

Tiempo [min]	Temperatura [°C]			
	600	700	800	900
5				
10				
15				
20				
40				
60				
80				

**Nota:** Las casillas marcadas corresponden a los ensayos realizados.

La secuencia de ensayo se muestra en el diagrama de la **Figura 4.2**:



**Figura 4.2**

**Limpieza:** Se lijaron las muestras suavemente con lija fina (grado 1200) para la eliminación de cualquier resto de óxido y se desengrasaron en un lavado secuencial con:

- detergente alcalino al 6%
- Na(OH) al 3%
- Alcohol isopropílico.

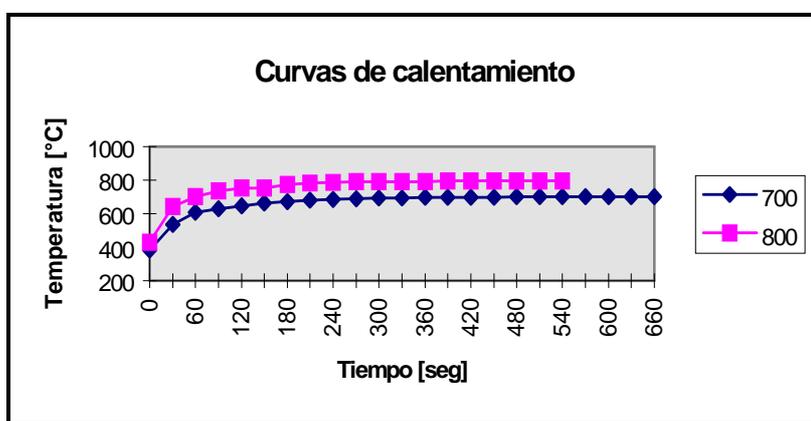
Cada paso del desengrasado se realizó con agitación por ultrasonido.

**Introducción de muestras en el horno:** Se introdujeron las muestras en las cápsulas portamuestras, se cerraron los tubos y se las ubicaron en la zona fría del tubo (aproximadamente 400°C). Se inició un flujo de N<sub>2</sub> durante 15 minutos para eliminar el aire contenido en los tubos y seguidamente se hizo pasar durante 15 minutos la mezcla de N<sub>2</sub> + H<sub>2</sub> saturada en agua a 30°C.

Se realizaron experiencias previas para determinar la posible descarburación en esta posición, sin encontrar modificación en el contenido de carbono.

**Ubicación de las muestras a temperatura de ensayo:** Se corrieron las muestras rápidamente a la zona de temperatura de ensayo (zona central del tubo), manteniéndolas en esa posición durante el tiempo especificado.

Se controló el tiempo requerido por la muestra para alcanzar la temperatura de ensayo mediante una experiencia previa consistente en el ensayo con una muestra soldada a una termocupla. Se constató que la misma alcanzaba la temperatura de ensayo en siete minutos y a este tiempo se lo descontó de los tiempos especificados fijando el tiempo cero después de dicho período (**Figura 4.3**).



**Figura 4.3:** Tiempos de calentamiento de las muestras dentro del horno

**Extracción de muestras:** Se realizó en dos etapas:

- retiro a zona fría del horno llegando a una temperatura de 400°C en 5 minutos. Aquí se cortó el flujo de N<sub>2</sub> + H<sub>2</sub> y se incorporó N<sub>2</sub> durante 15 minutos.
- extracción final de las muestras del horno, completando el enfriamiento al aire.

A las muestras extraídas se les realizó análisis químico de carbono con un equipo LECO CS - 44 modelo 762-300.

Para calcular los tiempos teóricos del tratamiento de descarburación, se utilizó el modelo presentado en el Item 2.1, basado en la solución de las ecuaciones de difusión. Los resultados se explican con el diagrama de equilibrio metaestable Fe-Fe<sub>3</sub>C<sup>3</sup> (**Figura 4.4**).

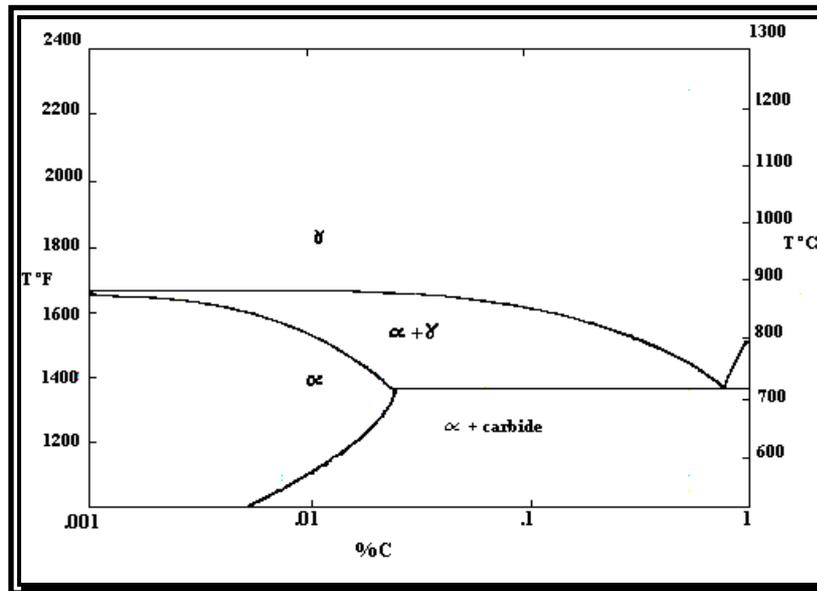


Figura 4.4: Diagrama Fe-Fe<sub>3</sub>C

El resultado de ese análisis a diferentes temperaturas se ve en la **Figura 4.5**. Se muestra un aceptable acuerdo con los datos experimentales. De las figuras se deduce que la velocidad de descarburación se encuentra fuertemente ligada a la temperatura de tratamiento, alcanzando un máximo a 800 °C. Al aumentar la temperatura de tratamiento a 900 °C, la cinética de descarburación se ve retardada, no alcanzándose valores muy bajos de carbono en los tiempos ensayados. Este hecho se relaciona directamente con el proceso difusivo en el acero.

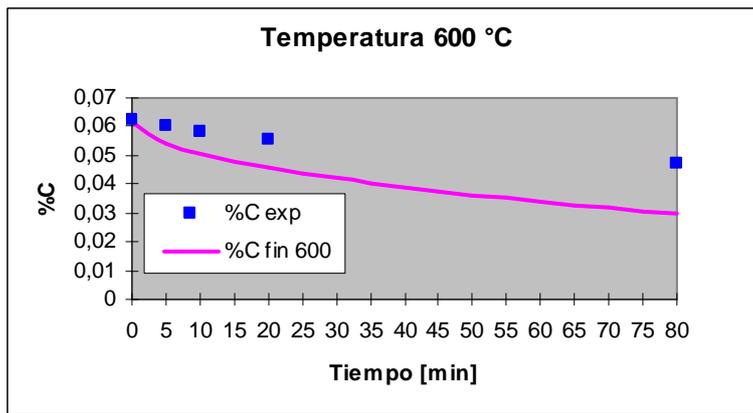
Como se observa en la **Figura 4.5 a** con los resultados a 600 °C, a esta temperatura se presenta una muy suave tendencia a la descarburación de las muestras. La difusión se realiza en este caso en fase ferrítica ya que las muestras se ensayan a temperaturas inferiores a la temperatura eutéctide y allí no existe ningún cambio estructural. Sin embargo, a esta baja temperatura se presentan dos fenómenos conjuntos: a) la difusión del carbono en fase ferrítica ya mencionada y b) la disolución de las partículas de cementita en la ferrita, previa a la difusión en dicha fase.

En el proceso global se deben considerar las energías de activación de los dos fenómenos, las que presentan valores comparables ( $Q_{\text{difusión}} = 20,1 \text{ kcal / mol}$ ;  $Q_{\text{solución}} = 22,5 \text{ Kcal / mol}$ )<sup>4</sup>. Así, se pueden considerar dos situaciones extremas:

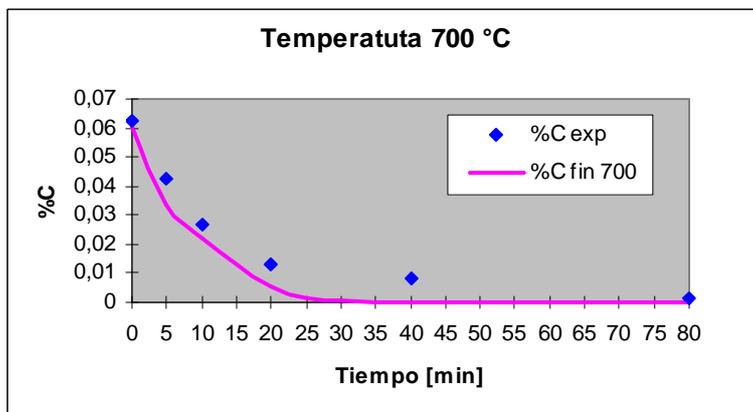
- suponer que todo el carbono está disuelto en la ferrita y por ella difunde
- suponer que todo el carbono está formando cementita, la que se debe disolver en la ferrita para luego difundir.

Como es evidente, el proceso real no se puede explicar con estos extremos. La separación de los puntos experimentales con respecto a la teoría, deben estar relacionados con fenómenos extrínsecos que retardan el proceso.

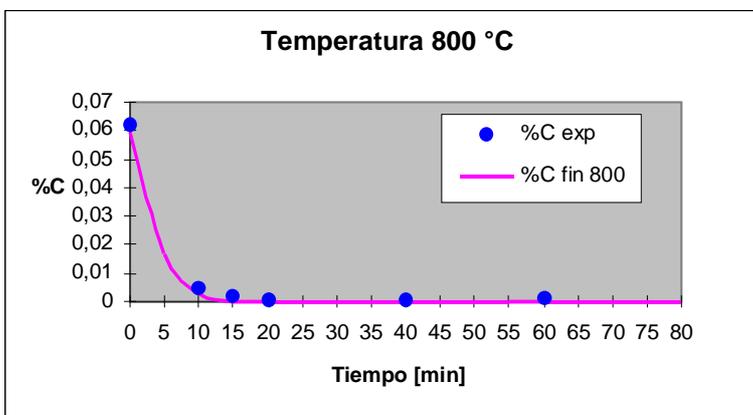
En la **Figura 4.5 b** se grafican los resultados experimentales y del análisis teórico a 700 °C. A 700 °C la cantidad de cementita sin disolver es muy baja y el proceso difusivo en fase ferrítica se acelera por la temperatura. Los puntos experimentales se acercan así a la curva teórica aunque se siguen evidenciando los factores extrínsecos.



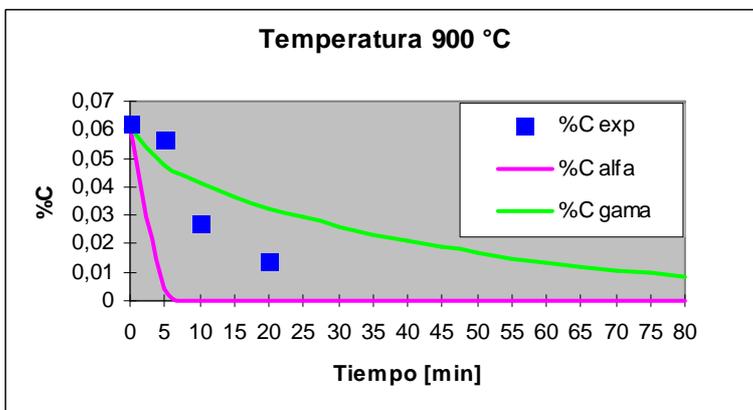
a



b



c



d

Figura 4.5: Resultados experimentales de los tratamientos de descarbonación.

Esta misma discrepancia, aunque en menor medida, se evidencia en la **Figura 4.5 c**. A 800 °C el material ha ingresado en el campo bifásico  $\alpha + \gamma$  al superar los 723 °C correspondiente al eutectoide (ver Figura 4.4). Se sabe que esta temperatura aumenta sensiblemente con calentamientos bruscos como en nuestro caso. En el equilibrio, la cantidad relativa de austenita formada es suficientemente baja (< 1%) como para no influir el proceso difusivo que se produce fundamentalmente en fase ferrítica.

A 900 °C (**Figura 4.5 d**) el proceso es más complejo. Al llegar a la temperatura de ensayo el material se encuentra totalmente en estado austenítico y al ir disminuyendo el %C ingresa al campo bifásico  $\alpha + \gamma$  hasta alcanzar contenidos de carbono cercanos a cero.

En la Figura se presentan las curvas de difusión del carbono calculadas en fase austenítica y en fase ferrítica. La posición de los puntos experimentales demuestra que la difusión a esta temperatura se realizó entre estos dos extremos.

Como se ve, el tiempo requerido para alcanzar valores cercanos al 0,001 %C es sensiblemente superior al tiempo necesario a 800 °C. Esta diferencia se puede correlacionar directamente con los coeficientes de difusión respectivos para la ferrita <sup>5</sup> y para la austenita <sup>6</sup>, los cuales se calcularon con las siguientes ecuaciones:

$$D_{\alpha} = 2 \times 10^{-2} e^{\frac{-20100}{RT}}$$

$$D_{\gamma} = 1 \times 10^{-2} e^{\frac{-27000}{RT}}$$

Dichos coeficientes, evaluados a 900 °C, resultan en un valor 39 veces menor para la fase  $\gamma$ , por lo que la difusión se ve seriamente retardada en una proporción similar cuanto mayor sea la cantidad relativa de austenita en la estructura del acero.

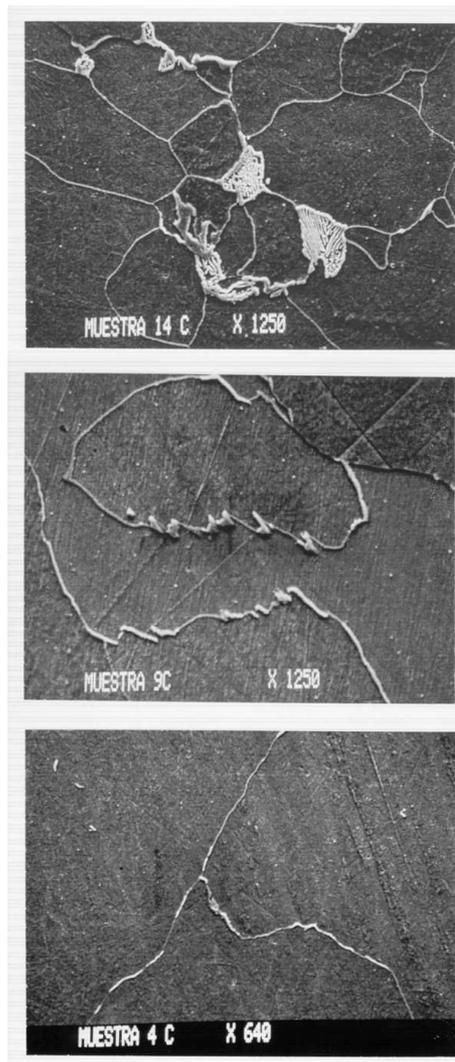
Como se ve de lo anterior, se comprueba que es posible termodinámicamente y cinéticamente descarburar el acero realizando un tratamiento térmico en una atmósfera adecuada. Por otra parte, los tiempos involucrados en el proceso de descarburación son muy bajos, fundamentalmente a temperaturas elevadas. Esto permite que cualquier otro proceso, como por ejemplo el fenómeno de crecimiento de grano, se realice con posterioridad a la descarburación, es decir que se produzca con el material en fase ferrítica y sin partículas de cementita que puedan anclar el grano.

En la **Micrografía 4.1** se observa metalográficamente la disolución de las partículas de cementita presentes en el acero inicial. En la **Micrografía 4.1a** se ve una formación pseudoperlítica ubicada en un borde de grano. La baja solubilidad de C en ferrita a temperatura ambiente hace que las pequeñas cantidades de carbono del acero M (0.068%C) se encuentren fundamentalmente formando cementita, aunque las cantidades presentes de esta fase no alcanzan para formar perlita. Durante el tratamiento de descarburación la cementita se disuelve y el carbono migra al borde de grano, y por éste hasta la superficie donde reacciona con el oxígeno de la atmósfera y se elimina (**Micrografía 4.1b**). Al alcanzar las temperaturas elevadas de los tratamientos isotérmicos, no se observan partículas de carburo de hierro en los bordes de grano (**Micrografía 4.1c**).

#### **4.1.1 Conclusiones**

1. Es termodinámicamente y cinéticamente factible realizar la descarburación de las chapas de acero en las condiciones ensayadas.

2. La suposición de que el gas entrante alcanza condiciones de equilibrio dentro del termostato a la entrada al horno es aceptable ya que los resultados coinciden con las expectativas teóricas de descarburación.
3. Las temperaturas de los tratamientos térmicos deben estar en el rango de 700° a 800° C ya que la cinética de descarburación a 600° C es muy lenta y a 900° C la velocidad del proceso se ve influenciada (disminuye) por la aparición de austenita en la microestructura.
4. La descarburación se produce en muy corto tiempo lo que permite que cualquier fenómeno posterior (crecimiento de grano) se realice enteramente en fase ferrítica.



**Micrografías 4.1:** a - Presencia de partículas de cementita en formaciones pseudo-perlíticas en el acero inicial  
b - Bordes de grano con cementita durante el calentamiento a la temperatura de tratamiento isotérmico  
c - Bordes de grano sin partículas de cementita al iniciarse el tratamiento isotérmico

## 4.2. El Matrizado

Se realizaron estudios de matrizado a nivel de laboratorio, sobre flejes de aceros calmados al aluminio de bajo carbono, en dos grados: estampado, acero D, y eléctrico, acero M, de manufactura nacional y disponibles en el mercado.

Para los ensayos de matrizado se diseñó y construyó una prensa neumática (**Fotografía 4.2**) equipada con una matriz circular de diámetro 16 mm y punzones que cubren un rango de luces (**Fotografía 4.3**). En la **Tabla 4.2** se muestran las dimensiones de los punzones empleados y las luces correspondientes.

**Tabla 4.2:** Punzones de laboratorio utilizados

Punzón	Diámetro [mm]	Luz [mm]
1	15,96 +0,01/-0	0,02
2	15,89 +0,01/-0	0,055
3	15,82 +0,01/-0	0,09

Tanto la matriz como los punzones se construyeron en acero indeformable O1, templados y revenidos. La carga máxima de trabajo fue de 1500 kg y se asume que no se produce deterioro de los filos durante el desarrollo de las experiencias.



**Fotografía 4.2:** Equipo de laboratorio para estudio de matrizado

En cada probeta se midió el espesor utilizando un micrómetro milesimal marca Mitutoyo con rango de 0 - 25 mm, aplicando una fuerza de medición de 100 g para evitar la deformación. Las alturas de rebaba se determinaron con un equipo de microgeometría superficial marca Rank Taylor Hobson, utilizando un patrón de amplificación vertical DIN 4771 y patrones de longitud DIN 861 de 1,5; 1,4;

1,3 y 1,2 mm. La altura de rebaba se midió como la distancia entre la recta de compensación elegida y otra paralela a ésta que contenga el perfil de rebaba graficado.



**Fotografía 4.3:** Punzones utilizados

La relación de corte de las muestras producidas se determinó midiendo la fracción de corte y el espesor, en micrografías obtenidas por observación de la superficie de corte por microscopía electrónica de barrido, utilizando un equipo Philips SEM 501 B.

#### **4.2.1. Ensayos de punzonado**

En la **Tabla 4.3** se presentan las propiedades mecánicas de los aceros empleados en el estudio. Los valores informados corresponden a promedios de todas las muestras analizadas para cada grado.

**Tabla 4.3:** Resumen de propiedades mecánicas

<b>Acero</b>	<b>Resistencia a la Tracción (MPa)</b>	<b>Límite de Fluencia (MPa)</b>	<b>Alargamiento de Rotura (%)</b>
<b>D</b>	320	246	31
<b>M</b>	348	313	27

Para definir el rango de luces, se realizaron varios ensayos de punzonado. El estudio de las superficies de corte indica que un incremento de la luz reduce la relación de corte (**Figura 4.6**).

Para el análisis de la influencia de las distintas variables, se eligieron los ensayos efectuados con luces intermedias, entre 7 y 11 % del espesor ya que las mismas corresponden al intervalo de uso industrial y las otras luces presentan las mismas tendencias. En la **Tabla 4.4** se presentan los resultados de los ensayos de matrizado a nivel de laboratorio.

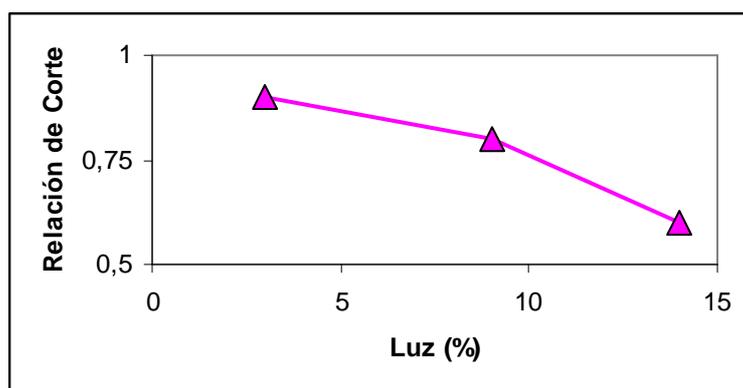


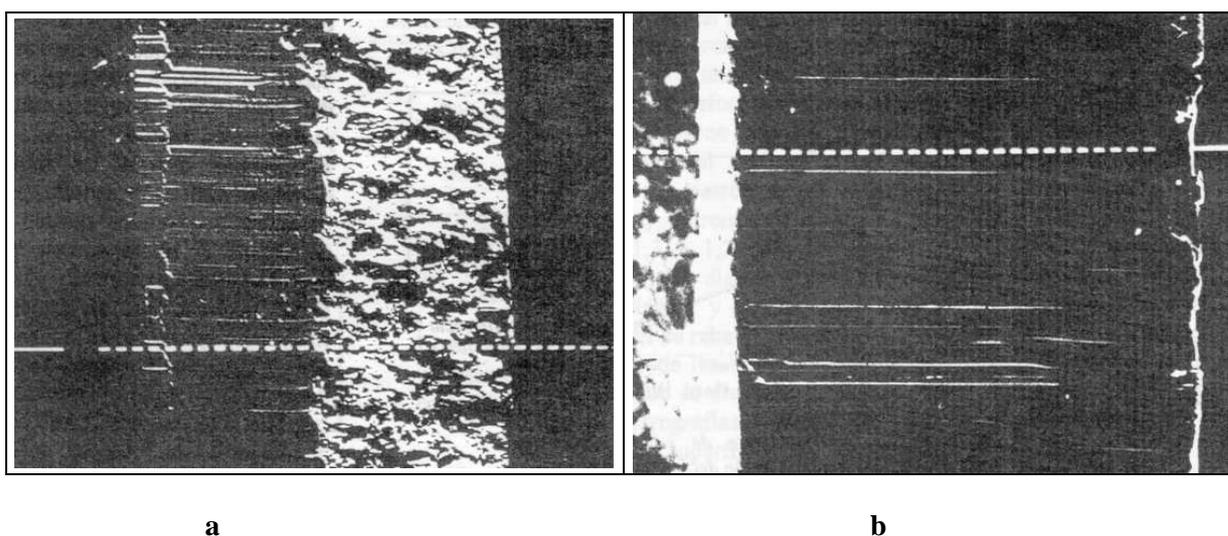
Figura 4.6: Relación de corte en función de la luz entre punzón y matriz.

Tabla 4.4: Resumen de parámetros de matizado

Acero	Relación de Corte	Longitud de Rebaba (%)	Parámetro Q
D	0,68	3,0	0,49
M	0,65	1,7	0,90

En la Figura 4.7 a, b y c se presenta la dependencia de la relación de corte con las propiedades mecánicas de las chapas.

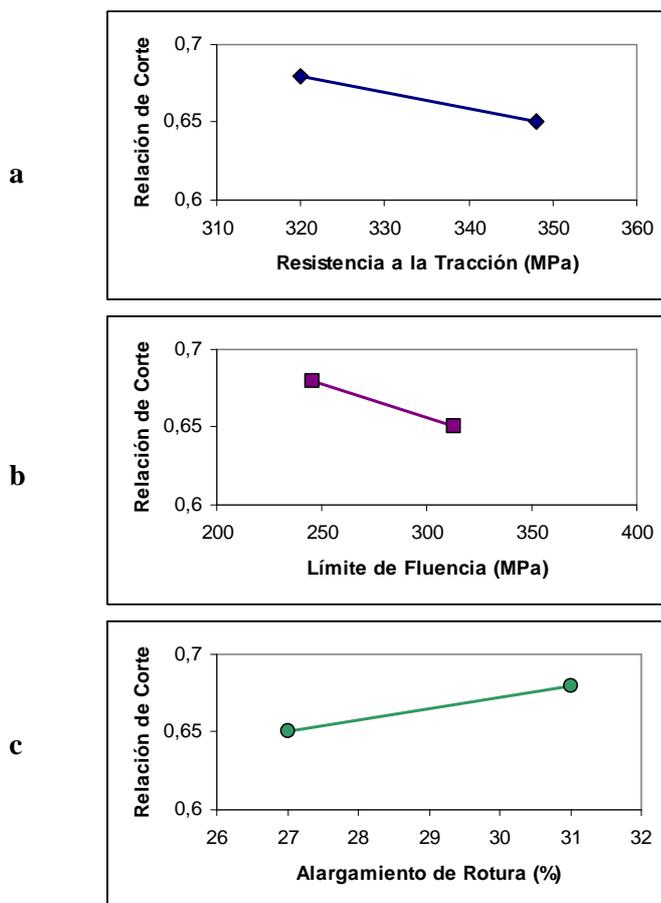
En las Micrografías 4.2 a y b, se ven secciones típicas del punzonado de los aceros estudiados, en donde se aprecian las tres zonas características del corte, estas son, *sobrelaminada* (rolado), *pulida* y *fractura*.



Micrografía 4.1: Muestras de la sección de corte en dos de los ensayos realizados.

a) Relación de corte = 0,50 b) Relación de corte = 1,00

De la Figura 4.7 se puede afirmar que materiales con mayor resistencia mecánica producen menores relaciones de corte, mientras que al aumentar la ductilidad (mayor alargamiento) se aumenta dicha relación.



**Figura 4.7:** Relación de corte en función de las propiedades mecánicas del material.

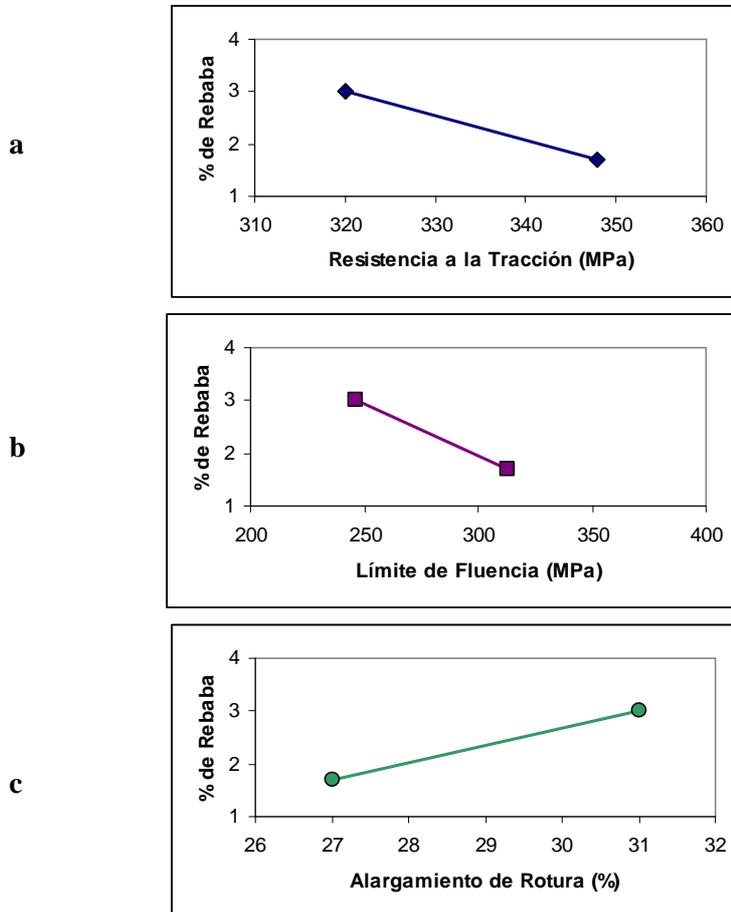
En el caso de la rebaba (**Figuras 4.8 a, b y c**), la dependencia de las variables de matrizado sigue tendencias similares con respecto a la resistencia a la tracción y al límite de fluencia, lo que se corresponde con un desplazamiento del material previo al corte, fenómeno reducido en materiales poco dúctiles.

Con el objeto de agrupar las variables en juego se definió un parámetro <sup>7</sup>:

$$Q = \frac{1}{r \bullet c}$$

donde:  $r$  es el porcentaje de rebaba y  
 $c$  es la relación de corte.

La ecuación anterior involucra los aspectos importantes en la calificación de aptitud o **calidad de un material frente al matrizado**, en cuanto al desgaste del herramental (relación de corte) y a la calidad propiamente dicha del corte (% de rebaba). Las **Figuras 4.9 a, b y c** muestran la dependencia del factor **Q** con las propiedades mecánicas.



**Figura 4.8:** Porcentaje de rebaba en función de propiedades mecánicas del material.

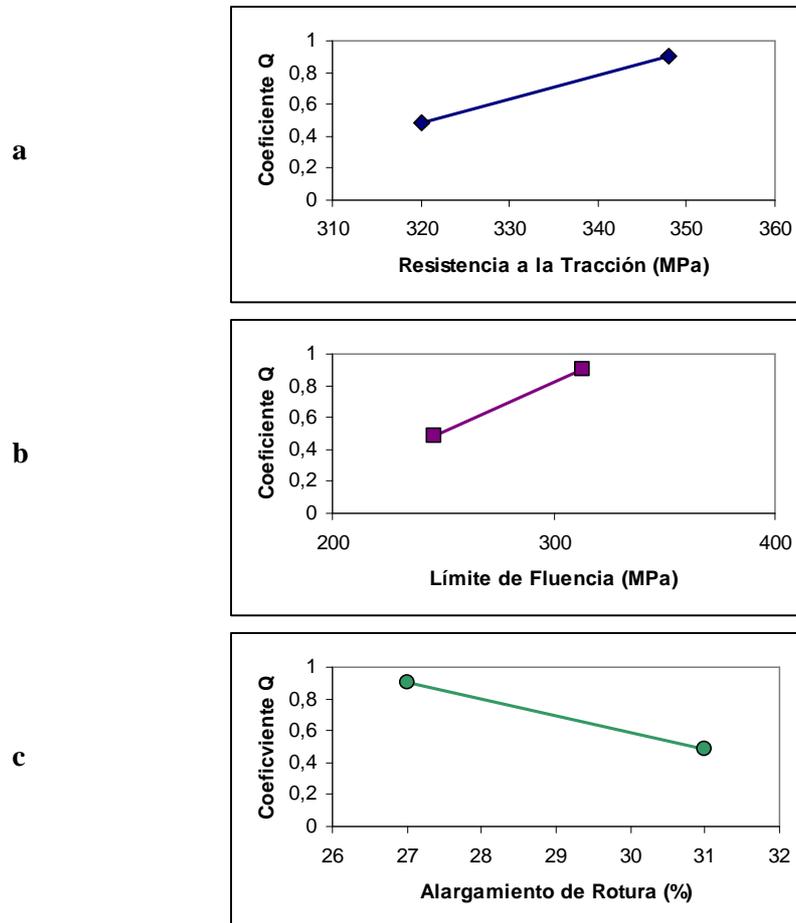
Así, la aptitud de un material se ve favorecida por una elevada resistencia a la tracción y límite elástico, y por alargamientos reducidos.

#### **4.2.2 Conclusiones**

Los resultados de los ensayos de punzonado generan las siguientes observaciones:

1. La vida útil del herramental es un aspecto de importancia tecnológica muy valorado. La relación de corte es un parámetro válido en la evaluación del comportamiento del material.
2. Otro aspecto de importancia práctica es la calidad propiamente dicha del corte, la que esta referida directamente al porcentaje de rebaba producido.
3. Se identifica al factor de calidad  $Q$  como un parámetro que sintetiza la compleja interacción de variables puestas en juego en el proceso, y su medición sería de implementación sencilla en las industrias.

4. La aptitud al matizado de un acero se ve favorecida por elevadas características mecánicas (resistencia a la tracción, límite elástico) y alargamientos de rotura reducidos.
5. El factor de calidad  $Q$  permite realzar las tendencias anteriores.



**Figura 4.9:** Índice de calidad  $Q$  en función de propiedades mecánicas del material.

## REFERENCIAS CAPITULO 4

- 
- <sup>1</sup> Oldani C.; Scripta Materialia Vol. 35, N° 11, pp. 1253-1257 (1996)
  - <sup>2</sup> Oldani C.; Informe Subsidio CONICOR N° 3304/94 (1995)
  - <sup>3</sup> Taylor D.W.; *Hard & Soft Mag. Mat. with Appl.*, Proc.Conf.ASM, Ed.J.A.Salsgiver et al., 65 (1987)
  - <sup>4</sup> Smith R.P.; Trans. AIME, Vol.224, 105-111 (1962)
  - <sup>5</sup> Tomilin I.A. et al.; Sthal in English, (6), 586-588 (1969)
  - <sup>6</sup> *Metals Reference Book* - SMITHELES C.; 3<sup>rd</sup> Ed., London Butterworths, 594, (1962)
  - <sup>7</sup> Oldani C., Actis F., Cohen G.; I Taller Argentino sobre Materiales Magnéticos y sus Aplicaciones, Córdoba, Argentina, 43-51 (1995)

## CAPÍTULO 5

### RESULTADOS EXPERIMENTALES: LAMINACIONES COMUNES

#### 5.1. Acero D

Este corresponde a un acero de calidad estampado profundo. Cuando se lo aplica con fines magnéticos, en general se lo utiliza sin tratamiento térmico previo. El análisis de éste acero se realizó para definir la posibilidad de aumentar el rendimiento magnético, mediante un procesamiento termomecánico, y así obtener características comparables con las de uno de los aceros que se comercializa actualmente en el país con este fin (acero M).

Se realizaron tratamientos de recocido descarburante a diferentes temperaturas variables entre 700° y 800 °C y tiempos entre 0 y 120 minutos, a muestras del acero D, para ver el comportamiento del mismo frente al tratamiento térmico.

El hecho más relevante en el tratamiento térmico de este acero es que a ninguna temperatura ni tiempo, el mismo evidenció crecimiento de grano a pesar de responder bien al tratamiento de descarburación. Los resultados obtenidos luego de una permanencia de dos horas a las diferentes temperaturas de tratamiento se muestran en la **Tabla 5.1**.

**Tabla 5.1:** Tamaños de grano del Acero D luego de diferentes tratamientos térmicos.

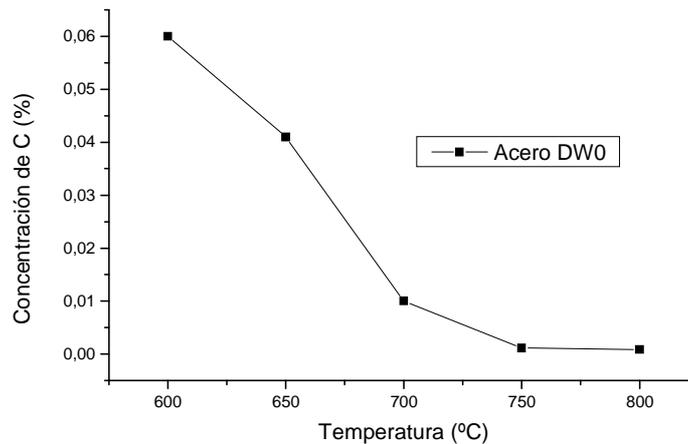
	Tamaño de Grano [µm]			
	Inicial	700 °C / 120 min	750 °C / 120 min	800 °C / 120 min
ACERO D	14,5	15,2	15,8	16,1

Se sabe que el tamaño de grano final obtenido luego de un tratamiento térmico de recocido depende del grado de deformación en frío durante la etapa final de procesamiento en la acería (temper rolling) y de la distribución de tensiones producida por la deformación mecánica en la sección transversal de la chapa. En el caso del Acero D, de acuerdo con información de la empresa, en la etapa final de procesamiento se le aplicó una deformación superficial de aproximadamente el 1%. Este porcentaje de deformación superficial es insuficiente para provocar el crecimiento de grano<sup>1</sup>. Para que este fenómeno se produzca, se requiere una cantidad mínima de deformación plástica en frío (~ 2%), superior al valor alcanzado en este acero.

Debido a lo anterior, se procedió a deformar en tracción muestras del acero D. Los grados de deformación plástica nominales alcanzados fueron de 2, 5, 7 y 10 %. Estas muestras se las identificó como **DWN**, donde N indica el porcentaje de deformación. El acero original sin deformación en tracción se denota como DW0. La deformación plástica en frío se aplicó en la dirección de laminación original de las chapas.

Posteriormente, se les realizaron recocidos descarburantes de dos horas a temperatura. Luego del tratamiento térmico, se midió el contenido de carbono, la evolución microestructural y la modificación en la textura.

En la **Figura 5.1** se muestra la variación del contenido de carbono durante los tratamientos de recocido en atmósfera descarburante.



**Figura 5.1:** Variación del contenido de carbono durante la etapa de calentamiento del acero D

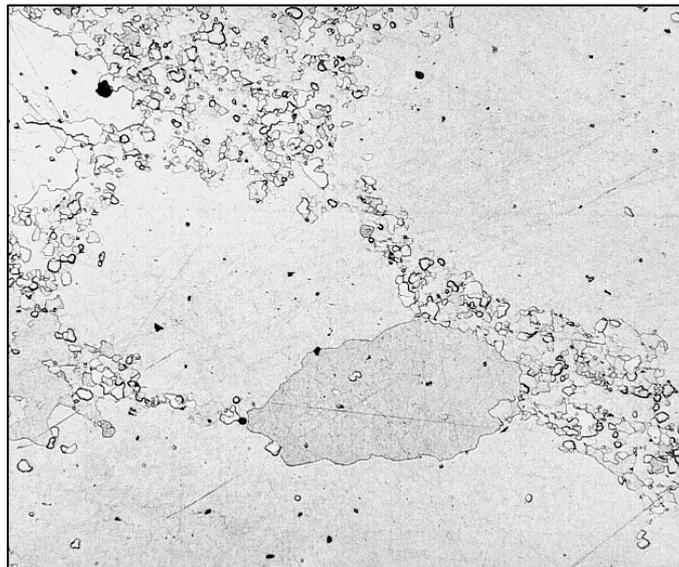
Como se puede apreciar, cuando las muestras alcanzan la temperatura de tratamiento isotérmico (700°, 750° y 800 °C), el contenido de carbono del acero es en todos los casos muy bajo y, por lo tanto, cualquier transformación microestructural ocurrirá con un acero en fase ferrítica. Esto coincide con el estudio cinético de la decarburación llevado a cabo (ver Ítem 4.1.).

En la **Tabla 5.2** se presenta la variación del tamaño de grano con respecto al porcentaje de deformación en frío del Acero D, luego de dos horas a diferentes temperaturas. Las microestructuras del acero DW2, recocido isotérmicamente a 700° y 750 °C durante dos horas, no muestran cambios detectables. A pesar de eso, para el tratamiento térmico de dos horas a 800 °C, aparece una estructura duplex de granos muy grandes producto del crecimiento de sólo unos pocos granos que crecen desde una matriz de granos pequeños.

Las probetas del acero DW5 muestran una distribución bimodal de tamaños de grano, después de 2 horas a 750 °C. Después de un recocido a 700 °C, el acero DW7 también presenta un crecimiento anormal de grano (**Micrografía 5.1**). Las muestras DW10 tratadas por dos horas a todas las temperaturas estudiadas, muestran una microestructura completamente recristalizada en donde el tamaño de grano es aproximadamente el mismo para las tres temperaturas de tratamiento. Es importante notar que el tamaño de grano alcanzado disminuye cuando se incrementa el porcentaje de deformación acumulada. Como se puede apreciar, el comienzo del crecimiento granular depende del % de deformación en frío y de la temperatura de tratamiento.

**Tabla 5.2:** Variación del tamaño de grano con el grado de deformación plástica en frío, luego de dos horas de tratamiento isotérmico

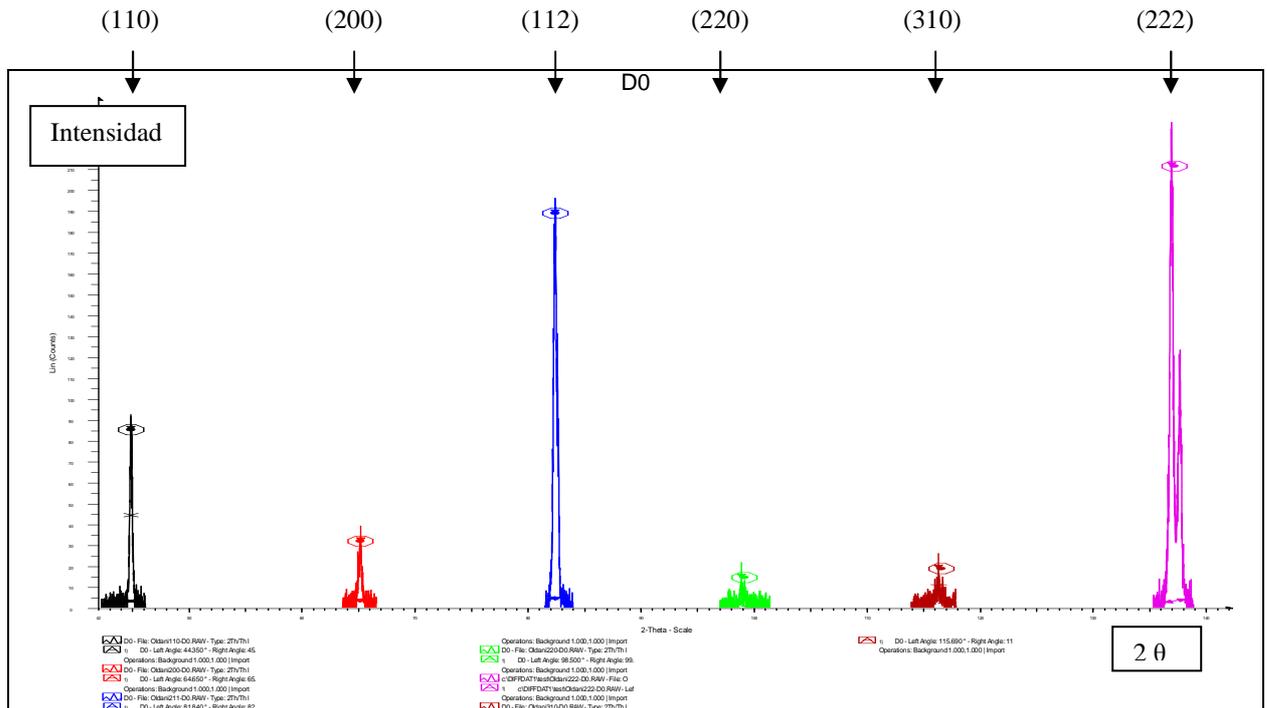
T (°C)	TAMAÑO DE GRANO			
	Acero DW2 [μm]	Acero DW5 [μm]	Acero DW7 [μm]	Acero DW10 [μm]
700	25	23	Duplex 23-510	205
750	25	Duplex 27-490	512	246
800	Duplex 25-840	840	550	340



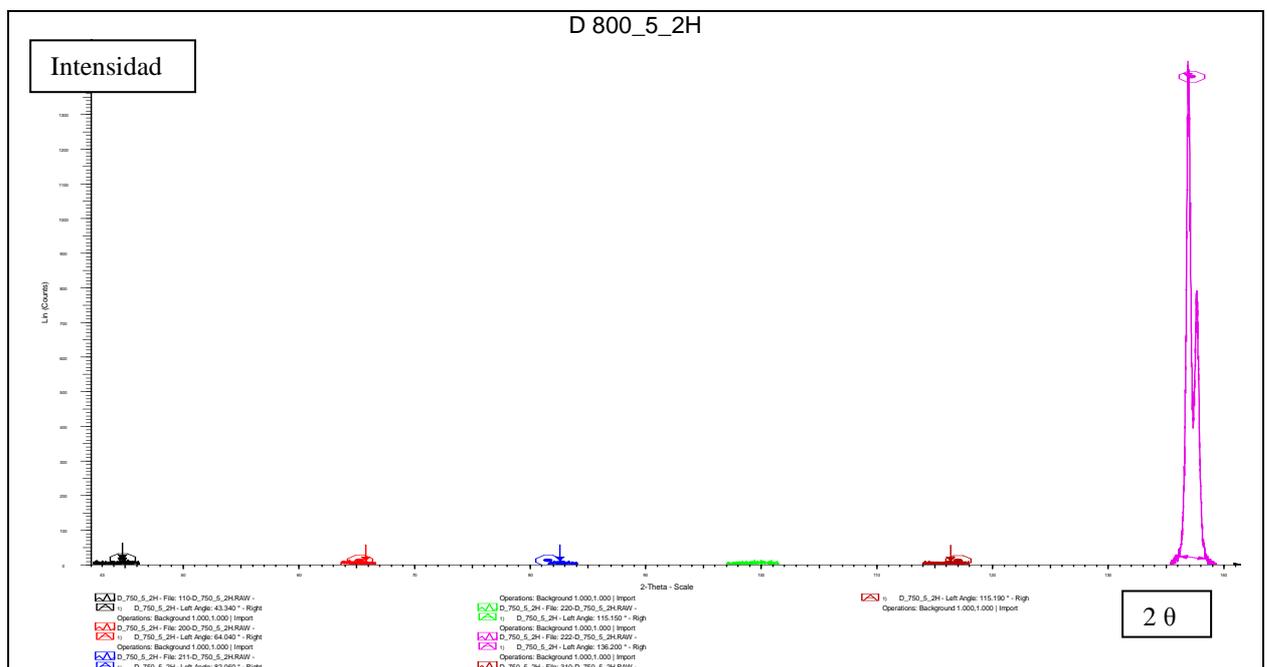
**Micrografía 5.1:** Crecimiento de grano del Acero D con 7% de deformación, tratado térmicamente a 700 °C durante 120 minutos. X50

Para estudiar la evolución de la textura durante el recocido, se analizaron las intensidades de los planos (110), (112), (200), (220), (310) y (222) obtenidas de los difractogramas y las figuras ODF de las muestras con distintos tratamientos de deformación en frío y recocido.

La textura de la muestra DW0 posee principalmente una fibra  $\gamma$  (ND//<111>) fuerte, lo que se deduce de su difractograma que presenta un pico (111) muy intenso (**Figura 5.2**), y las muestras DW2 y DW5 mantienen texturas de recrystalización similares aún después de los tratamientos térmicos. En la Figura 5.2 b se aprecia que en la muestra DW5 recocida durante 2 horas a 800 °C se produce una intensificación de la componente (111) con una virtual desaparición de las otras componentes de textura.



a - Muestra DW0

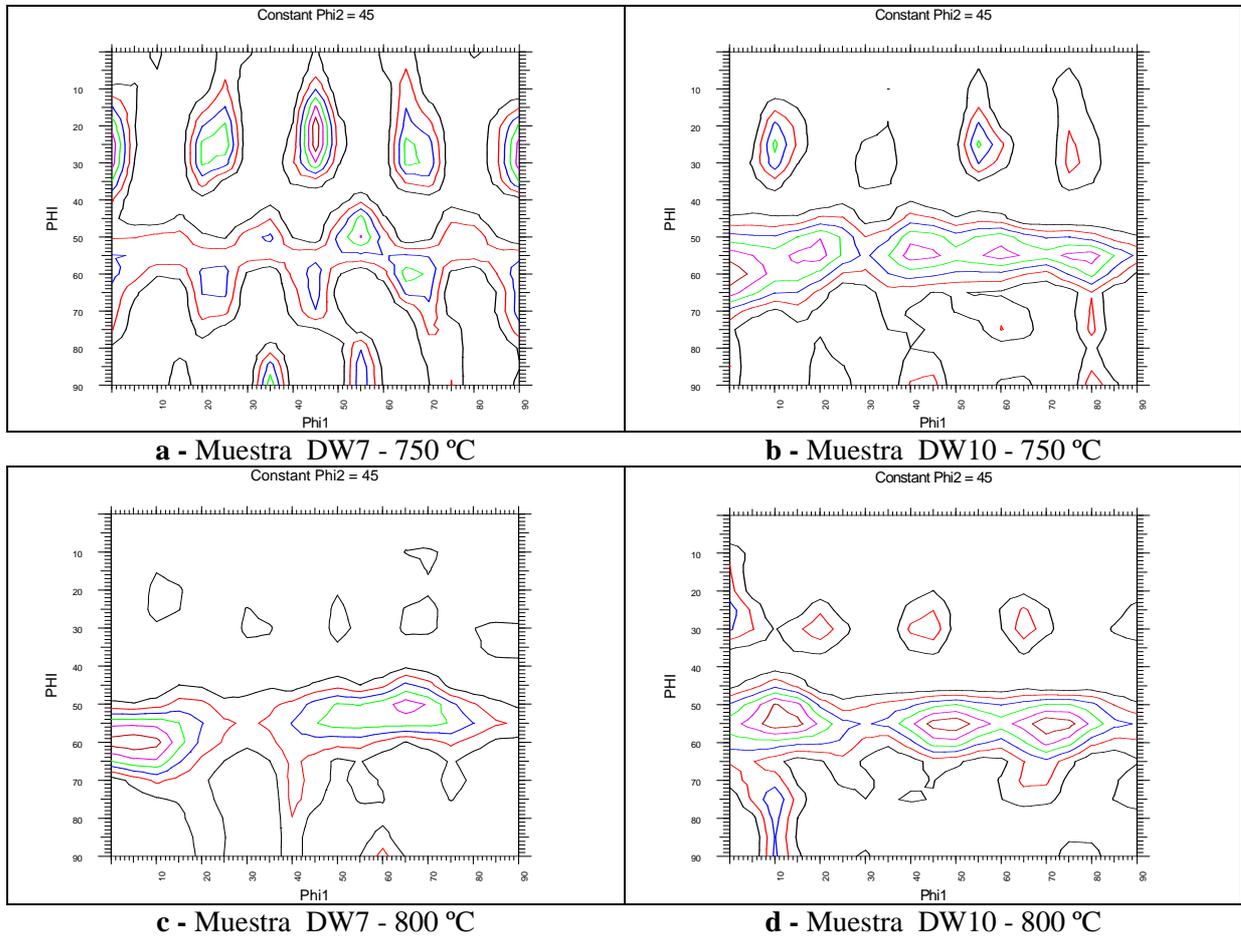


b - Muestra DW5 tratada durante 2 horas a 800 °C

Figura 5.2: Difractogramas de las muestras DW0 y DW5

La **Figura 5.3 (a-b)** muestra la sección  $\phi 2 = 45^\circ$  de la ODF de las muestras deformadas en frío un 7 y 10% y recocidas a 750 °C, respectivamente, mientras la **Figura 5.3 (c-d)** muestra las ODF correspondientes a las muestras deformadas y recocidas a 800 °C.

Como se ve en la Figura 5.3, la muestra DW7 presenta un reforzamiento de la fibra  $\gamma$  a medida que el tratamiento térmico de recocido se realiza a mayor temperatura. De la misma manera, en la muestra DW10 se acentúa el predominio de la fibra  $\gamma$  cuando se incrementa la temperatura de recocido.



**Figura 5.3:** Cortes de  $\Phi_2 = 45^\circ$  para las muestras DWN en distintas condiciones de deformación, luego de tratamientos de dos horas a temperatura

En muchos casos es más informativo graficar la fracción de densidades de orientación,  $f(g)$ , a lo largo de ciertas líneas en las cuales se acumulan las orientaciones.

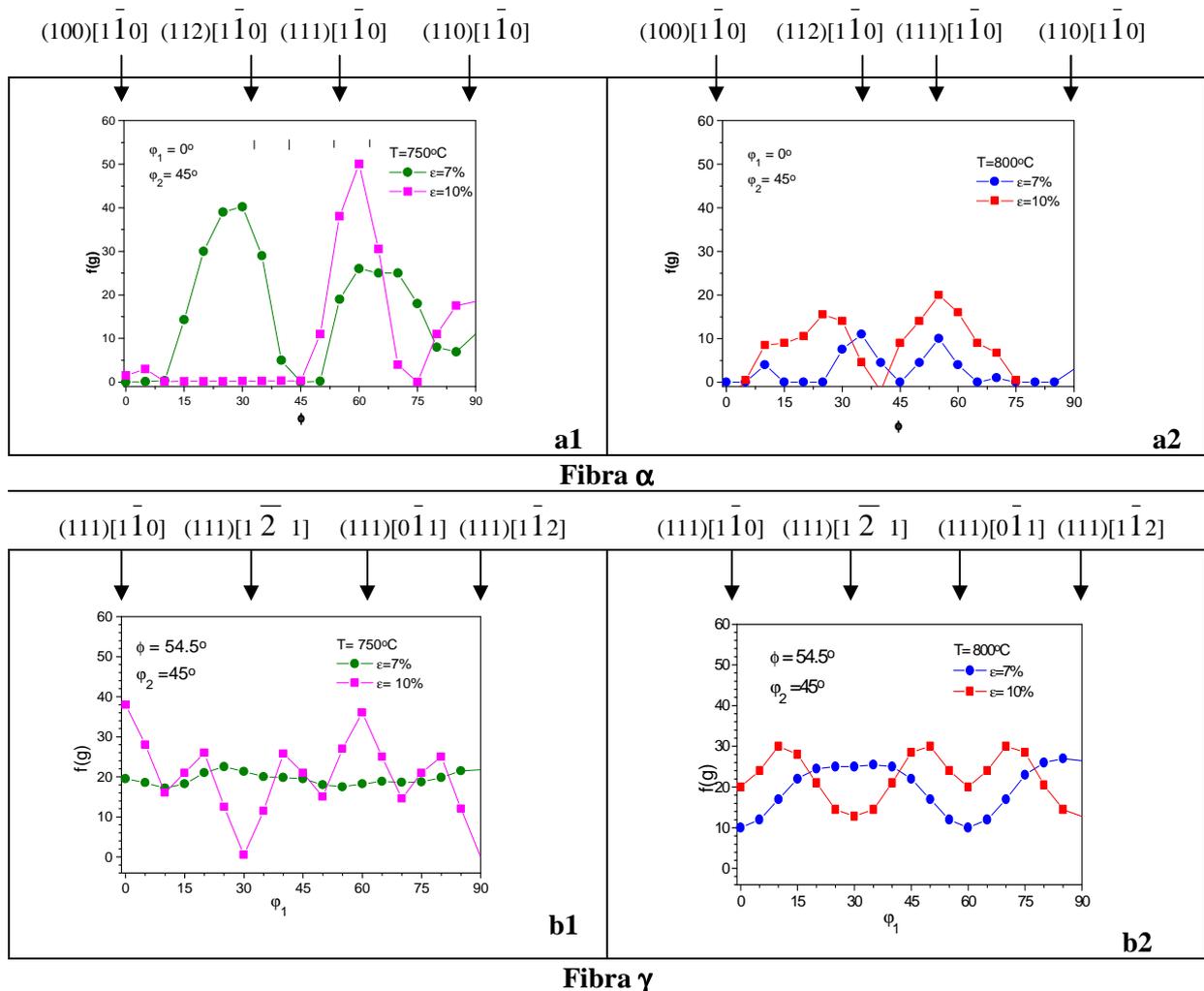
La **Figura 5.4** muestra la  $f(g)$  para la fibra  $\alpha$  de las muestras DW7 y DW10. Para el tratamiento a 750 °C, en la muestra DW7 se reconocen picos intensos cerca de  $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$  y  $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ , mientras que en la muestra DW10 el pico  $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$  se cancela completamente y el pico  $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$  se refuerza hasta 50 veces la textura random.

En el calentamiento hasta 800 °C, la intensidad de los picos de ambas muestras disminuye, aunque se aprecia que en la muestra deformada un 10% las componentes  $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$  y  $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$  son más intensas.

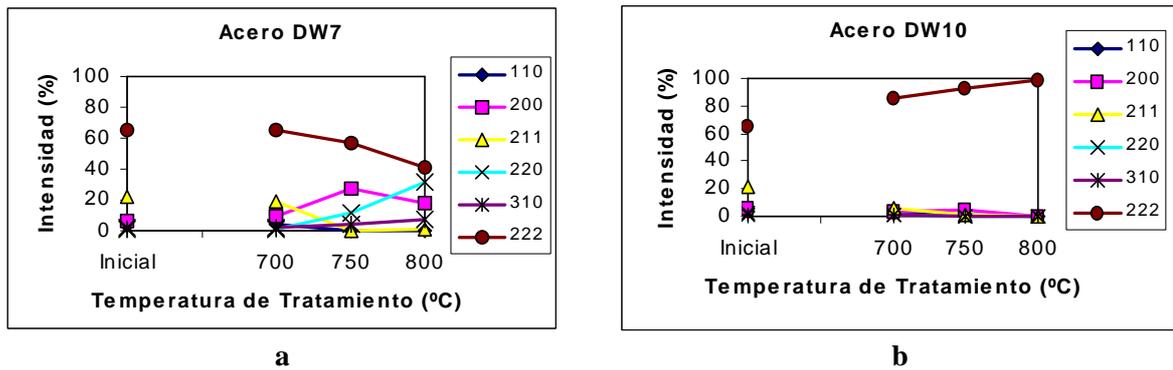
En la muestra deformada un 7% y tratada a 800 °C se insinúa un pico cercano al  $(100)[\bar{1}\bar{1}0]$  con una intensidad de 6.5, donde las intensidades máximas para las otras orientaciones sólo alcanzan unas 12

veces la textura random (Figura 5.4 a2). En ambos aceros, la aparente constancia de la intensidad de la fibra  $\gamma$  indica la presencia de una gran cantidad de cristales con planos (111) y diferentes direcciones con respecto a la dirección de laminación (Figura 5.4 b1 y b2). En estas condiciones la textura se puede describir en términos de componentes débiles (111)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] y cercanos al (112)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] y una fuerte (111)[uvw] como componentes principales.

Otra forma de presentar los resultados de textura, es mediante la determinación de la variación de las componentes de textura, por aplicación de la ecuación [3.1]. El método, a pesar de que es parcial, da buena información y es de aplicación sencilla y rápida. En la **Figura 5.5** se muestran los valores calculados para dos de los diferentes grados de deformación en frío a partir de las intensidades observadas en sus difractogramas..



**Figura 5.4:** Evolución de las fibras  $\alpha$  y  $\gamma$  para las muestras DWN en distintas condiciones de deformación, luego de tratamientos de dos horas a temperatura



**Figura 5.5:** Variación de las componentes de textura del Acero D con distinto grado de deformación. a) 7% y b) 10%.

En los gráficos para las muestras DW7 y DW10 tratadas isotérmicamente, se observan evoluciones interesantes en la textura. Como se ve en la Figura 5.5 a, el acero DW7 presenta una disminución paulatina de los planos (222) en la superficie de la chapa a medida que el tratamiento térmico se realiza a mayor temperatura, con un incremento de las componentes buenas magnéticamente ((200) , (110) y (220)), sin observarse aumento de otras componentes como las (112) o (310).

Como ya se mencionó, para comparar magnéticamente la "calidad" de la textura del acero se puede utilizar un índice, Índice de Textura, **It**, definido en la ecuación [3.2] como <sup>2,3</sup>

$$It = (X_{110} + X_{200} + X_{220}) / (X_{222} + X_{211} + X_{310})$$

Un valor grande de este índice indica un buen comportamiento magnético. En la **Tabla 5.3** se pueden ver los valores del Índice de Textura para diferentes condiciones del Acero D.

**Tabla 5.3:** Índice de "Calidad" de Textura, **It**, para el Acero D

	Sin Tratamiento Térmico	Tratado Térmicamente a 700°C / 2h	Tratado Térmicamente a 750°C / 2h	Tratado Térmicamente a 800°C / 2h
DW5	0,141	****	****	0,004
DW7		0,163	0,62	1,008
DW10		0,072	0,065	0,007

Como se puede ver de las Figuras anteriores y de la Tabla 5.3, desde el punto de vista de la textura las mejores condiciones de tratamientos térmicos y mecánicos son:

- ◆ 7% de deformación y recocido descarburante durante dos horas a 800 °C

El incremento de la deformación plástica provocará un deterioro de las características magnéticas de este acero.

En la **Tabla 5.4** se muestran las pérdidas magnéticas del Acero D medidas a 1.5T y 50 Hz.

**Tabla 5.4:** Pérdidas magnéticas a 1.5 T y 50 Hz para el Acero D con diferentes condiciones de tratamiento.

	Sin Tratamiento Térmico	Tratado Térmicamente a 700°C / 2h	Tratado Térmicamente a 750°C / 2h	Tratado Térmicamente a 800°C / 2h
DW5	14,5	****	****	8,2
DW7		9,1	7,9	6,6
DW10		10,1	8,3	7,3

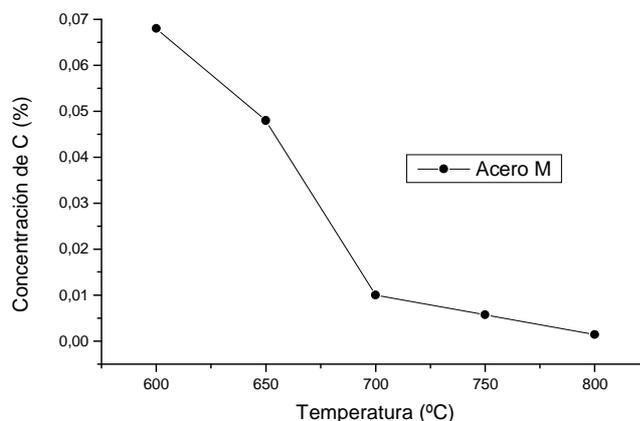
Se ve que existe una buena correlación entre las propiedades magnéticas alcanzadas y la evolución microestructural y de la variación de textura en este acero <sup>4</sup>.

## 5.2. Acero M

Este corresponde a un acero de bajo carbono laminado en frío, de grano no orientado y semiprocesado de uso magnético (laminación) de calidad comercial.

Se realizaron tratamientos de recocido descarburante en las mismas condiciones utilizadas para el acero D, es decir, temperaturas entre 700° y 800 °C y tiempos a temperatura entre 0 y 120 minutos, para ver la respuesta del acero M frente al tratamiento térmico.

Se siguió el proceso de descarburación determinando el contenido de carbono de las muestras extraídas a diferentes temperaturas durante el calentamiento y a distintos tiempos durante la permanencia a temperatura. En la **Figura 5.6** se ven los resultados de descarburación durante la etapa de calentamiento del acero M.



**Figura 5.6:** Variación del contenido de carbono durante la etapa de calentamiento del acero M

Al igual que en el acero D, los resultados muestran que el material está en fase ferrítica en el momento de alcanzar la temperatura del tratamiento de recocido, ya que la descarburación se alcanza a producir durante la etapa de calentamiento.

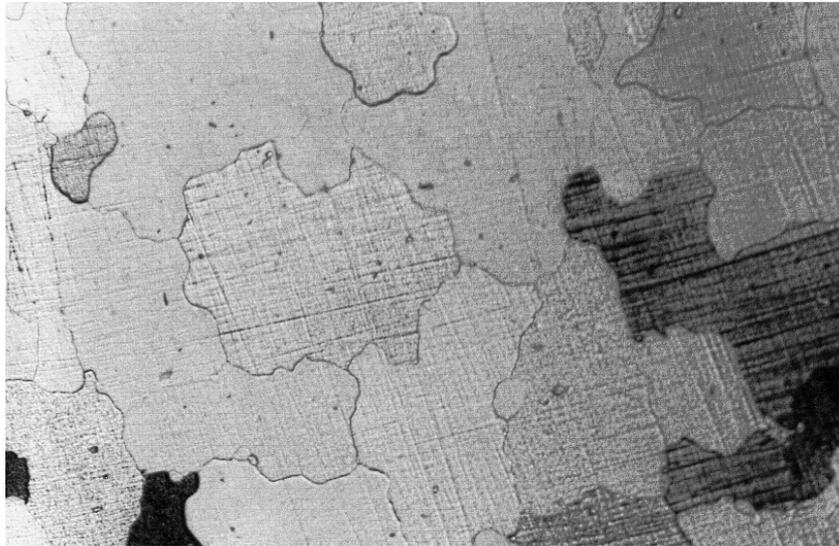
Este acero evidencia un crecimiento de grano anormal (granos muy grandes en una matriz de granos pequeños) a altas temperaturas de tratamiento (**Micrografía 5.2**). Es de notar que luego de dos horas a 750°C el material presenta grano duplex formado por granos muy grandes (450  $\mu\text{m}$ ) rodeados por granos que aún no han crecido (18  $\mu\text{m}$ ). A mayor temperatura (800°C) la evolución del tamaño de grano es más rápida alcanzando un tamaño de grano homogéneo de 550  $\mu\text{m}$  luego de dos horas a temperatura (**Micrografía 5.3**). Estos comportamientos se muestran en la **Tabla 5.5**.

**Tabla 5.5:** Variación del tamaño de grano del acero M, luego de dos horas de tratamiento isotérmico

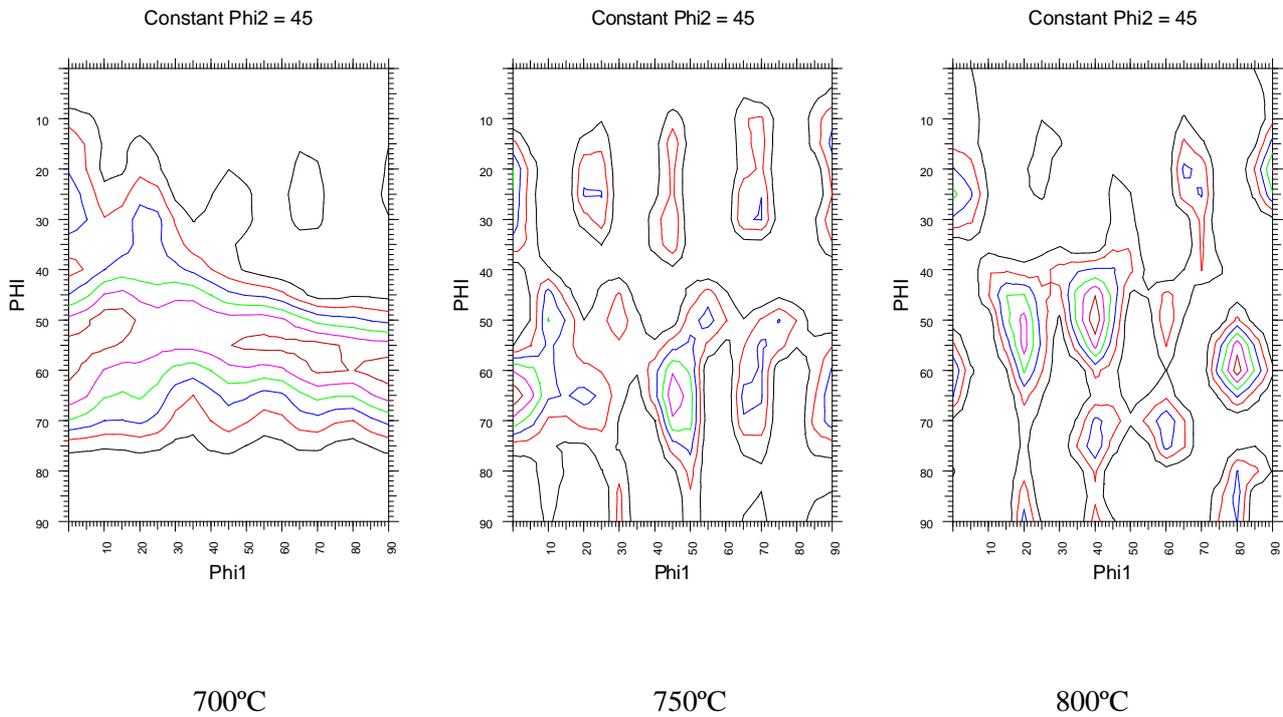
T (°C)	TAMAÑO DE GRANO	
	Acero M [ $\mu\text{m}$ ]	
700	33.8	
750	Duplex	29,4 - 450
800	533	



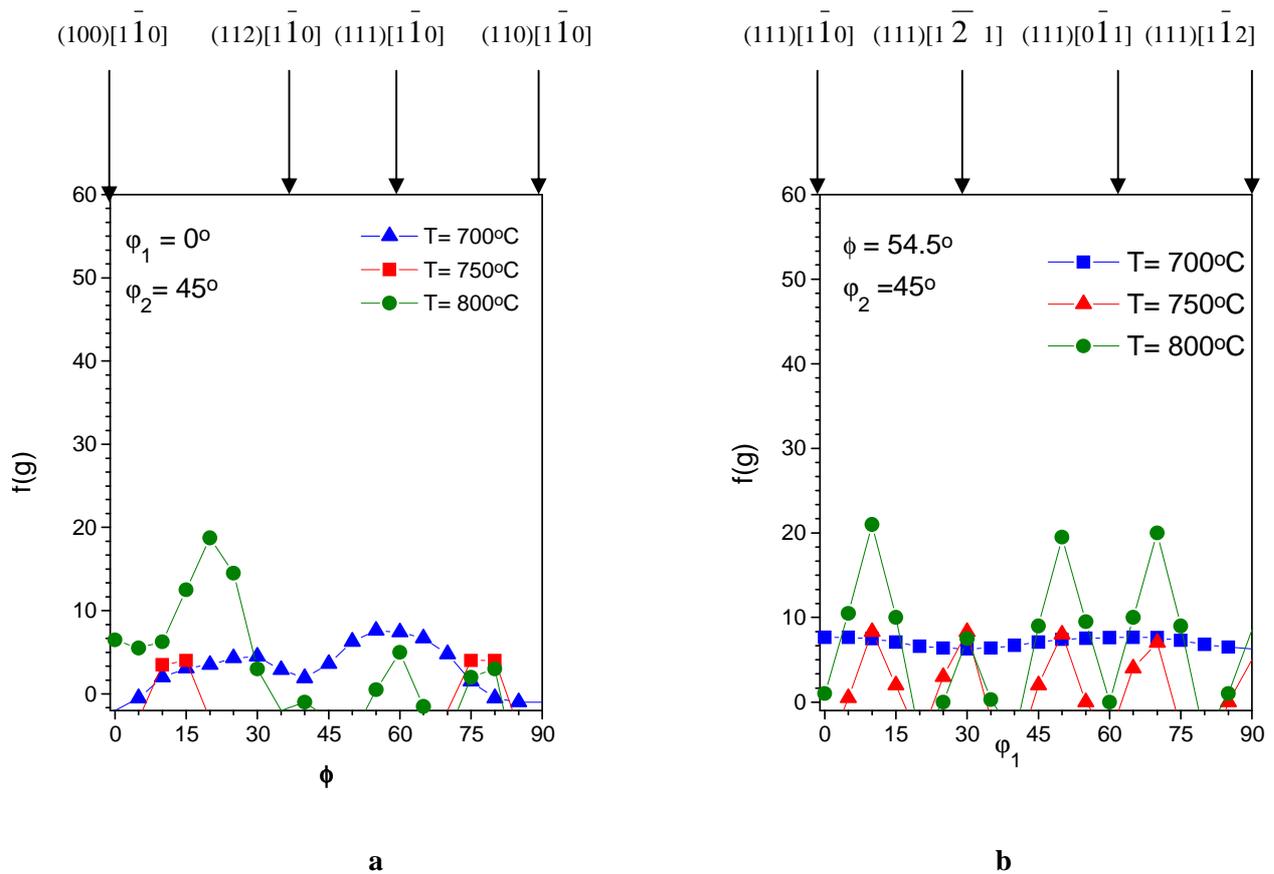
**Micrografía 5.2:** Microestructura de la muestra M luego de un tratamiento isotérmico de 2 horas a 750 °C. X 50



**Micrografía 5.3:** Microestructura de la muestra M luego de un tratamiento isotérmico de 2 horas a 800 °C. X 50



**Figura 5.7:** Cortes  $\Phi_2=45^\circ$  de la evolución de la textura del acero M para recocidos a distintas temperaturas.



**Figura 5.8:** Fibras alfa y gama del corte  $\phi_2=45^\circ$  de las ODF  
 a) Fibra  $\alpha$     b) Fibra  $\gamma$

En la **Figura 5.7** se muestran los cortes  $\phi_2=45^\circ$  para los distintos tratamientos térmicos del acero M, y en la **Figura 5.8** se observa el resumen de la evolución de las fibras alfa y gama.

De estas figuras se desprende que, luego del tratamiento de recocido a  $700^\circ\text{C}$  durante dos horas, la orientación cristalográfica sigue siendo la de deformación en frío, con una fibra gama muy intensa ( $\text{ND} // \langle 111 \rangle$ ), lo que indica la presencia de una gran mayoría de planos (111) paralelos a la superficie de la chapa. Esto se da a pesar de que el estudio metalográfico demostró que la recrystalización secundaria ha finalizado.

Con el aumento de la temperatura en los tratamientos térmicos, decrece la componente (111) pero va aumentando la intensidad de la componente {112}. Así, en la **Figura 5.8a** para la fibra  $\alpha$ , se ve que a  $800^\circ\text{C}$  aparece un pico muy intenso de la componente (112)[110], el que ya se intuye en el recocido a  $750^\circ\text{C}$ , en perjuicio de la componente (111)[110] que es importante a  $750$  y  $700^\circ\text{C}$ .

Por otra parte, la gráfica de la fibra  $\gamma$  mostrada en la **Figura 5.8b**, indica una evolución hacia la intensificación de sólo ciertas componentes como son las (111)[112] con el aumento de la temperatura. Esto también se puede apreciar en la **Figura 5.7**.

En la **Figura 5.9** se ve la evolución de los componentes de textura para las muestras M recocidas 2 horas a distintas temperaturas. El aumento de temperatura provoca una disminución de los planos (111) paralelos a la superficie de la chapa, pero conjuntamente, un fuerte incremento de los planos (112).

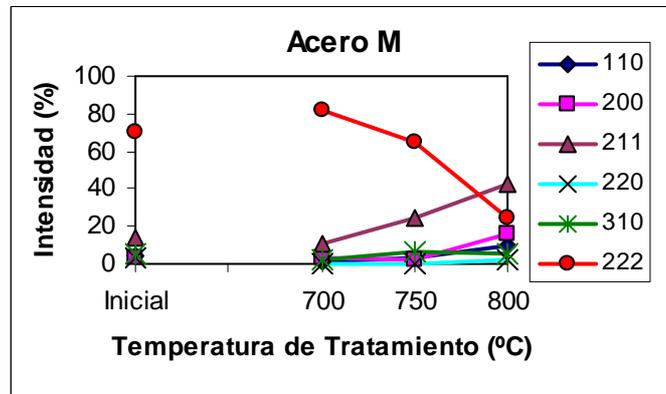


Figura 5.9: Evolución de los componentes de textura de las muestras M

A los fines magnéticos, el comportamiento microestructural de este acero no es adecuado ya que los tratamientos térmicos no permiten la obtención de un tamaño de grano moderado, acorde con bajas pérdidas magnéticas, fundamentalmente en su componente de pérdidas parásitas (Pp+Pa).

Tampoco los cambios en la orientación cristalográfica son adecuados para los fines de uso de este tipo de acero. El cálculo del Índice de Textura indica un valor máximo de  $I_t = 0.4$  para la muestra tratada a 800°C durante dos horas.

Así, las características magnéticas de este material no son buenas, alcanzándose pérdidas magnéticas relativamente elevadas. Las mismas se ven en la **Tabla 5.6**.

Tabla 5.6: Pérdidas magnéticas a 1.5 T y 50 Hz del Acero M tratado (Temperatura °C / Tiempo h).

Tratamiento Térmico	Inicial	700°/0	700°/2	750°/0	750°/2	800°/0	800°/2
M	17,7	11,3	9,2	9,6	9,4	7,7	7,7

## **REFERENCIAS CAPÍTULO 5**

---

<sup>1</sup> Anderson W.A., Mehl R.F.; Trans.AIME V.161, 140-172 (1945)

<sup>2</sup> Hermida J.D.; Comunicación privada

<sup>3</sup> Actis F., Oldani C., Moyano H., Cohen G.; Primer Taller Argentino de Materiales Magnéticos y sus Aplicaciones, Córdoba 17-20 mayo, pp. 35-41 (1995)

<sup>4</sup> Oldani C., Silvetti S.P.; enviado a publicación en Scripta Materialia

## **CAPÍTULO 6**

# **RESULTADOS EXPERIMENTALES: LAMINACIONES QUARTER-QUARTER**

---

### **6.1. Aceros H y A**

Tanto el acero H como el acero A corresponden a aceros nacionales experimentales, cuyas composiciones químicas se acercan a los conocidos internacionalmente como "Laminaciones Quarter-Quarter", aunque sin alcanzar los contenidos de Al característicos de dichos aceros y con un porcentaje de silicio algo superior. Sin embargo, la suma de ambos se encuentra en el orden del 0,5% <sup>1</sup>.

Los aceros A y H presentan un contenido de silicio más elevado que las laminaciones comunes (ver Item 5.1), mientras que el porcentaje de aluminio es sólo levemente superior en el acero H y sustancialmente mayor en el acero A. La presencia de mayores tenores de silicio disminuye las pérdidas magnéticas totales fundamentalmente a través de su componente de pérdidas parásitas, al aumentar la resistividad del acero.

Desde el punto de vista tecnológico, el aumento del contenido de silicio en los aceros provoca una disminución de la ductilidad con el consiguiente aumento de la fragilidad. A pesar de que no se requieren operaciones de estampado en la fabricación de los equipos eléctricos, el material debe tener buena punzonabilidad (con bajo desgaste del herramental) y debe ser razonablemente plano para permitir punzonar sin dificultad. En general, a medida que se incrementa el silicio, decrece el alargamiento y aumenta la dureza, el límite elástico y la resistencia a la tracción.

El aluminio, agregado normalmente como elemento desoxidante, tiene una fuerte influencia sobre el comportamiento del acero al crecimiento de grano.

Es muy poco lo que se puede hacer para alterar la orientación preferencial direccionada (textura) de aceros de fase simple laminados y recocidos, y los métodos más importantes de control de textura dependen de la presencia de partículas de segunda fase. En este sentido la precipitación de los nitruros de aluminio (NAI) durante la etapa de fabricación (laminación en caliente o durante el recocido) tienen un efecto fundamental en el control de la nucleación y crecimiento de grano durante las etapas calientes del proceso <sup>2</sup>.

El NAI precipita parcialmente en borde de grano ferrítico durante el enfriamiento desde la temperatura de laminación en caliente. En la laminación en frío los granos ferríticos se deforman pero el nitruro permanece en borde de grano, formando barreras al subsiguiente crecimiento. Durante el calentamiento en el recocido estacionario o en el recocido descarburante, estas partículas pueden coalescer por el fenómeno de ripening de Ostwald, disminuyendo su influencia en el movimiento de bordes de grano. La precipitación de éstas partículas, su tamaño y forma dependen de las temperaturas utilizadas, velocidades de calentamiento y enfriamiento durante los procesos de bobinado en caliente y etapas de recocido.

Posteriormente a la recristalización primaria durante el recocido estacionario, los aceros A y H sufrieron una segunda reducción en frío del 8% (temper rolling) hasta alcanzar los 0,5 mm de espesor. Sobre estos materiales se realizaron en laboratorio tratamientos térmicos de recocido descarburante a temperaturas de 700° y 750 °C, y tiempos de mantenimiento isotérmico entre 0 y 120 minutos. Así

mismo se obtuvieron muestras durante el calentamiento, las que fueron extraídas en el momento en que el horno pasaba por la temperatura de estudio en su rampa de calentamiento. Las muestras se enfriaron rápidamente en una cámara refrigerada por cámara de agua, bajo la misma atmósfera de tratamiento. Se analizaron las muestras obtenidas a 500°, 600° y 650 °C.

## 6.2. Resultados para el acero H

### 6.2.1. Descarburación

El contenido de carbono de las muestras de acero H tratadas se ve en la **Tabla 6.1**. La condición AR corresponde a la condición inicial para todos los tratamientos térmicos subsiguientes.

Se puede observar que el porcentaje de carbono inicial no cambia apreciablemente durante el calentamiento hasta 650 °C. Este carbono se encuentra principalmente en forma disuelta en la ferrita, aunque en algunos bordes de grano se presenta en formaciones pseudo-perlíticas.

Al alcanzar los 700 °C, una alta proporción de átomos de carbono ha difundido y reaccionado con la atmósfera descarburante. Durante el período isotérmico a esta temperatura, el tenor de carbono sigue disminuyendo alcanzando valores tan bajos como de 0,002 %C. El mismo comportamiento se aprecia durante el tratamiento térmico a 750 °C. Teniendo en cuenta esto, se puede concluir que todas las muestras estaban en fase ferrítica durante los tratamiento isotérmicos a 700° y 750 °C.

**Tabla 6.1:** Efecto de la etapa de calentamiento y de permanencia a temperatura en la descarburación y el crecimiento de grano

	AR (Inicial)	600 °C 0 min	650 °C 0 min	700 °C 0 min	700 °C 120 min	750 °C 0 min	750 °C 120 min
%C	0,05	0,045	0,042	0,008	0,002	0,006	0,002
Tamaño de grano (µm)	11	8	9	Duplex 8 - 87	132	121	135

La observación con microscopio electrónico de barrido, MEB, de las muestras tratadas térmicamente, permite apreciar bordes de grano sin partículas de CFe<sub>3</sub>. Observando con aumentos de hasta X5000 no se pudieron distinguir otras partículas, como los NAl, en los bordes de grano.

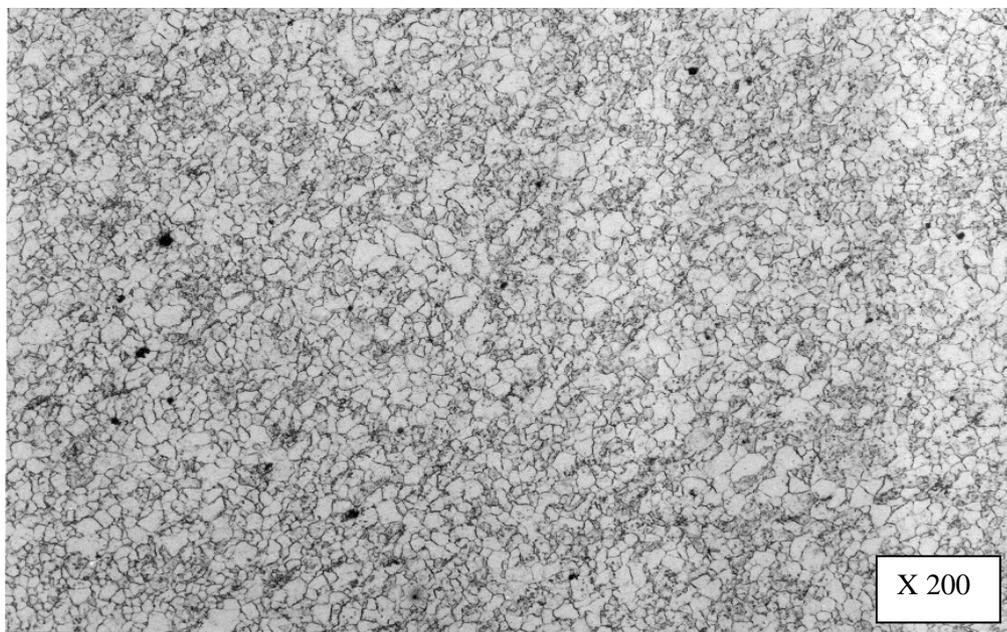
### 6.2.2. Evolución microestructural

En la Tabla 6.1 se muestra también la variación del tamaño de grano como función de la temperatura y tiempo de recocido. La muestra del acero H inicial presenta una microestructura totalmente recristalizada consistente en granos poligonales, claramente separados unos de otros por bordes de alto ángulo, provenientes del tratamiento de recocido estacionario que se le efectúa en la empresa productora (**Micrografía 6.1**). Las pequeñas deformaciones de la etapa de temper rolling no son visibles en la observación metalográfica de la muestra.



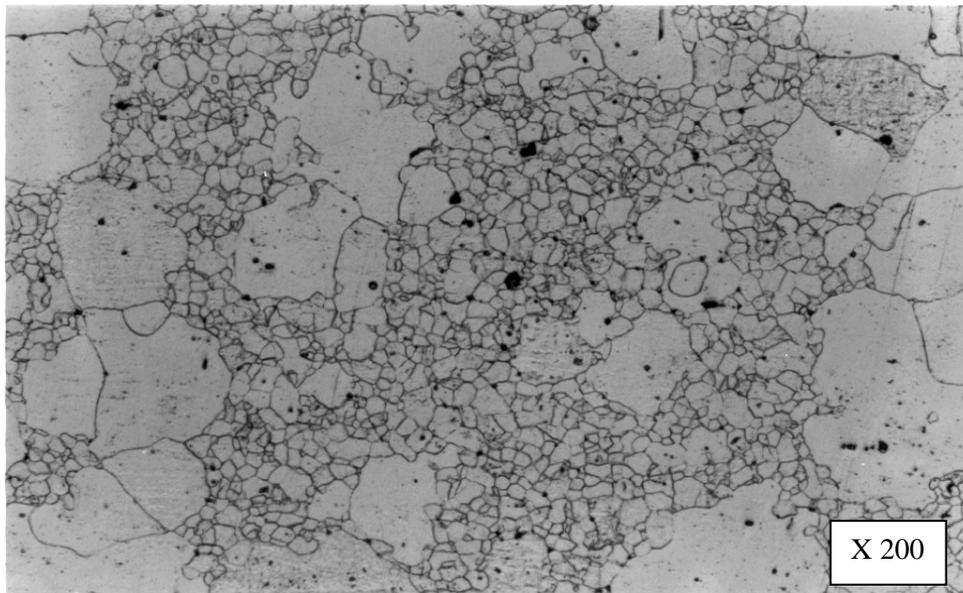
**Micrografía 6.1:** Microestructura de la muestra AR (inicial)

La microestructura de las muestras obtenidas por calentamiento a 600° y 650 °C respectivamente, no muestran aún ningún crecimiento de grano (**Micrografía 6.2**).



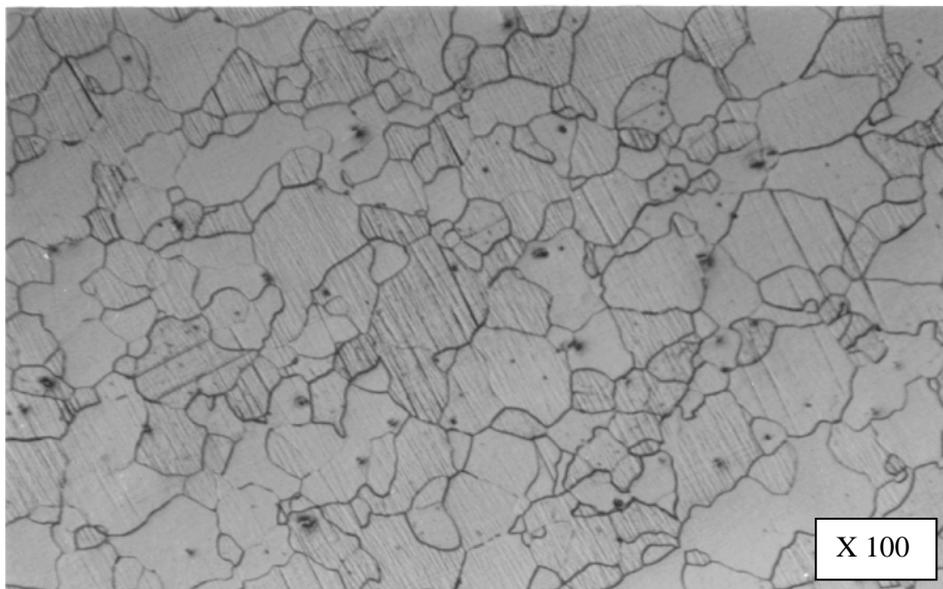
**Micrografía 6.2:** Microestructura de la muestra sacada a 600 °C, en el instante de alcanzar dicha temperatura durante la etapa de calentamiento

Cuando las muestras alcanzan los 700 °C, presentan una microestructura duplex consistente en granos aislados con un gran crecimiento inmersos en una matriz formada por colonias de granos pequeños. El crecimiento de grano en la superficie de la chapa tratada, como se observa por microscopía óptica, se ilustra en la **Micrografía 6.3**.



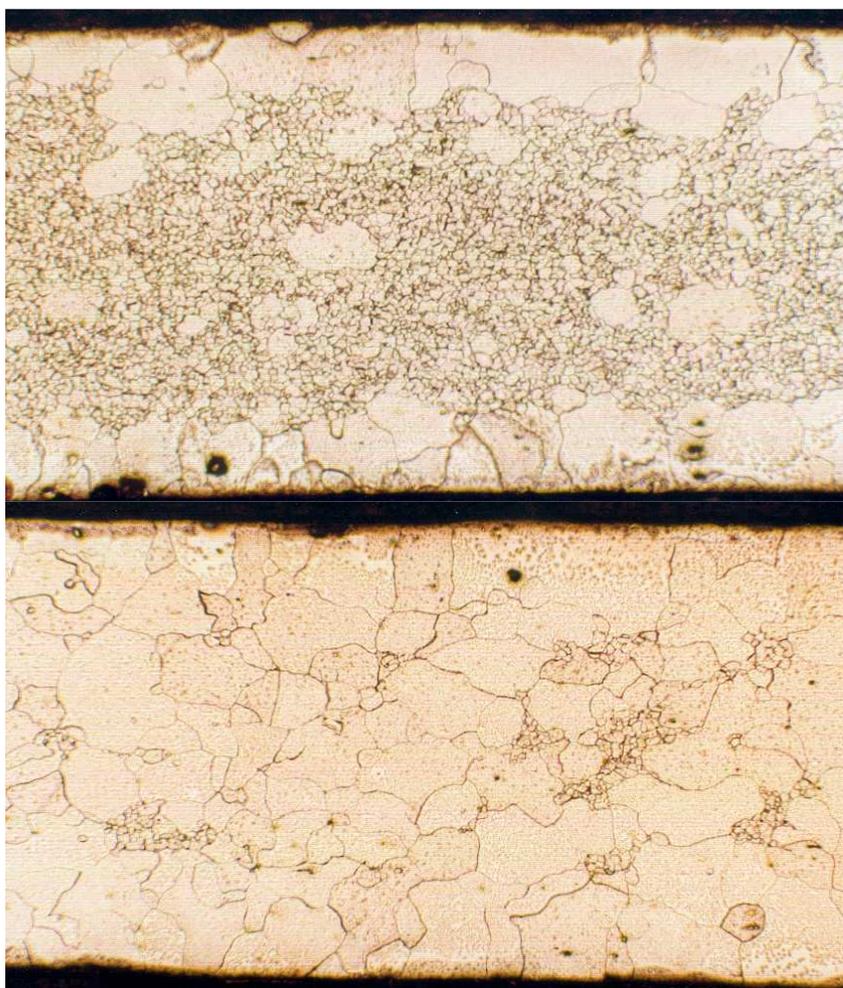
**Micrografía 6.3:** Microestructura de la muestra sacada a 700 °C, en el instante de alcanzar dicha temperatura durante la etapa de calentamiento

La microestructura de las muestras obtenidas durante el período isotérmico a 700 °C, demuestra que el comportamiento anómalo del proceso de crecimiento de grano finaliza luego de 30 minutos a temperatura (**Micrografía 6.4**).



**Micrografía 6.4:** Microestructura de la muestra mantenida a temperatura isotérmica de 700 °C durante 30 minutos a temperatura

La observación microscópica de una sección perpendicular a la superficie de la chapa (**Micrografías 6.5 a y b**) muestra el efecto superficial de la deformación por temper rolling. El crecimiento anormal de grano se inicia en la superficie y se va extendiendo hacia el interior de la chapa (**Micrografía 6.5 a**), hasta que el proceso se completa en todo el espesor (**Micrografía 6.5 b**).

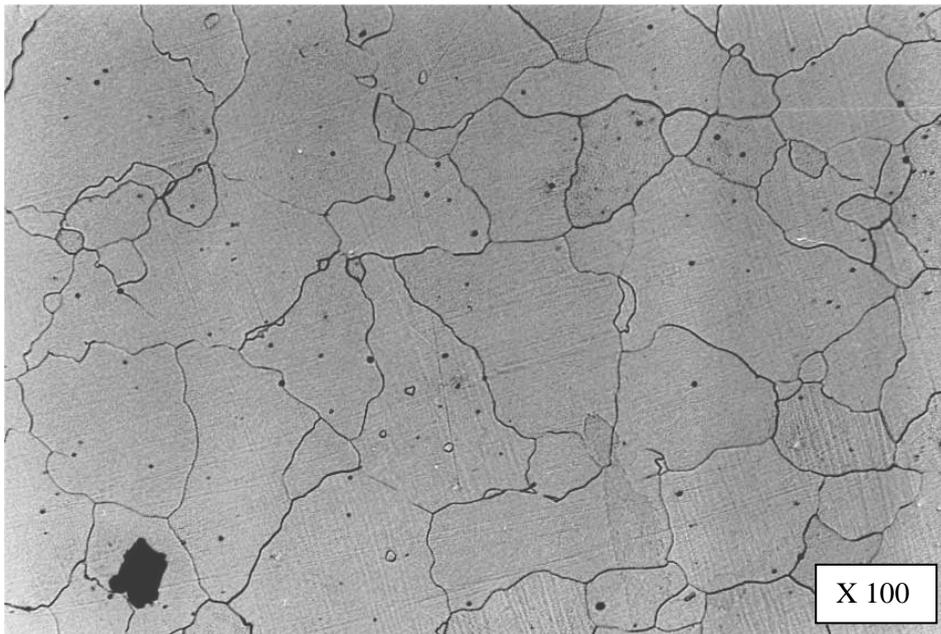


**a** - 700 °C / 0 min

**b** - 700 °C / 30 min

**Micrografía 6.5:** Vista transversal de la microestructura del acero H. X 100

Cuando la muestra calentada hasta los 750 °C alcanza dicha temperatura, la microestructura presenta sólo granos secundarios con un tamaño medio de 120  $\mu\text{m}$  (**Micrografía 6.6**). Luego estos continúan su crecimiento en el período isotérmico por espacio de 2 horas, alcanzando los 135  $\mu\text{m}$ .



**Micrografía 6.6:** Microestructura de la muestra sacada a 750 °C, en el instante de alcanzar dicha temperatura durante la etapa de calentamiento

### 6.2.3. Evolución de la textura

Las figuras de las Funciones Distribución de Orientaciones, ODF, del espécimen AR y de las muestras sometidas a diferentes tratamientos de envejecido, se muestran en la **Figura 6.1 (a-e)**.

A excepción de la muestra envejecida 120 minutos a 700° C, los resultados aparecen, en primera aproximación, muy similares. Se puede extraer importante información de la sección ODF  $\phi_2 = 45^\circ$ , calculada de las mediciones de textura, en la cual están localizadas las fibras  $\alpha$ ,  $\gamma$  y el comienzo de la  $\beta$ .

La Figura 6.1 (a) muestra las orientaciones de los granos de la muestra AR. La alta densidad de orientaciones a lo largo de la fibra  $\alpha$  entre  $(112)[\bar{1}\bar{1}0]$  y  $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$  y a lo largo de la fibra  $\gamma$  ( $\{111\}\langle hkl \rangle$ ) son típicas de materiales bcc recristalizados. El máximo valor de ODF está situado próximo a la componente  $(332)[\bar{1}\bar{1}0]$  y alcanza casi 6 veces el valor de la distribución al azar. La intensidad a lo largo de la fibra  $\gamma$  varía aproximadamente 4 veces la distribución al azar entre  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$  y  $(111)[\bar{1}\bar{1}0]$ . Las intensidades fuera de esas dos fibras son despreciables.

Las muestras tratadas térmicamente hasta 650° y 700° C y extraídas en el instante de alcanzar dicha temperatura, presentan una textura muy similar según puede verse en la Figura 6.1 (b) y (c). El máximo de las ODF está situada a lo largo de la fibra  $\gamma$  y alcanza 7 veces el valor de la distribución al azar. El despliegue de la fibra  $\gamma$  respecto a este eje varía con el tratamiento térmico al que fue sometido el material y con  $\phi_1$ .

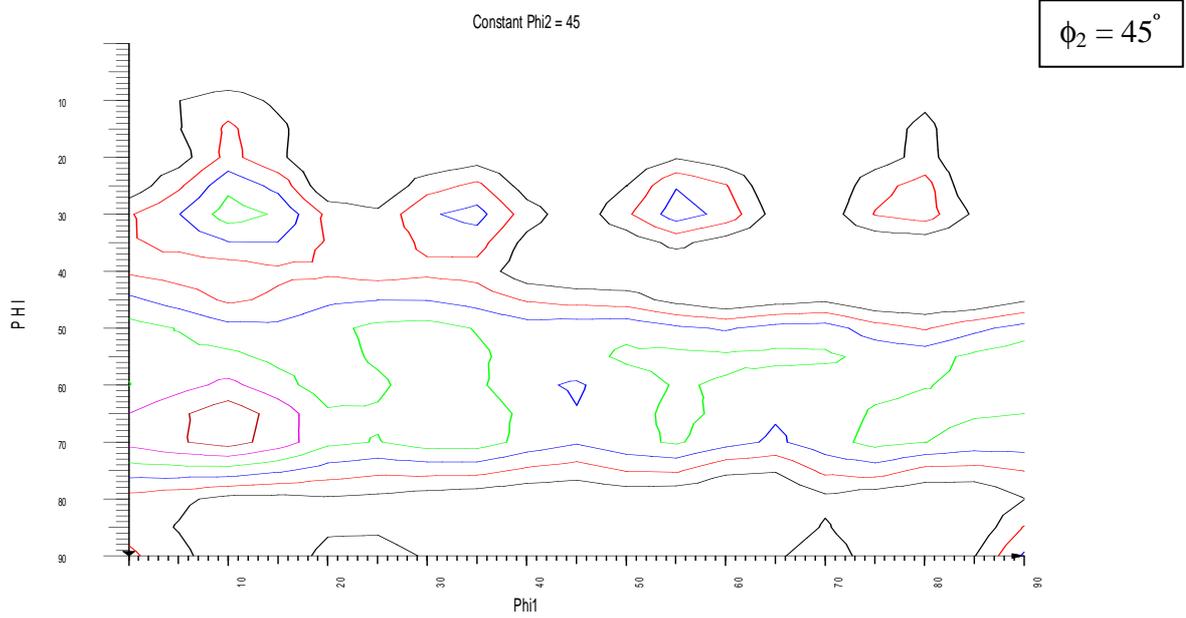


Figura 6.1 (a): Muestra AR

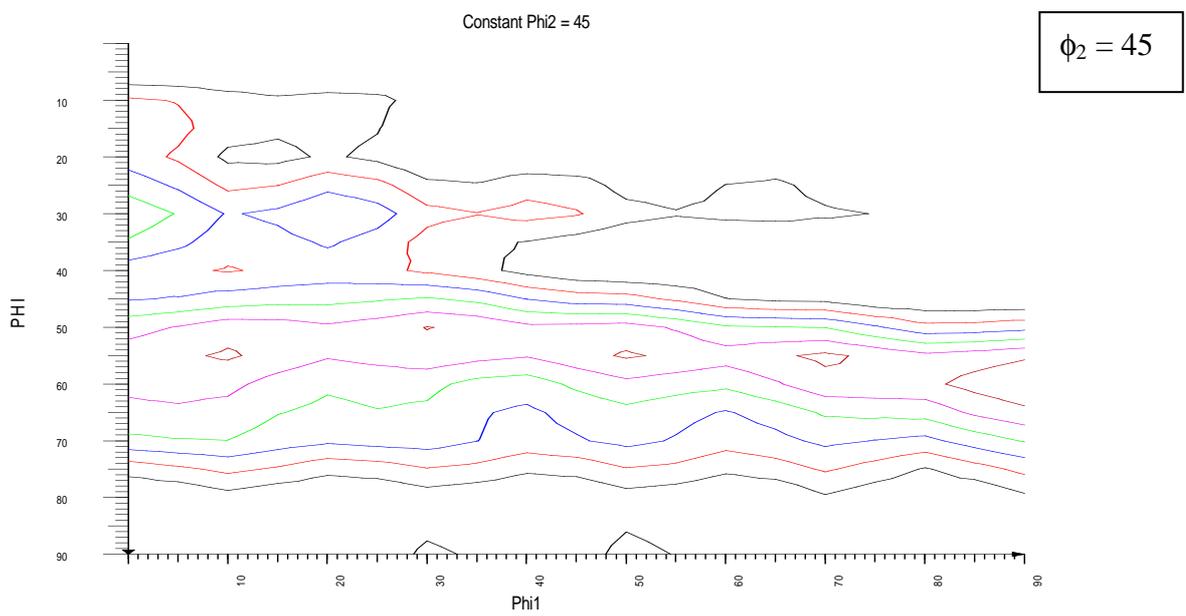


Figura 6.1 (b): Muestra a 650 °C, 0 minutos

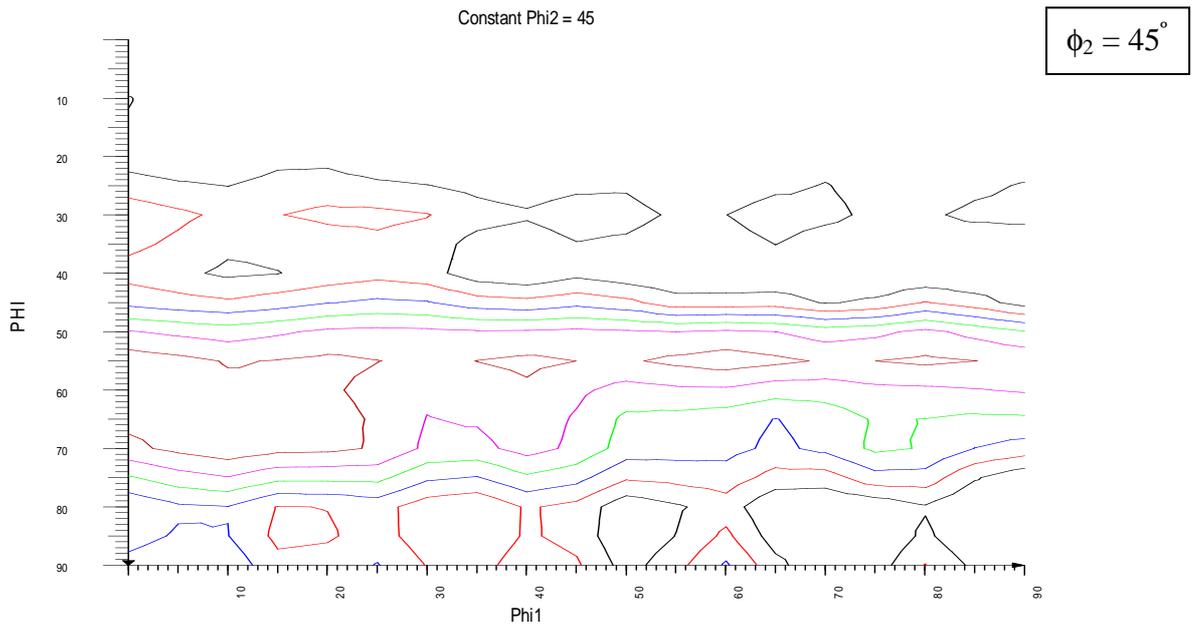


Figura 6.1 (c): Muestra a 700 °C, 0 minutos

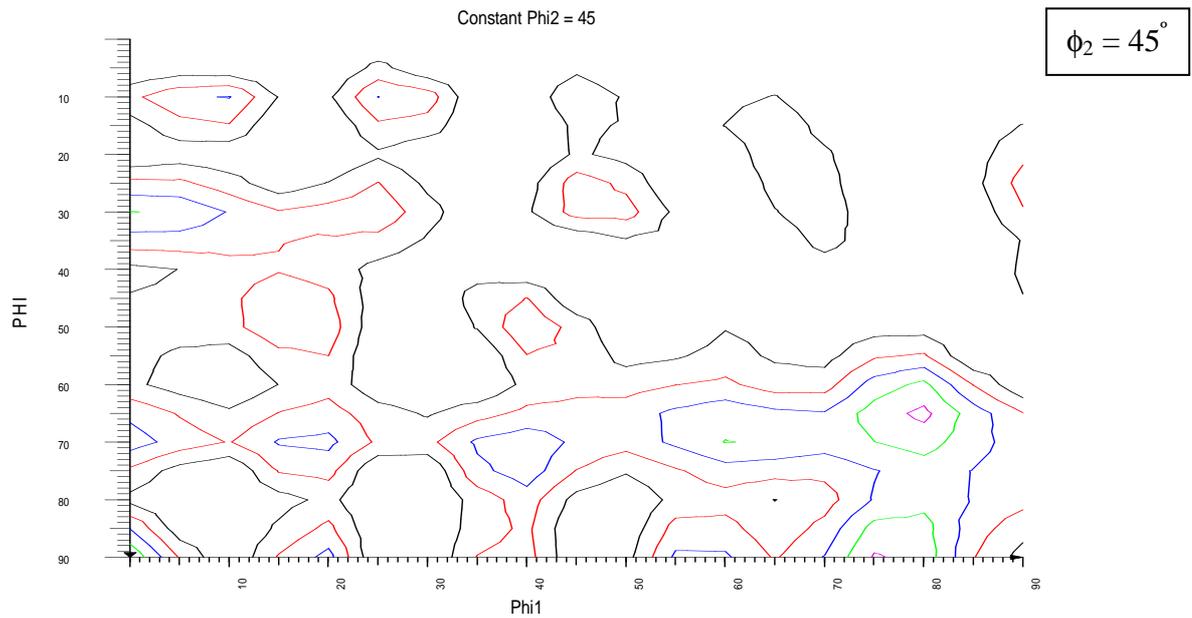
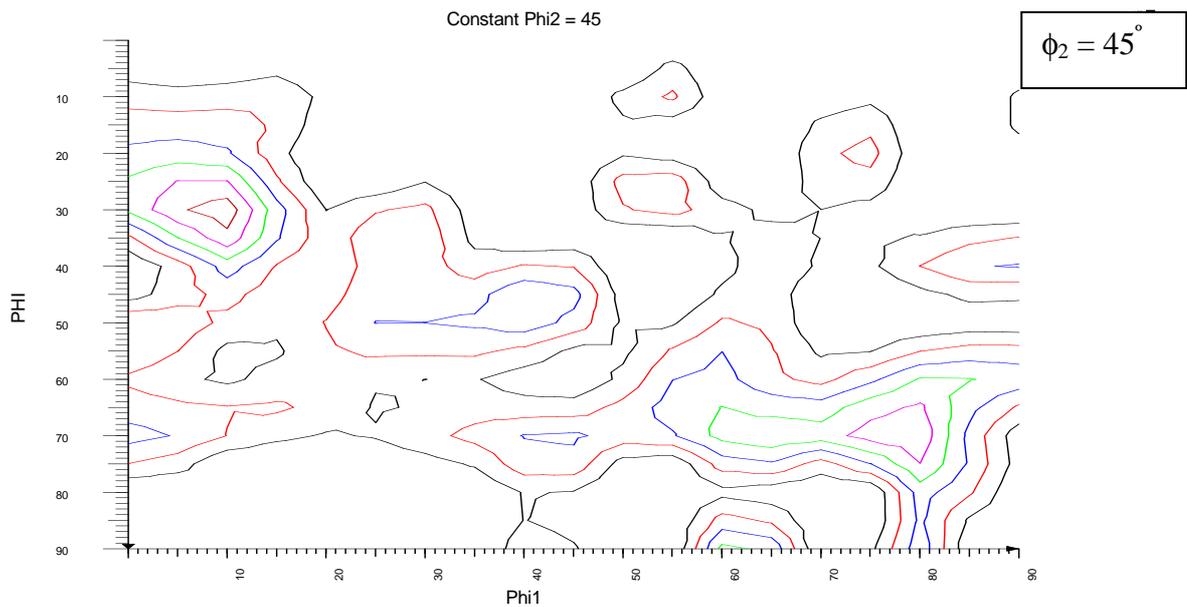


Figura 6.1 (d): Muestra a 700 °C, 60 minutos



**Figura 6.1 (e):** Muestra a 700 °C, 120 minutos

La muestra envejecida a 700 °C durante 60 minutos presenta dos componentes principales de textura según puede verse en la Figura 6.1 (d). La componente más intensa se localiza alrededor de (80, 65, 45) con un máximo de intensidad de 4.6 veces la componente al azar. La segunda componente (minoritaria) tiene la orientación  $\{110\}\langle 110\rangle$  con una intensidad de 3.6 veces la componente al azar. Durante el envejecido de 120 minutos a 700 °C aparecen dos nuevas componentes (Figura 6.1 (e)), respecto al espécimen envejecido 60 minutos. La más intensa próxima a la orientación (112)  $[1\bar{1}0]$  con una máxima intensidad de 6.6 y una nueva componente localizada en (60, 90, 45); la componente localizada en (80, 65, 45) se intensifica hasta 5.4 veces la distribución al azar y la componente  $\{110\}[1\bar{1}0]$  desaparece.

En muchos casos es importante graficar la densidad de orientaciones  $f(g)$  a lo largo de ciertas líneas en las cuales se acumulan las orientaciones. La **Figura 6.2 (a-b)** muestra  $f(g)$  para las fibras  $\alpha$  y  $\gamma$ , respectivamente, de la muestra AR y de las muestras tratadas térmicamente en el instante de alcanzar los 650 y 700 °C. En el espécimen AR, se pueden reconocer picos intensos cerca de las componentes (332) $[1\bar{1}0]$  y (111) $[1\bar{1}0]$  y uno más débil cerca de (112). Las muestras calentadas hasta 650 y 700 °C presentan el pico más intenso próximo a (111)  $[1\bar{1}0]$ .

Los especímenes tratados isotérmicamente a 700 °C presentan un comportamiento bien diferente entre sí, según puede verse en la **Figura 6.3 (a-b)**. El pico más intenso (111) $[1\bar{1}0]$  disminuye de intensidad y se traslada hacia las proximidades del (110) $[1\bar{1}0]$  al cabo de 60 minutos de tratamiento. Luego de 2 horas de recocido isotérmico se intensifica nuevamente el (111) $[1\bar{1}0]$  y aparece un pico intenso en las proximidades del (112) $[1\bar{1}0]$ .

Mientras la fibra  $\alpha$  vive exactamente en  $\phi_1 = 0^\circ$ ,  $\phi_2 = 45^\circ$ , para las fibras  $\beta$  y  $\gamma$  la dificultad reside en que la línea esqueleto, es decir la línea que une puntos de máxima densidad en la sección  $\phi_1 = \text{cte}$ , no coincide exactamente con las posiciones cristalográficas definidas para las fibras. La Figura 6.2 (b) muestra las densidades de orientaciones en el rango  $\phi_1 = 60^\circ - 90^\circ$  para las muestras AR y los especímenes calentados hasta 650 y 700 °C. La línea esqueleto de los especímenes tratados isotérmicamente a 700 °C se muestran en la Figura 6.3 (b).

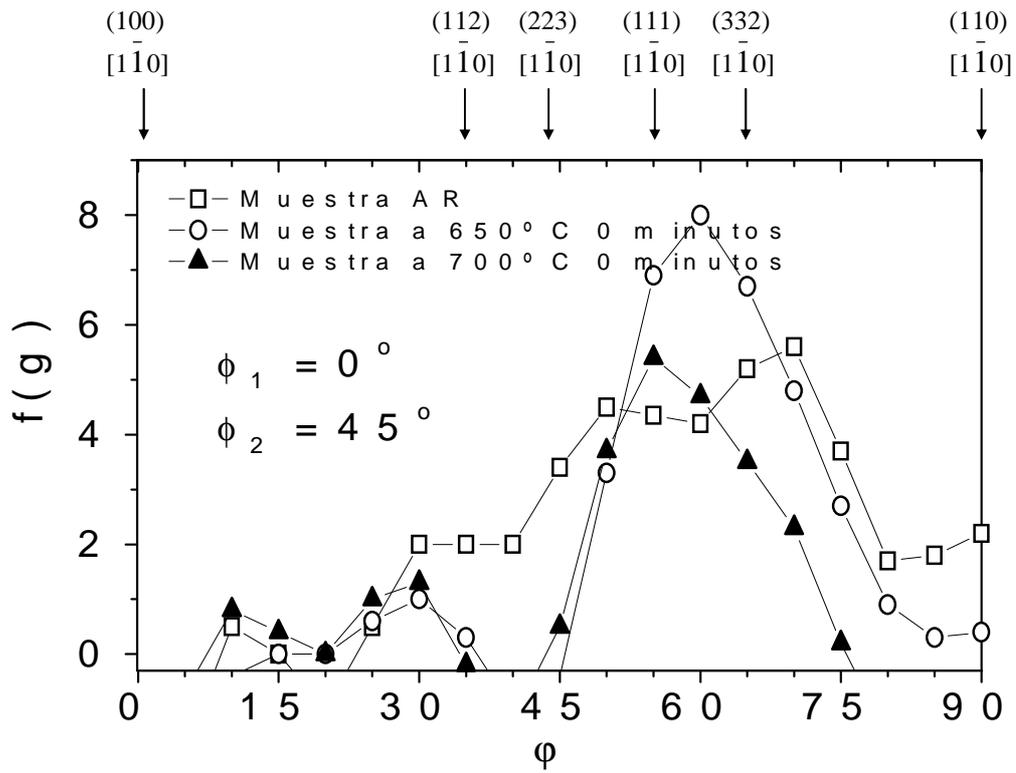


Figura 6.2 (a): Densidad de orientaciones a lo largo de la fibra  $\alpha$  de las muestras AR y de los especímenes calentados hasta 650 ° y 700 °C.

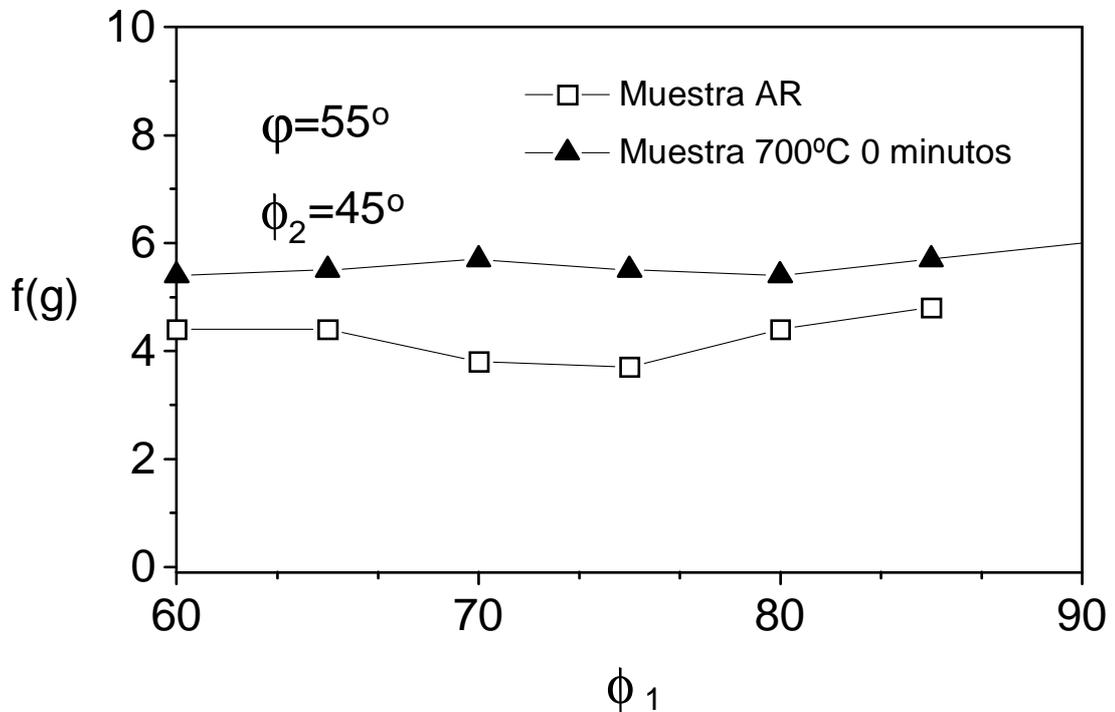


Figura 6.2 (b): Densidad de orientaciones a lo largo de la fibra  $\gamma$  de los especímenes AR y de los calentados hasta 700 °C

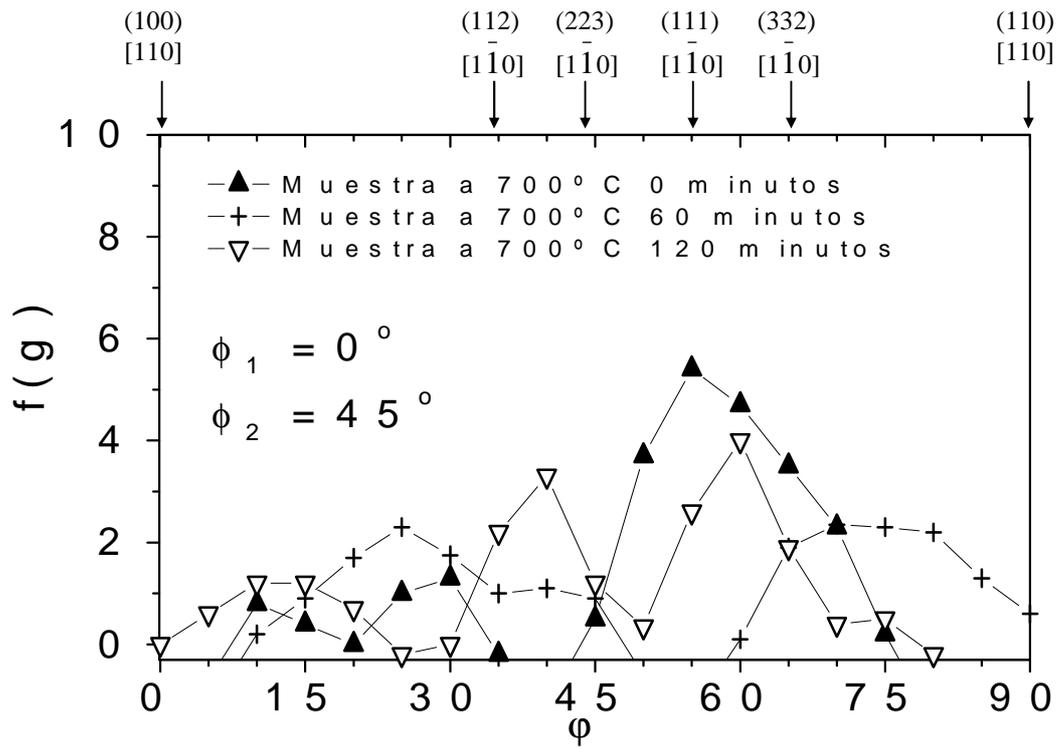


Figura 6.3 (a): Densidad de orientaciones a lo largo de la fibra  $\alpha$  de las muestras tratadas térmicamente a  $700^\circ\text{C}$  durante distintos tiempos de recocido.

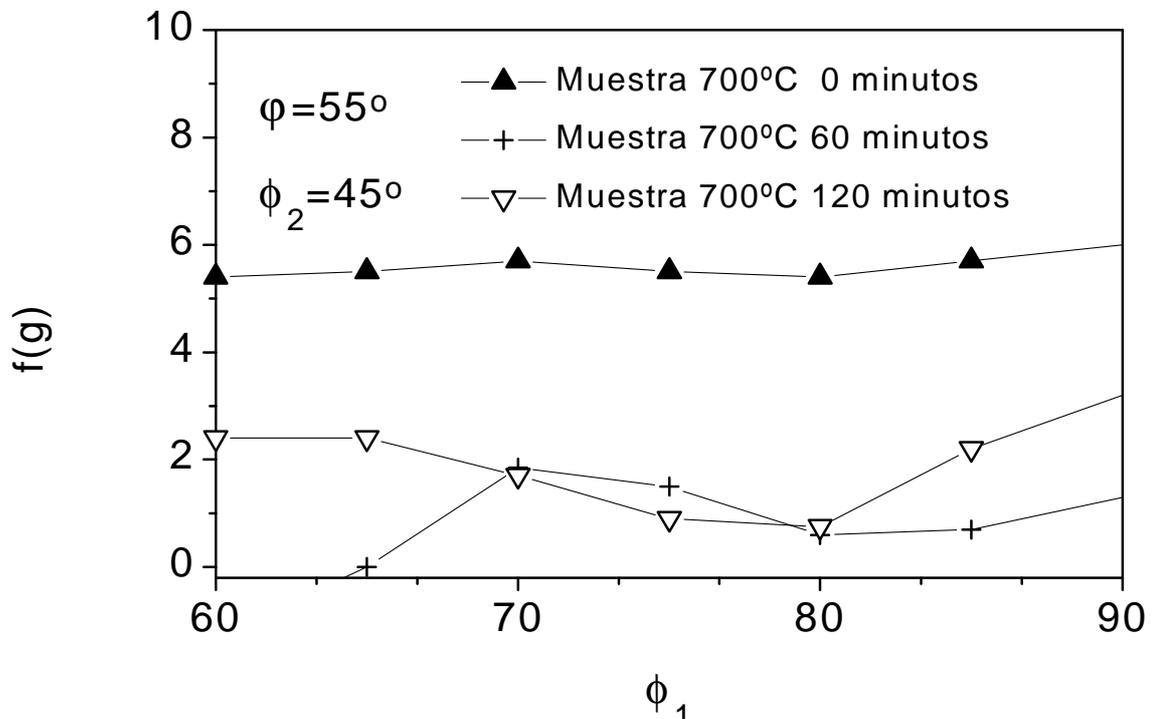


Figura 6.3 (b): Densidad de orientaciones a lo largo de la línea esqueleto (fibra  $\gamma$ ) de los especímenes tratados térmicamente a  $700^\circ\text{C}$  durante distintos tiempos de recocido.

#### 6.2.4. Propiedades magnéticas

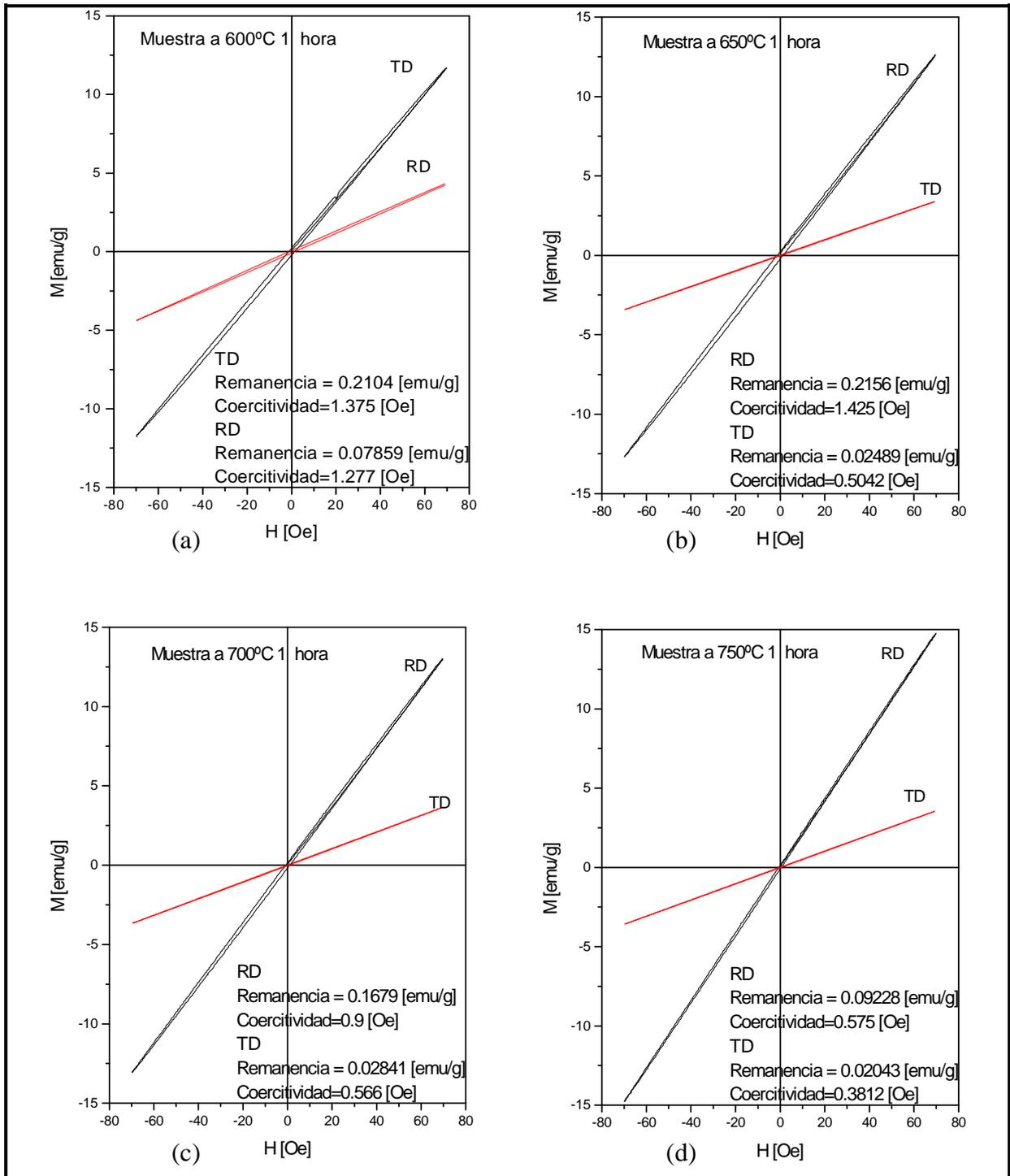
Como se vio, el desarrollo de orientaciones preferenciales tiene un efecto importante en las propiedades magnéticas de los materiales magnéticos blandos. Varias propiedades magnéticas, como la energía magnetocristalina y la magnetostricción, son funciones de la dirección de magnetización<sup>3</sup>. Por ejemplo en los aceros laminados GO la componente de Goss asegura la mejor performance magnética, mientras que en los GNO las chapas requieren de una textura ideal tipo {100}<uvw>.

El estudio de las pérdidas por histéresis muestra que la mayor parte de las pérdidas puede ser explicada por cambios en la estructura de los dominios magnéticos<sup>1</sup>. Durante esos cambios, la energía es disipada como resultado de la aniquilación de paredes de dominio. Como los bordes de granos son sitios donde nuclean y se aniquilan los dominios magnéticos, el control del crecimiento de grano es un factor muy importante si se quieren mejorar las propiedades magnéticas de un acero. El crecimiento de grano incrementa los tamaños de los dominios magnéticos de manera tal que las pérdidas por histéresis son obtenidas por el movimiento de unas pocas paredes de dominio.

La pérdida de energía<sup>4</sup> asociada con el lazo de histéresis es:

$$P_H = 1/4\pi \int H dB \quad [6.1]$$

Como ejemplo, en la **Figura 6.4** se muestran los lazos de histéresis de muestras del acero H tratadas térmicamente a 700 °C durante 60 minutos, bajo dos condiciones diferentes. En la condición indicada como RD en la figura, la dirección de laminación es perpendicular al campo aplicado, y en la condición TD, la dirección de laminación es paralela al campo aplicado. En ambos casos la dirección normal al plano de la chapa (ND) se mantiene perpendicular al campo aplicado. Las mediciones fueron realizadas bajo un campo de 70 Oe.



**Figura 6.4:** Ciclos de histéresis para las muestras obtenidas en el momento de alcanzar las temperaturas indicadas, durante la etapa de calentamiento

Usando la ecuación [6.1] se calculó la pérdida de histéresis como función de las temperaturas de recocido, para un campo de 5000 A/m según la dirección de laminación (RD). Los valores calculados se observan en la **Tabla 6.2** junto con la evolución de los coeficientes de textura calculados según (Ecuación 3.1):

$$X_{hkl} = C_{hkl} / \sum_i^m (C_{hkl})_i \quad \text{con} \quad C_{hkl} = (I_{hkl}/I_{HKL}) / (R_{hkl}/R_{HKL})$$

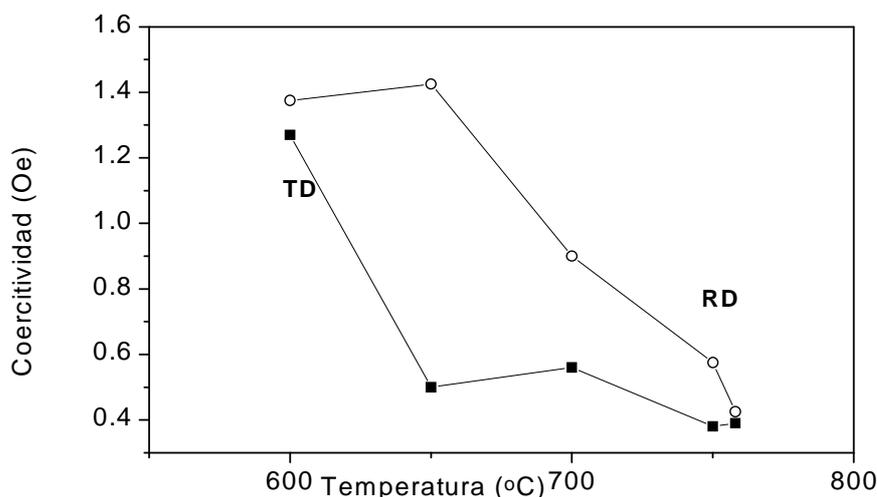
durante la etapa de calentamiento.

**Tabla 6.2:** Valores de pérdidas por histéresis calculados y su relación con los coeficientes de textura  $X_{hkl}$

Temperatura (°C)	$P_H$ (erg/cm <sup>3</sup> )	{200} (%)	{110} (%)	{211} (%)	{222} (%)
AR (inicial)	547.40	15.27	15.03	17.63	37.36
600	418.10	21.55	4.25	24.59	44.95
700	322.55	26.05	30.15	13.90	11.35
750	534.65	14.21	30.71	31.77	0.55

Comparando las pérdidas de energía obtenidas con las orientaciones preferenciales observadas, es claro que existe una fuerte correlación entre pérdidas por histéresis y coeficiente de textura <sup>5</sup>.

La modificación de la textura en función de la temperatura de recocido se puede ver en la **Figura 6.5** como una disminución de la coercitividad, la cual está relacionada con la descarburación y el crecimiento de grano.



**Figura 6.5:** Desarrollo de la coercitividad en el plano de la chapa durante los tratamientos térmicos.

Como puede verse, ocurre un cambio significativo en la coercitividad durante el tratamiento de envejecido descarburante del acero eléctrico GNO. Este fenómeno es particularmente marcado durante el calentamiento de la muestra hasta 700 °C. Simultáneamente, se inicia el crecimiento anormal de grano, como muestra la Figura 6.2.

En la **Tabla 6.3** se muestran los resultados de pérdidas magnéticas totales ( $P_T$ ) medidas en un cuadro de Epstein, para diferentes estados de las muestras tratadas.

**Tabla 6.3:** Pérdidas magnéticas ( $P_T$ ) medidas a 1 T y 50 Hz, para distintas condiciones de tratamiento térmico de las muestras del acero H

Temperatura (°C)	$P_T$ (W/kg)
Estado inicial -AR	6.00
700 - (0 min)	3.58
700 - (30 min)	2.65
700 - (60 min)	2.55
700 - (120 min)	2.58
750 - (0 min)	2.56
750 - (30 min)	2.75
750 - (60 min)	2.77
750 - (120 min)	2.78

Es destacable notar que la disminución de las pérdidas magnéticas es significativa para todas las condiciones de tratamiento térmico, alcanzándose los valores mínimos más estables para calentamientos a 700 °C a partir de los treinta minutos y hasta los 120 minutos de duración. Un aumento de la temperatura de tratamiento térmico provoca un rápido deterioro en las propiedades magnéticas del material con respecto al tiempo de tratamiento isotérmico. Estas tendencias siguen bien el desarrollo de la textura (Item 6.2.3).

### 6.3. Resultados para el acero A

#### 6.3.1. Descarburación

La variación del contenido de carbono del acero A con los diferentes tratamientos térmicos se ve en la **Tabla 6.4**. En la misma, la condición AR corresponde a la muestra original sin tratamiento térmico.

**Tabla 6.4:** Variación del contenido de carbono y del tamaño de grano medio en las muestras A durante la etapa de calentamiento y de permanencia a temperatura.

	AR (Inicial)	600 °C 0 min	650 °C 0 min	700 °C 0 min	700 °C 120 min	750 °C 0 min	750 °C 120 min
%C	0,05	0,041	0,031	0,0043	0,0023	0,0031	0,0017
Tamaño de grano (µm)	12	9	9,5	Duplex 9 - 82	85	80	105

Los bajos porcentajes de carbono medidos en las muestras obtenidas a temperaturas de 700 y 750 °C indican que el material se encuentra totalmente en estado ferrítico al alcanzar las temperaturas de tratamiento durante la etapa de calentamiento. Metalográficamente no se observan rastros de partículas de cementita en estas muestras indicando que el carbono presente se encuentra disuelto en la ferrita.

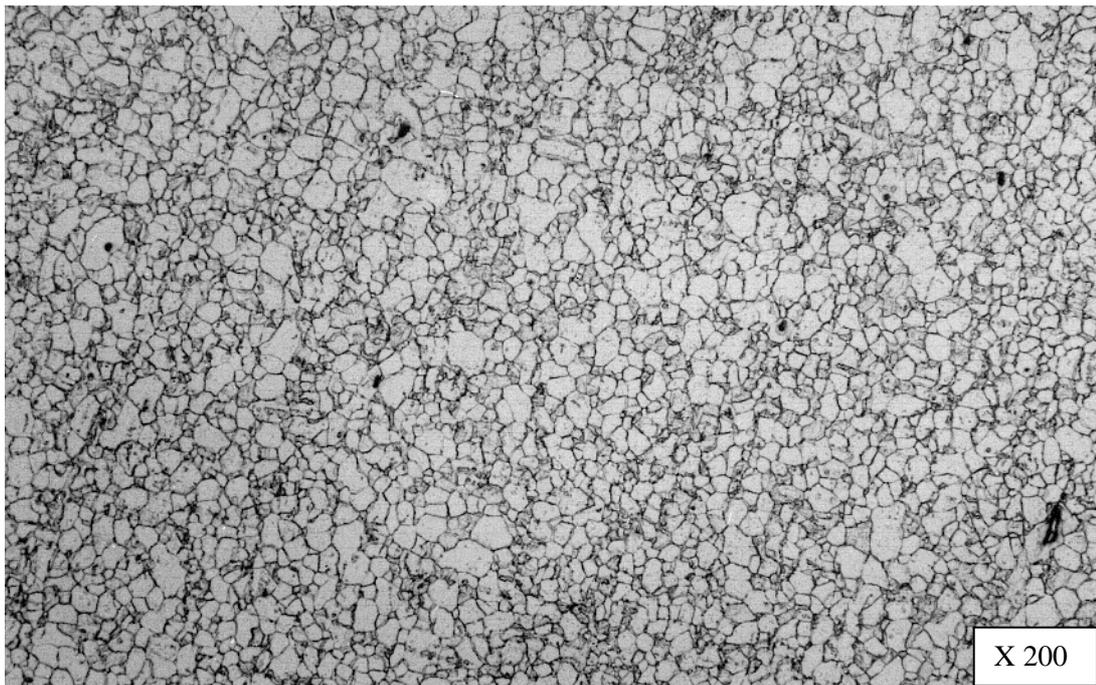
### 6.3.2. Evolución microestructural

La variación del tamaño medio de grano con los tratamientos térmicos se puede seguir de la Tabla 6.4. La microestructura del espécimen AR presenta granos poligonales provenientes de la recrystalización durante el recocido estacionario, con bordes de grano de ángulo alto (**Micrografía 6.7**). No se observan granos deformados en frío.



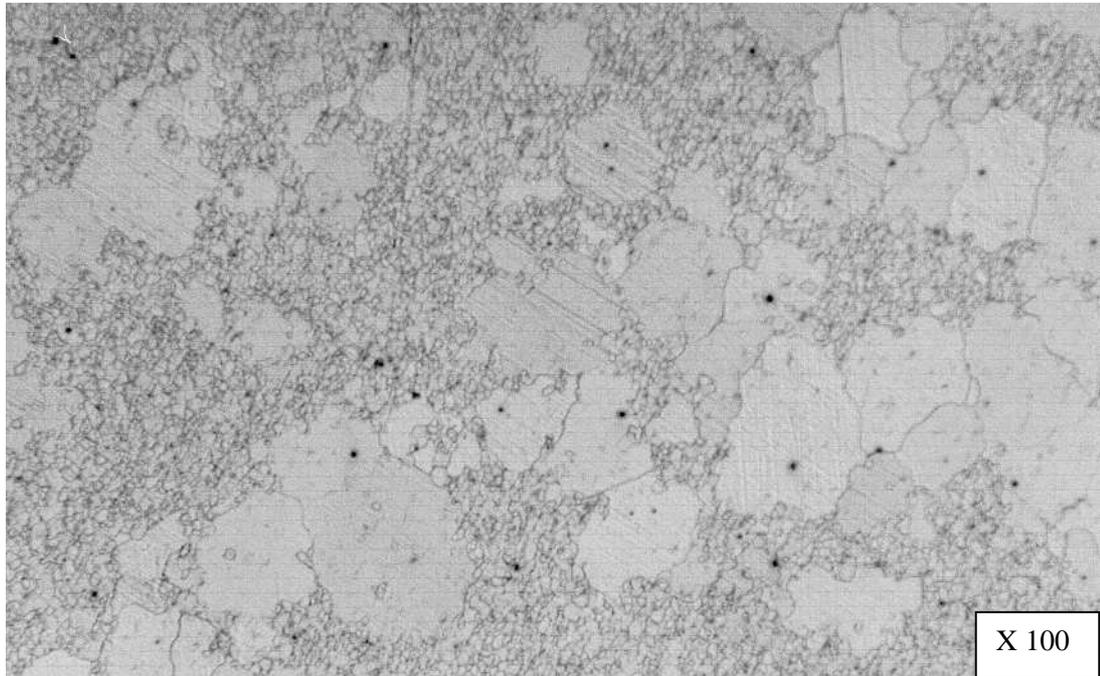
**Micrografía 6.7:** Microestructura de la muestra A en el estado AR

La muestra extraída a 650 °C, aún no experimenta crecimiento de grano (**Micrografía 6.8**).



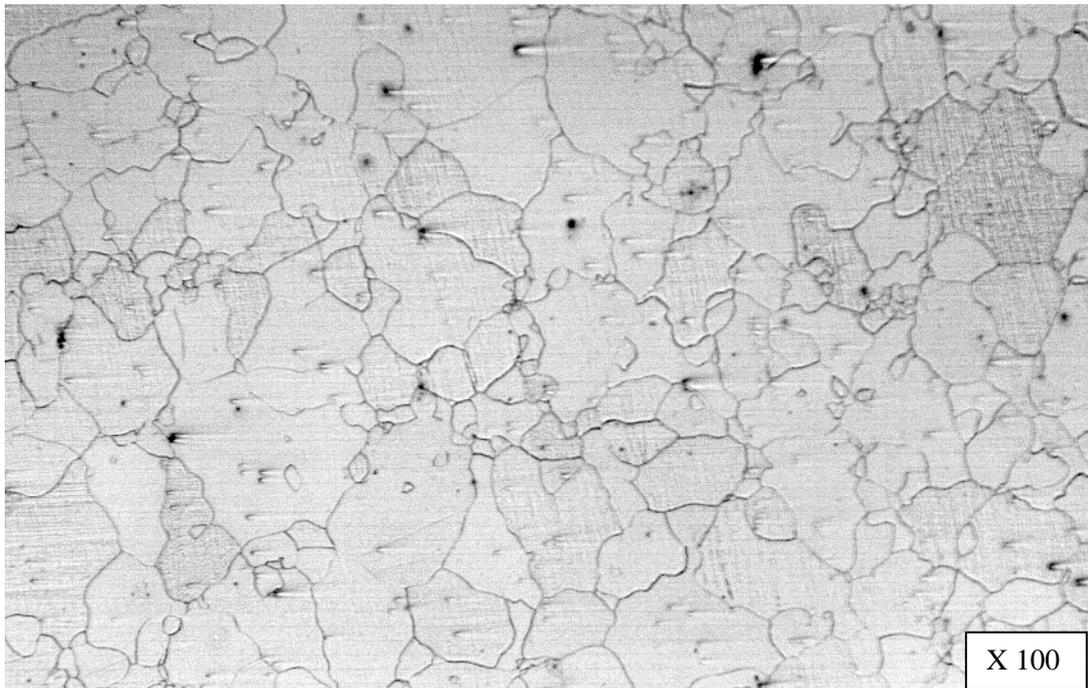
**Micrografía 6.8:** Microestructura de la muestra A al alcanzar los 650 °C

Un cambio importante en la estructura granular se produce en la muestra al alcanzar la temperatura de 700 °C: algunos granos comienzan su desarrollo provocando una estructura duplex con algunos granos creciendo en una matriz de granos pequeños (**Micrografía 6.9**).

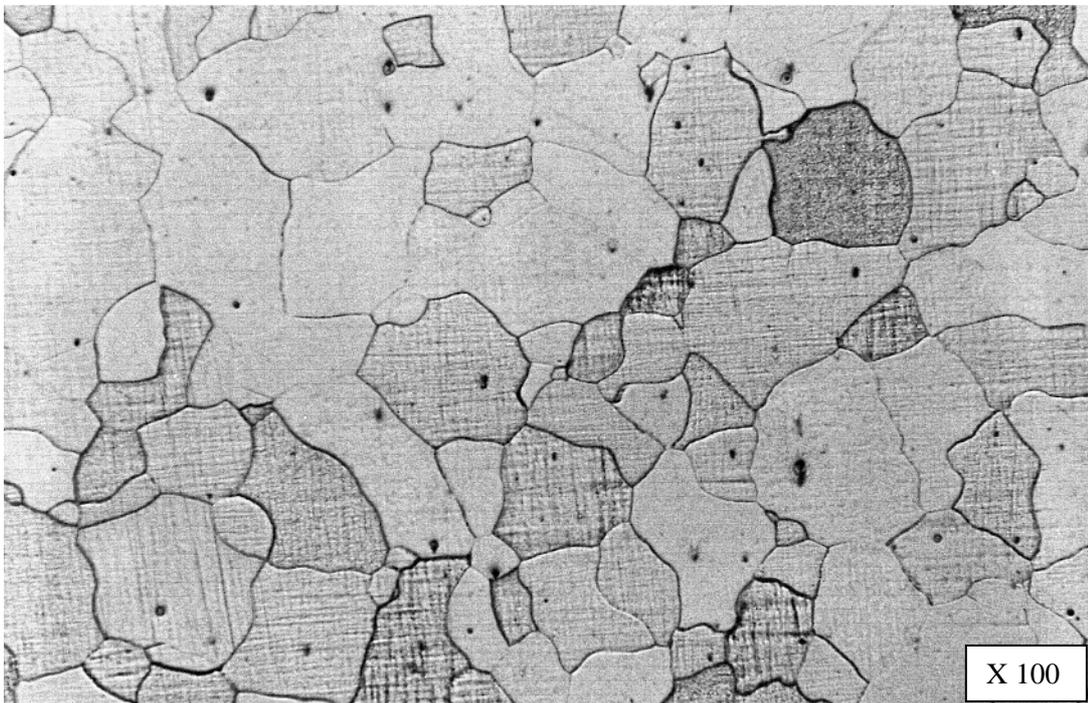


**Micrografía 6.9:** Microestructura de la muestra A en el instante de alcanzar los 700 °C durante la etapa de calentamiento

Esta etapa de crecimiento anormal de grano finaliza rápidamente (aproximadamente en los primeros veinte minutos) y al cabo de 30 minutos de permanencia a temperatura de tratamiento isotérmico la microestructura se presenta como toda recrystalizada. La microscopía óptica revela una estructura granular homogénea como la mostrada en la **Micrografía 6.10**. A los 30 min el tamaño de grano medio es de 72  $\mu\text{m}$  y sufre un leve incremento con el tiempo de permanencia hasta alcanzar los 85  $\mu\text{m}$  al cabo de los 120 minutos de tratamiento. Un incremento de la temperatura hasta los 750 °C modifica poco la situación anterior, aunque se evidencia un incremento superior en el tamaño de grano durante la permanencia a temperatura (105  $\mu\text{m}$ ), a raíz de la mayor movilidad de los átomos (**Micrografía 6.11**).



**Micrografía 6.10:** Microestructura de la muestra A luego de una permanencia de 30 minutos a 700 °C



**Micrografía 6.11:** Microestructura de la muestra A luego de una permanencia de 120 minutos a 750 °C

Este comportamiento del crecimiento de grano se corresponde con la presencia, en el acero, de partículas de nitruro de aluminio anclando el movimiento de bordes de grano. La aparición de crecimiento anormal de grano da muestra de la presencia de tales partículas y el crecimiento limitado del tamaño de grano, aún para tratamientos térmicos a elevada temperatura, da cuenta de la presencia de una gran cantidad de partículas de anclaje.

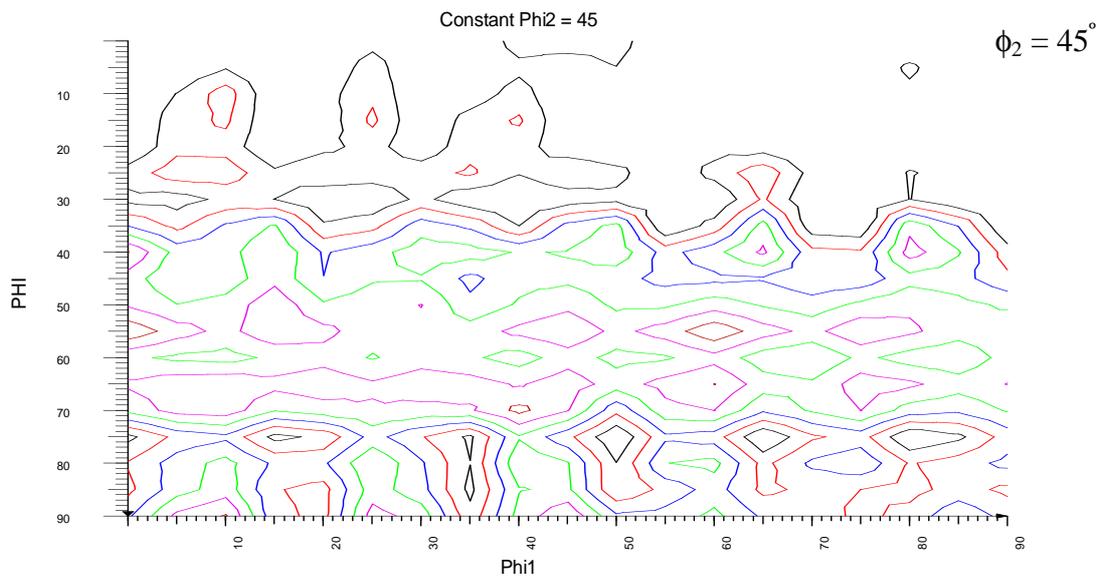
Debido a esto y al elevado contenido de aluminio del material, se intentó determinar la presencia de éstas partículas (NAI), fundamentalmente precipitadas en bordes de grano, mediante ataque metalográfico (agua destilada, ácido acético glacial y ácido nítrico en partes iguales <sup>6</sup>) y observación con microscopía óptica y electrónica de barrido (MEB), pero no se pudieron detectar.

También se prepararon láminas delgadas de algunos de los especímenes de la muestra de acero A y se observaron por microscopía de transmisión (TEM). Lamentablemente no se pudieron detectar las partículas de NAI ni en borde grano ni dentro del mismo, aún cuando una de las muestras observadas correspondiera a un espécimen preparado con un tratamiento térmico de 800 °C durante 120 minutos, donde las partículas deberían estar engrosadas por el fenómeno de ripening de Ostwald.

### 6.3.3. Evolución de la textura

La textura se determinó por mediciones convencionales de figuras de polos y de las mismas se calcularon las ODF usando el método de expansión en serie <sup>7</sup>. Todos los cálculos de las ODF se realizaron bajo la suposición de simetría ortonormal del espécimen, dada por la dirección normal (ND), la dirección de laminación (RD) y la dirección transversal (TD), tal que  $0^\circ \leq \varphi_1, \Phi, \varphi_2 \leq 90^\circ$  donde  $\varphi_1, \Phi, \varphi_2$  son los ángulos de Euler.

Los cortes ODF con  $\varphi_2 = 45^\circ$  se presentan en la **Figura 6.6 (a-h)**, para diferentes condiciones de tratamiento térmico de la muestra A.



**Figura 6.6 (a):** Muestra A en la condición AR

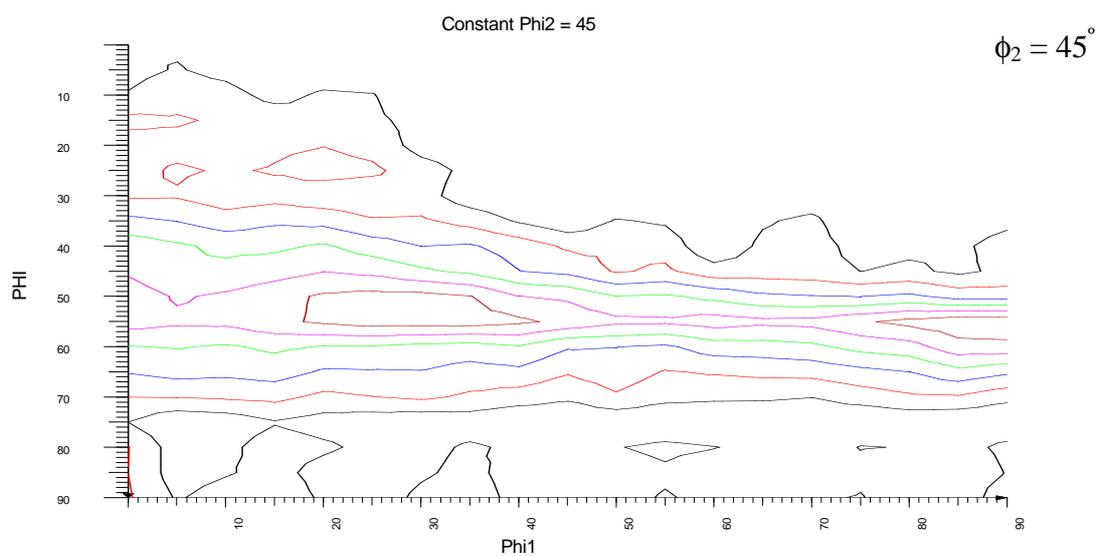


Figura 6.6 (b): Muestra a 600 °C, 0 minutos

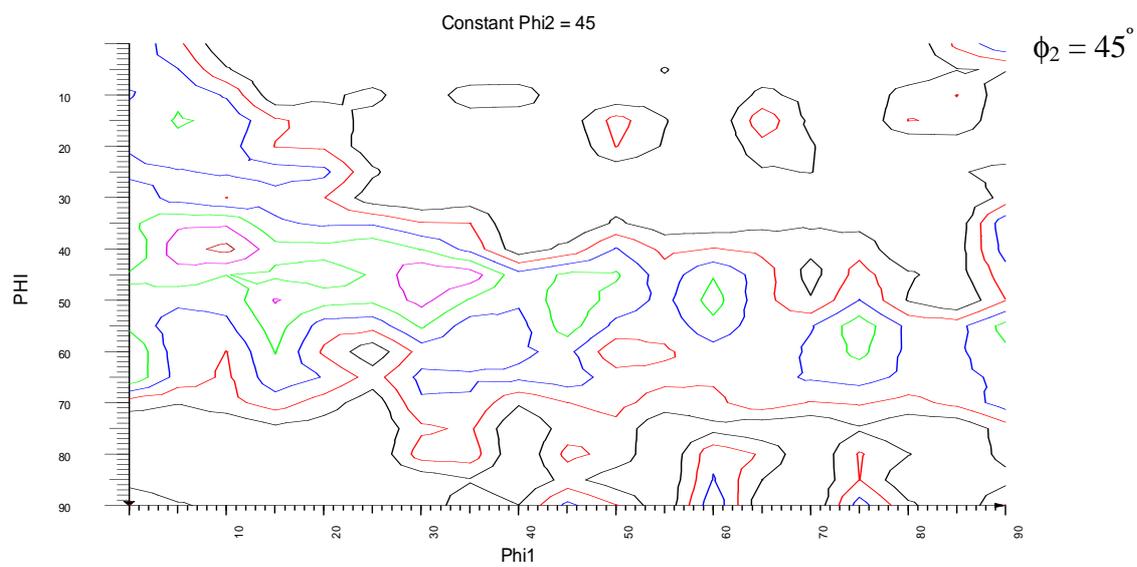


Figura 6.6 (c): Muestra a 700 °C, 0 minutos

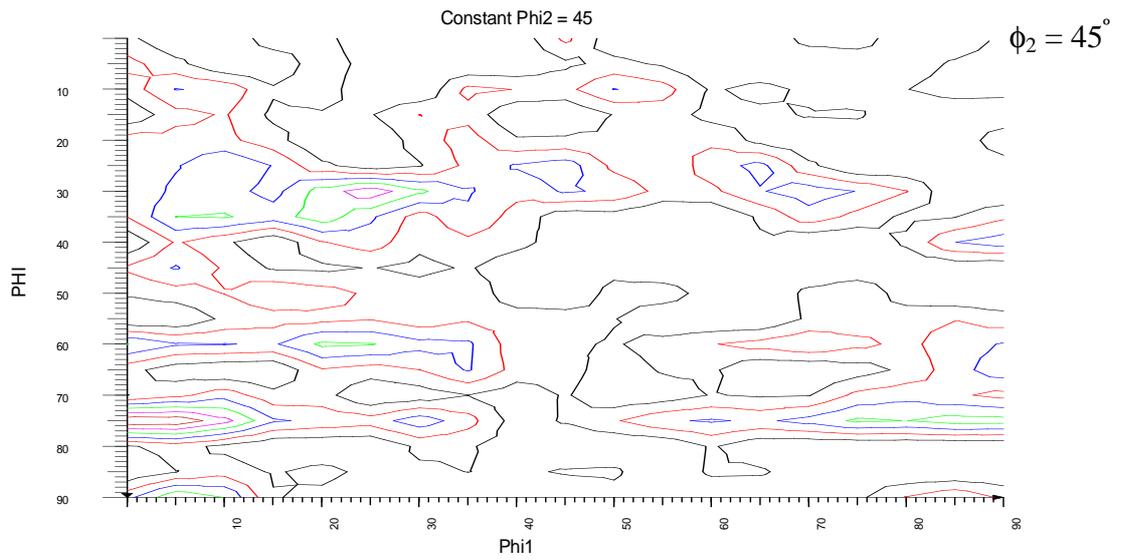


Figura 6.6 (d): Muestra a 700 °C, 60 minutos

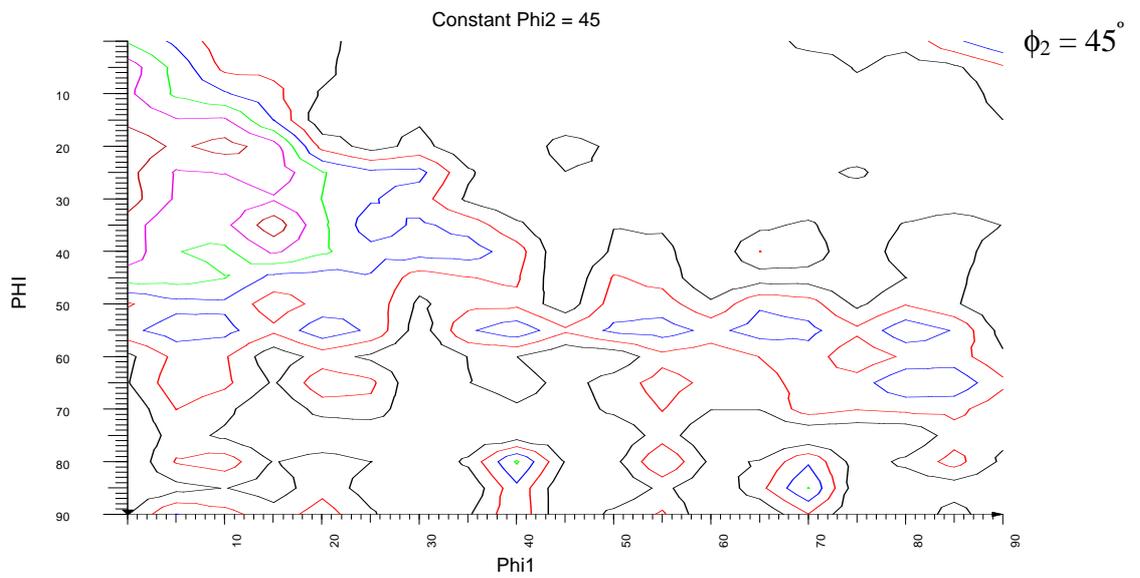


Figura 6.6 (e): Muestra a 700 °C, 120 minutos

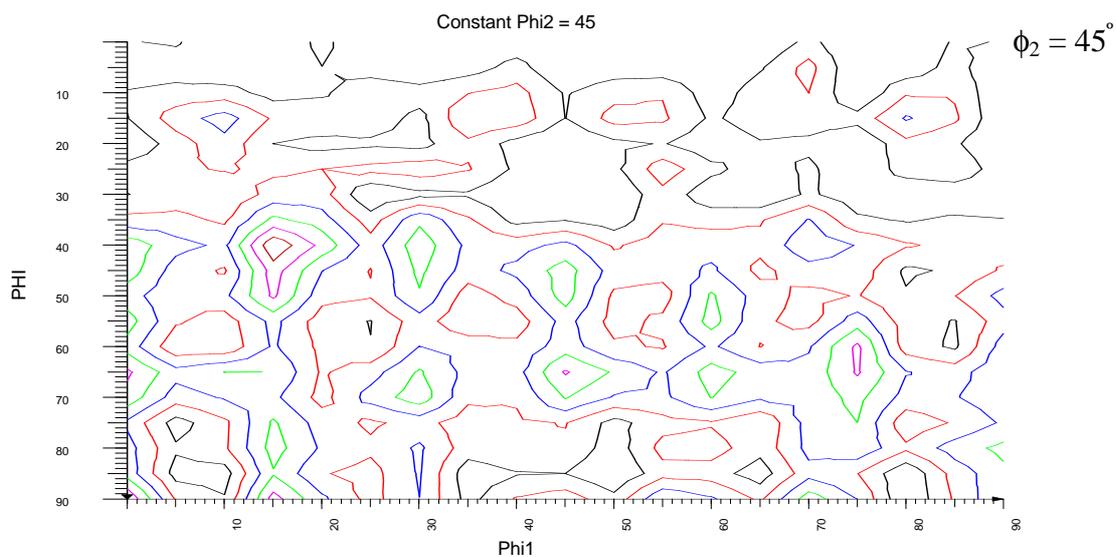


Figura 6.6 (f): Muestra a 750 °C, 0 minutos

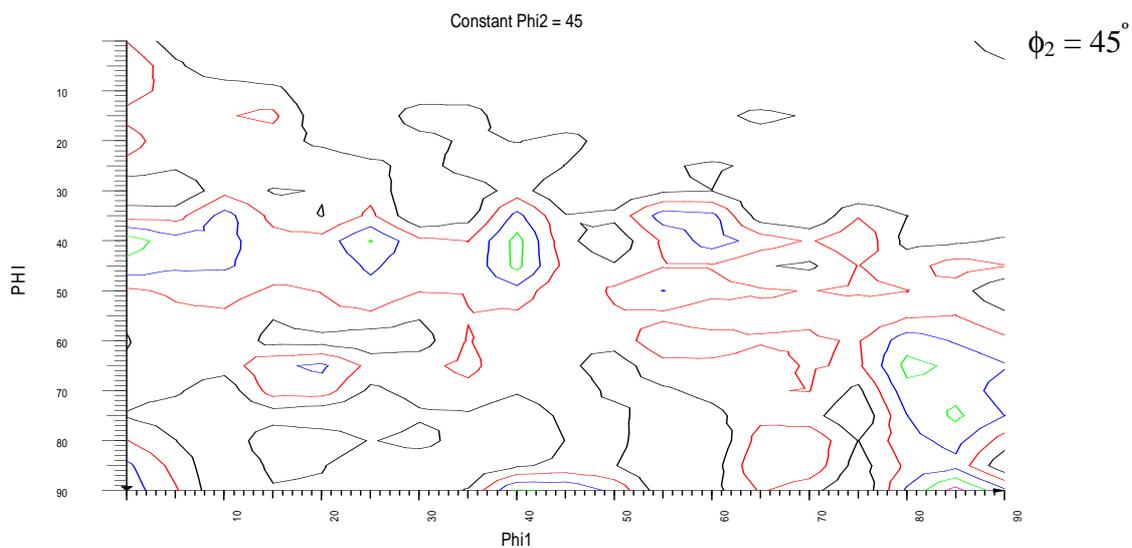
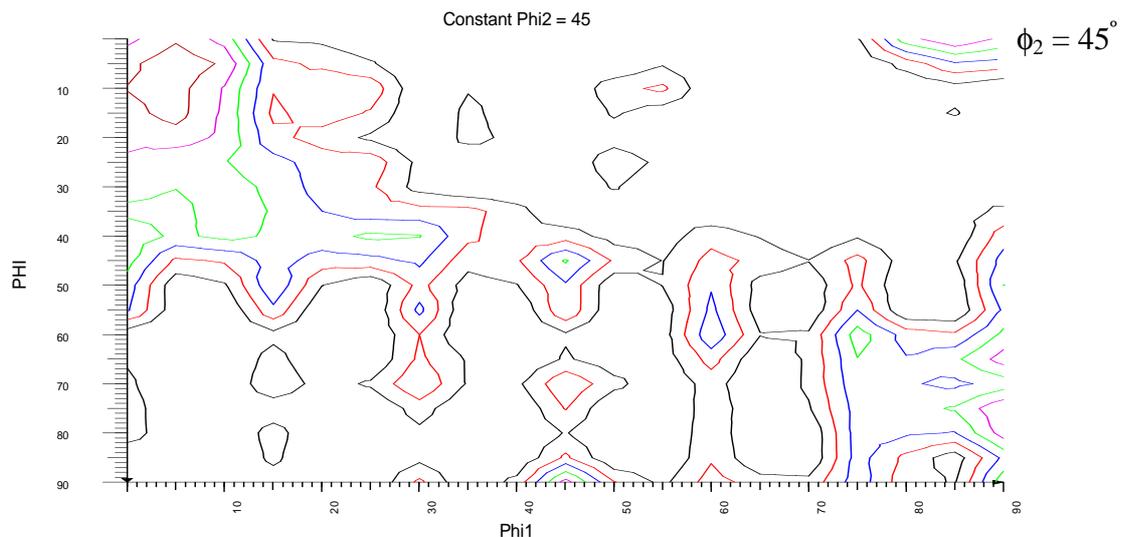


Figura 6.6 (g): Muestra a 750 °C, 60 minutos



**Figura 6.6 (h):** Muestra a 750 °C, 120 minutos

La textura de la muestra inicial (sin tratamientos térmicos de laboratorio, condición AR), tiene dos componentes separados, como se muestra en la Figura 6.6 (a): Una fuerte fibra  $\alpha$  incompleta  $\{111\}\langle 110\rangle - \{110\}\langle 110\rangle$  con un máximo de 3.5 veces la distribución al azar, acompañada por una fibra  $\gamma$ ,  $\{111\}\langle 110\rangle - \{111\}\langle 112\rangle$  débil con una intensidad levemente inferior a 3<sup>8</sup>.

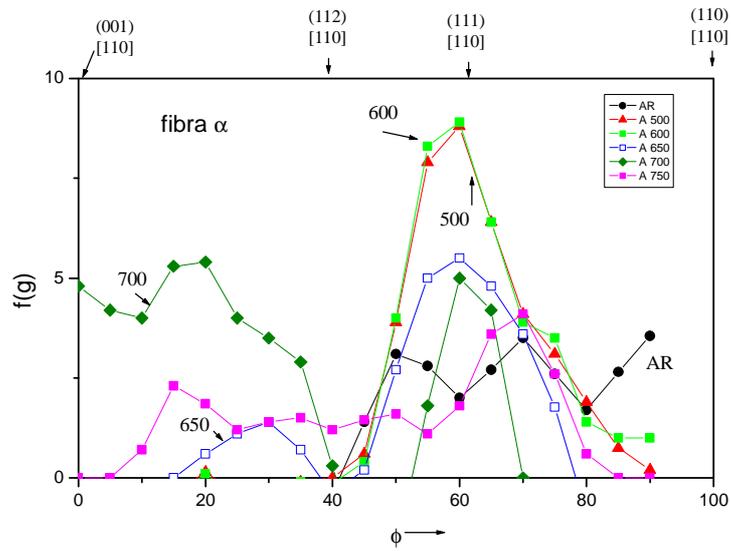
En la muestra obtenida por calentamiento a 600 °C (Figura 6.6 (b)) la textura se caracteriza por un fuerte pico al  $\{111\}\langle 110\rangle$  con un máximo de 9. Esta agudización de la textura en componentes  $\{111\}$  proviene de la leve recristalización primaria producida por la deformación en frío del temper rolling.

El calentamiento hasta los 700 °C muestra una evolución de la textura que sigue el crecimiento anormal de grano. La textura aguda de fibra  $\gamma$   $\{111\}\langle 110\rangle$  comienza a debilitarse y aparece una fibra  $\alpha$  incompleta,  $\{001\}\langle 110\rangle - \{112\}\langle 110\rangle$ , pero de gran intensidad

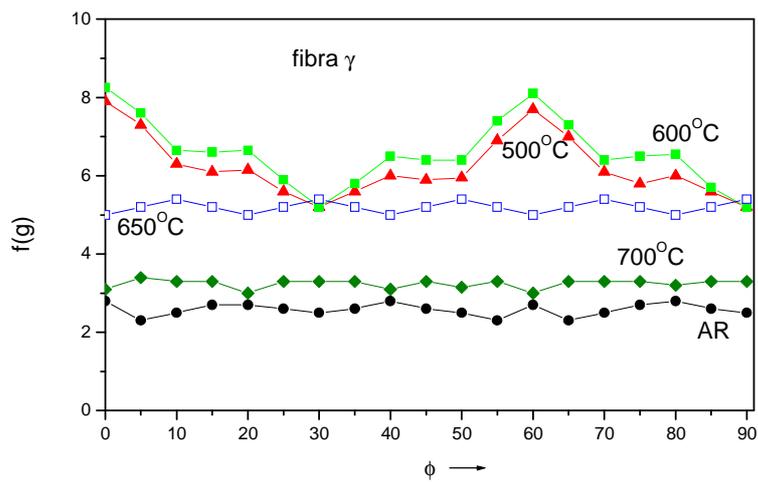
Durante el recocido isotérmico de una hora a 700 °C la textura evoluciona principalmente hacia una orientación fuerte  $\{112\}\langle 110\rangle$  e intensidades menores cercanas al  $\{100\}\langle 110\rangle$ , junto con un pico en el  $\{111\}\langle 110\rangle$ , lo que se obtiene del análisis de la Figura 6.6 (c). Luego de dos horas a esta temperatura la textura se caracteriza por el desarrollo de orientaciones preferenciales a lo largo de la fibra  $\alpha$  con intensidades máximas marcadamente elevadas hacia la orientación  $\{112\}\langle 110\rangle$ , como se aprecia en la Figura 6.6 (d).

Para los especímenes obtenidos durante el recocido isotérmico a 750 °C, el cambio en la textura también es importante. La fuerte textura  $\{111\}$  observada en la muestra AR se ha desvanecido casi por completo al alcanzar la temperatura de ensayo, mientras que dominan las componentes  $\{112\}$  y la previamente ausente textura  $\{110\}$  (Figura 6.6 (e)). En la Figura 6.6 (g) se observa el corte ODF con  $\phi_2 = 45^\circ$  luego del recocido a 750 °C durante 120 minutos. Se ve que aparece una componente de textura  $\{100\}$  mientras que la  $\{112\}$  se incrementa gradualmente y desaparece la componente  $\{110\}$ .

Los resultados de textura obtenidos con los diferentes tratamientos térmicos se pueden resumir graficando las densidades de orientación  $f(g)$  a lo largo de la fibra  $\alpha$  y de la fibra  $\gamma$  (Figura 6.7), respectivamente), para todo el rango de temperaturas de recocido en la etapa de calentamiento y durante los recocidos isotérmicos (Figura 6.8).

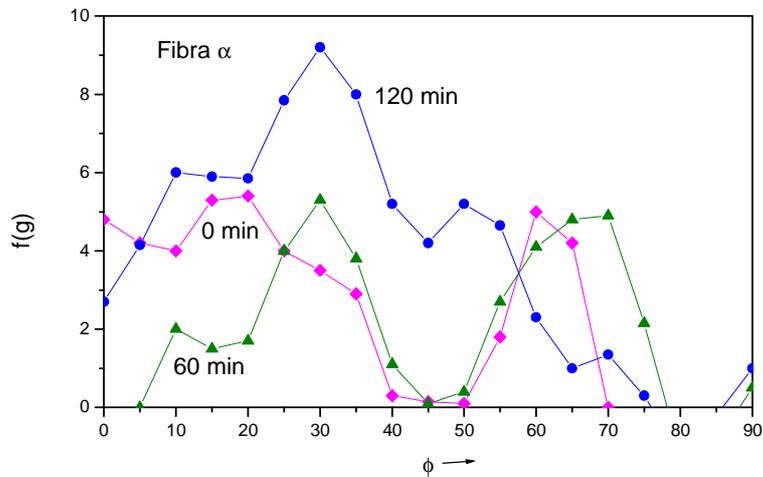


Fibra alfa

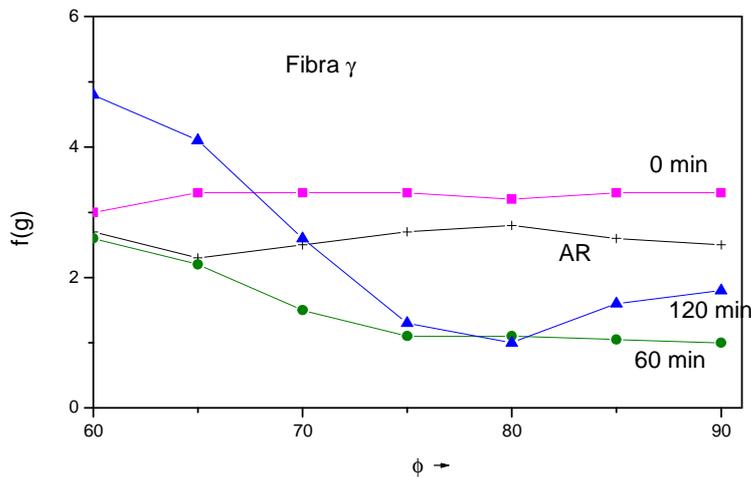


Fibra gama

**Figura 6.7:** Densidad de orientaciones  $f(g)$  a lo largo de la fibra  $\alpha$  y de la fibra  $\gamma$ , para la etapa de calentamiento



Fibra alfa



Fibra gama

**Figura 6.8:** Densidad de orientaciones  $f(g)$  a lo largo de la fibra  $\alpha$  y de la fibra  $\gamma$ , para el tratamiento isotérmico de  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$

Como se aprecia de las figuras anteriores, durante la etapa de calentamiento la textura evoluciona con grandes cambios. La textura de la muestra calentada hasta los  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  se modifica con respecto al espécimen AR. La fibra  $\alpha$  parcial  $\{111\}\langle 110\rangle$  que se observa en la muestra AR ha desaparecido completamente, mientras que domina el pico  $\{111\}\langle 110\rangle$ . Por otra parte, decrece levemente la orientación próxima a  $\{111\}\langle 112\rangle$  de la fibra  $\gamma$ .

En el calentamiento hasta los  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  se produce un cambio importante en la textura: aparece la fibra  $\alpha$  parcial desde  $\{100\}\langle 110\rangle$  hasta  $\{112\}\langle 110\rangle$  mientras que el pico  $\{111\}\langle 110\rangle$  decrece en intensidad hasta las 4.8 veces la distribución al azar y el  $\{111\}\langle 112\rangle$  sobre la fibra  $\gamma$  se mantiene constante. Con el aumento de temperatura hasta los  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  la textura no se ve modificada sustancialmente, aunque disminuyen las intensidades de los picos presentes.

También se monitoreó la densidad de orientaciones  $f(g)$  a lo largo de la fibra  $\alpha$  y de la fibra  $\gamma$ , como función del tiempo de recocido isotérmico. El efecto del recocido isotérmico a  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$  se muestra en la Figura 6.10 (a-b). Durante los primeros 60 minutos de permanencia a temperatura, se incrementan principalmente las orientaciones  $\{112\}\langle 110\rangle$  y  $\{111\}\langle 110\rangle$ , ambas en la fibra  $\alpha$ , mientras que el pico

{100}<110> y la fibra  $\gamma$  se reducen de intensidad. Luego de 120 minutos todas las densidades a lo largo de la fibra  $\alpha$  parcial {100}<110> a {112}<110> se incrementan homogéneamente. La textura es mucho más fuerte, con la {112}<110> como componente principal. La orientación cercana a la {111}<112> sobre la fibra  $\gamma$  desaparece.

Luego del recocido a 750 °C durante 120 minutos, aparece la textura {100} mientras que el componente {112} se incrementa gradualmente y desaparece el {110}.

Hay similitudes entre los patrones de difracción de las muestras tratadas durante 120 minutos a 700 y 750 °C, con una fuerte reflexión {112} en ambos casos. A pesar de esto, el desarrollo de la textura durante el período isotérmico a esas temperaturas es muy diferente. Cuando el espécimen se calentó hasta los 700 °C está comenzando el crecimiento de grano. Hay una estructura de grano grueso anormal y las texturas con componente de Goss y {100} se vuelven dominantes. Esta evolución es coincidente con el carácter anómalo del crecimiento de grano. Durante el mantenimiento isotérmico entre 30 y 120 minutos, las orientaciones {110} y {100} evolucionan hacia las {100} y {112}. Simultáneamente finaliza el proceso de crecimiento de grano anómalo. Por otra parte, cuando la muestra se calienta hasta los 750 °C, se vuelven dominantes las orientaciones {110} y {112} (nótese que la componente cúbica no está presente) y durante la etapa final del recocido la textura evoluciona a las orientaciones {100} y {112}. Antes y después de este tratamiento isotérmico el espécimen muestra un tamaño de grano grueso unimodal.

#### 6.3.4 Propiedades magnéticas

En la **Tabla 6.5 (a-b)** se presentan los valores de pérdidas magnéticas medidas con un cuadro de Epstein, a 1 T y 50 Hz, en función de los diferentes tratamientos térmicos realizados. En dichas tablas se muestran los valores de pérdidas para los especímenes obtenidos durante la etapa de calentamiento y los de los sacados a diferentes tiempos durante los recocidos isotérmicos a 700°y 750 °C.

**Tabla 6.5 a:** Pérdidas magnéticas medidas a 1T y 50 Hz para el acero A en la etapa de calentamiento de los recocidos

	Temperatura (°C)	Pérdidas (W/kg)
<b>Etapas de calentamiento (tiempo = 0 min)</b>	Estado inicial AR	5,57
	500	4,23
	600	4,20
	650	3,96
	700	2,76
	750	2,33

**Tabla 6.5 b:** Pérdidas magnéticas medidas a 1T y 50 Hz para el acero A en las etapas isotérmicas de los recocidos

	<b>Tiempo (minutos)</b>	<b>Pérdidas (W/kg)</b>
<b>Etapa isotérmica T = 700 °C</b>	0	2,76
	30	2,34
	60	2,20
	120	2,30
<b>Etapa isotérmica T = 750 °C</b>	0	2,33
	30	2,30
	60	2,32
	120	2,92

En la muestra obtenida a 700 °C durante el calentamiento (0 minutos) se observa una disminución importante de las pérdidas magnéticas, lo que coincide con el inicio de la recristalización secundaria y un cambio importante en la textura. La evolución de las pérdidas durante el tratamiento isotérmico a esta temperatura indica una leve mejora hasta los 60 minutos de tratamiento y un muy pequeño incremento para tiempos mayores. En general, se puede decir que las pérdidas magnéticas se mantienen estables a partir de los 15 minutos de tratamiento a 700 °C (no mostradas en la Tabla 6.5 b).

A 750 °C, los valores de pérdidas son superiores a los obtenidos a 700 °C y, cuando el tiempo es prolongado, se observa una tendencia a hacia niveles de pérdidas mayores. este comportamiento coincide para este acero con la evolución de la textura durante los recocidos.

## REFERENCIAS CAPITULO 6

- <sup>1</sup> Oldani C., Actis F., Mancini R., Rissone H.; Materials Science Forum Vols. 302-303, 446 (1999)
- <sup>2</sup> Leslie W.C., Rickett R.L., Dotson C.L., Watson C.S.; Trans. ASM, vol.46, 1470 (1954)
- <sup>3</sup> Narita K., Yamaguchi T.; *IEEE Trans. Magn.* vol. MAG-11, 1661 (1975).
- <sup>4</sup> Bozorth R.M.; *Ferromagnetism*, p.507 *IEEE Press* (1993).
- <sup>5</sup> Oldani C., Silveti S.P.; *Scripta Materialia* vol.43, N°2, 129-134 (2000)
- <sup>6</sup> Petzow G.; "Metallographic etching", ASM, p. 97 (1978)
- <sup>7</sup> Bunge H.J.; "Texture analysis in materials science", British Lib. Co. (1969)
- <sup>8</sup> Oldani C., Silveti S.P.; preparado para enviar a publicación en *Acta Materialia*

## **CAPÍTULO 7**

### **DISCUSIÓN**

---

#### **7.1. Comparación de los Aceros D y M**

Como se puede apreciar de la Tabla 3.1, no existe una diferencia sustancial en la composición química de los dos aceros D y M. La diferencia se encuentra en el procesamiento final de las dos calidades de acero, es decir, en la etapa de deformación superficial (temper rolling) realizada por la empresa siderúrgica. Los porcentajes de reducción en frío final se ven en la **Tabla 7.1**.

La diferencia mostrada hace que el acero D no presente una respuesta satisfactoria al crecimiento de grano durante el tratamiento térmico (Tabla 5.1), mientras que el acero M sufre un crecimiento anormal alcanzando granos de tamaños muy grandes en forma muy rápida, cuando la temperatura de tratamiento es la más elevada de las utilizadas en este trabajo (800° C). A temperaturas menores no se evidencia crecimiento de grano salvo en el tratamiento de dos horas a 750° C en donde se encuentra el inicio del crecimiento anormal explosivo presentando grano duplex, con grandes diferencias de tamaño entre los granos en crecimiento y los que aún no crecieron y que forman la matriz. Ninguno de estos casos es el más adecuado desde el punto de vista magnético.

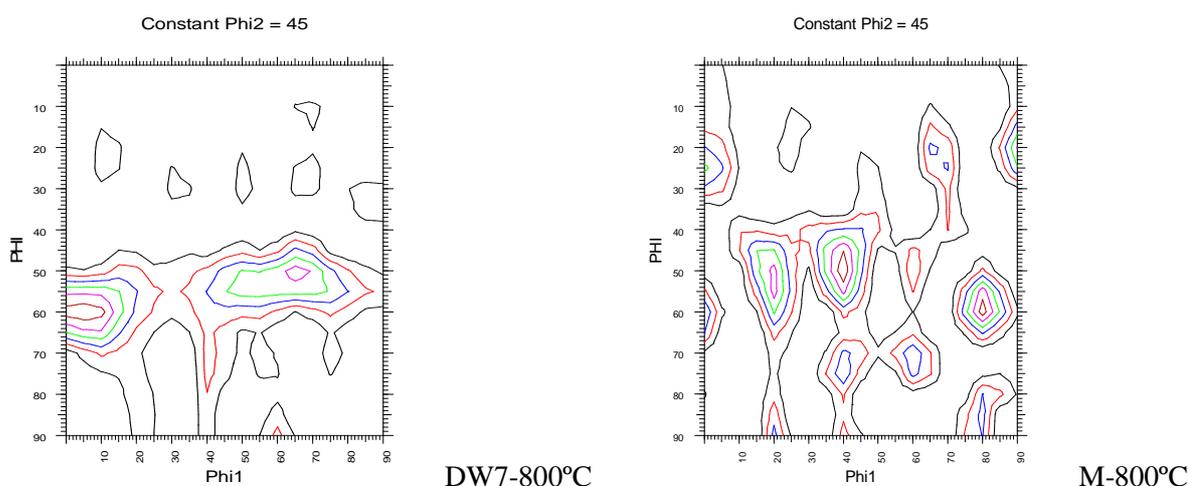
**Tabla 7.1:** Diferencias de procesamiento de los aceros D y M

Chapa	% reducción en temper
Acero D	1%
Acero M	8%

La aplicación de una deformación en frío al acero D trae como consecuencia la posibilidad de hacer crecer el grano. Así, como se vio en la Tabla 5.2, el grano crece dependiendo del grado de deformación en frío alcanzando tamaños muy grandes luego de la permanencia de dos horas a las diferentes temperaturas de recocido descarburante. Esto es particularmente cierto para reducciones del 5% y 7%. Para reducciones mayores, el tamaño de grano disminuye por la creación de mayor número de centros de nucleación<sup>1</sup> y se vuelve relativamente independiente de la temperatura de tratamiento térmico.

Este comportamiento debería suceder también a porcentajes de deformación mayores (> 10%) con los que se deberían alcanzar tamaños de grano aún más cercanos a los valores óptimos de 150 µm. Lamentablemente, se vuelve muy difícil con los equipos industriales utilizados actualmente realizar el temper rolling a estos niveles de deformación plástica.

En la **Figura 7.1** se comparan las gráficas ODF de las muestras DW7 y M con el mejor tratamiento térmico desde el punto de vista de las pérdidas magnéticas, es decir, 2 horas a 800°.



**Figura 7.1:** Figuras ODF para el mismo tratamiento térmico de los aceros en estudio

Como se aprecia de la Figura 7.1, la muestra DW7-800 presenta una textura más favorable magnéticamente debido a la presencia de una gran intensidad de planos (110) y (220), 45% y 34% respectivamente, en desmedro de las componentes magnéticamente malas como son las (222) y (211). Esto hace que el índice de textura presente un valor elevado para esta muestra.

Por el contrario, en la muestra M-800, el tratamiento térmico no consigue modificar sustancialmente las componentes de textura provenientes del procesamiento del acero (laminación en frío-recocido estacionario) y se mantienen como componentes más intensas las (222) y (211), 25% y 42% respectivamente. La presencia de estas componentes de textura y la baja intensidad de las componentes magnéticamente favorables (100) y (110), así como el tamaño de grano exagerado que presenta el material tratado, hacen que el comportamiento magnético no sea bueno alcanzando pérdidas magnéticas elevadas (comparar Tablas 5.4 y 5.6).

## 7.2. Comparación de los Aceros H y A

Como ya se dijo, el crecimiento de grano es uno de los factores que mejoran las propiedades magnéticas del material debido a que este fenómeno permite un incremento del tamaño de los dominios magnéticos. De esta manera se obtienen bajas pérdidas por histéresis como resultado de la existencia de unas pocas paredes de dominio en movimiento.

El tamaño final de grano que debe ser aproximadamente de 150  $\mu\text{m}$ , depende de varios factores. Los más importantes son la deformación inicial producida por el temper rolling<sup>2</sup>, el tiempo y temperatura de envejecido<sup>3</sup> y la morfología de inclusiones y precipitados presentes. El acero debe tener una deformación inicial (aproximadamente 2% de deformación en frío) para impulsar el crecimiento de grano. Las inclusiones y precipitados formados por elementos tales como C, Al y Mn en el acero, pueden afectar el tamaño final del grano pues inhiben el crecimiento al actuar como anclajes del borde de grano<sup>4</sup>. Este efecto depende de cómo esas partículas de segunda fase aparecen en la microestructura y de su tamaño. Precipitados muy pequeños con dimensiones entre 0.01 y 0.10  $\mu\text{m}$ , deben ser evitados porque pueden anclar las paredes de dominio durante el proceso de magnetización<sup>2</sup>.

Los aceros estudiados en este trabajo (H y A) incrementan su tamaño de grano, a través de un proceso de crecimiento anormal de grano, llamado también de recristalización secundaria. Como puede verse en la **Tabla 7.2**, los tiempos necesarios para completar la recristalización secundaria durante los tratamientos isotérmicos, para cada acero estudiado, son:

**Tabla 7.1:** Tiempo observado a partir del cual la microestructura está completamente recrystalizada

Acero	Temperatura (°C)	Tiempo (min)
H	700	30
	750	0
A	700	15
	750	0

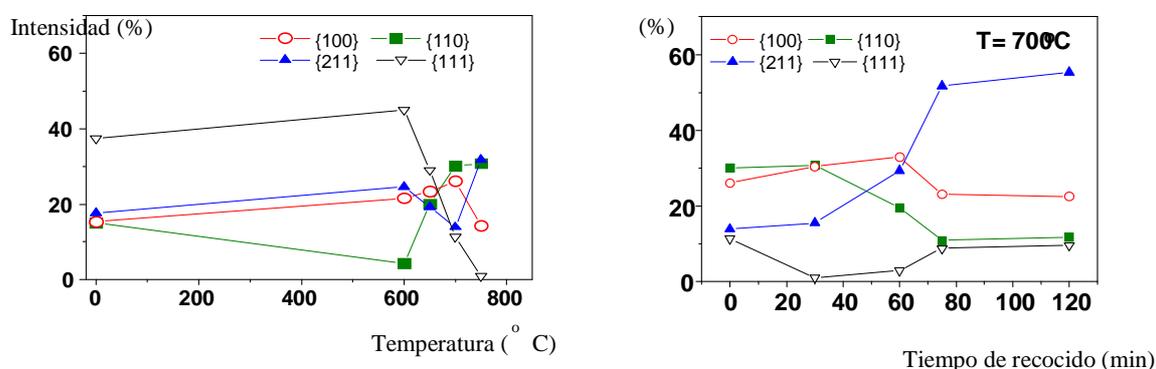
Superados los tiempos indicados, la estructura está completamente recrystalizada presentando bordes de alto ángulo.

Para el acero H, el tamaño final de grano alcanza valores próximos a los 130  $\mu\text{m}$ , tanto después de recocidos de 120 minutos a 700° como a 750 °C. Al alcanzar los 750 °C durante la etapa de calentamiento el grano está completamente recrystalizado y su tamaño se mantiene prácticamente constante en todo el rango de tiempos de tratamiento. Por otra parte, el tamaño de grano experimentado por el acero A alcanza valores menores que para el H: 85  $\mu\text{m}$  y próximo a 100  $\mu\text{m}$  para los tratamientos isotérmicos de 2 horas a 700° y 750 °C, respectivamente.

Esos tratamientos térmicos modifican notoriamente las propiedades magnéticas de los materiales, como puede apreciarse en las Tablas 6.3 y 6.5. Se ve que hay un aumento de la anisotropía magnética de la cual son responsables los cambios de textura. Las máximas anisotropías se encuentran entre los 600° y 650°C y disminuye paulatinamente, al menos en las orientaciones estudiadas, hasta los 750°C.

Como en el hierro las direcciones  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  representan las direcciones de fácil y medio magnetización respectivamente, es importante tener esas distribuciones de texturas en el plano de la muestra (ND). Por el contrario las direcciones de fácil magnetización no existen en los planos cristalográficos  $\{111\}$  y  $\{112\}$ , y por lo tanto, la existencia de esas orientaciones en el plano de la chapa va en detrimento de las propiedades magnéticas.

Como se ve en la **Figura 7.2**, las buenas características magnéticas conseguidas en el acero H, disminución de las pérdidas magnéticas de 4.2 a 2.5 W/kg para los especímenes obtenidos a 650 °C-0 minutos y a 700°C-30 minutos, son debidas, desde el punto de vista de la textura, a la baja intensidad de las componentes  $\{111\}$  y  $\{112\}$  en la muestra tratada a 700°C.

**Figura 7.2:** Variación de la intensidad de las componentes de textura en muestras del acero H con diferentes tratamientos térmicos

Este mismo efecto se aprecia en la muestra A, lo que provoca una disminución de las pérdidas magnéticas desde los 4 W/kg para el espécimen obtenido a 650 °C durante el calentamiento, hasta los 2.2 W/kg para la muestra tratada a 700 °C durante 60 minutos.

La pequeña deformación causada por el temper rolling es crucial para los cambios de textura que se observan durante los tratamientos de recocido. Las primeras teorías del desarrollo de texturas de laminación<sup>5</sup> estaban basadas en la suposición de que un metal policristalino se podía ver como un arreglo de cristales simples aislados, y el proceso de laminación como una combinación de tensiones de tracción simples en la dirección de laminación y tensiones de compresión simples en la dirección normal a la chapa. No se tenían en cuenta las interacciones entre los granos vecinos. Debido a la falta de realismo esta teoría fue pronto reemplazada por otras basadas en las teorías de la plasticidad policristalina.

Como la más importante, se encuentra la teoría de Taylor. En la misma se requiere que todos los cristales adopten el mismo cambio de forma, satisfaciendo los requerimientos de continuidad. Así, por lo menos se requieren cinco sistemas de deslizamiento independientes para imponer un cambio de forma arbitrario. En los metales bcc existen 48 sistemas, todos con direcciones  $\langle 111 \rangle$  y planos  $\{110\}$ ,  $\{112\}$  y  $\{123\}$ .

En un arreglo policristalino la fluencia ocurrirá primero en los granos con orientaciones *blandas* y no es hasta que se haya producido algo de endurecimiento por concentración de tensiones en estos granos, que sus vecinos más *duros* comenzarán a deformarse. Los granos rotan y reducen marcadamente la tensión necesaria para la deformación. Esto es lo que sucede en los aceros ferríticos con sus orientaciones  $\{111\}\langle 110 \rangle$  y  $\{111\}\langle 112 \rangle$ , que son texturas características obtenidas después de la laminación en frío.

Actualmente está firmemente establecido que la textura de los aceros deformados en frío está compuesta de dos orientaciones principales. Una de estas presenta planos  $\{111\}$  paralelos a la superficie de la chapa y las direcciones  $\langle 110 \rangle$ ,  $\langle 123 \rangle$  y  $\langle 112 \rangle$  alineadas con la dirección de laminación. Esto se puede describir como una textura de fibra completa con el eje  $\langle 111 \rangle$  de la fibra paralelo a la normal al plano de la chapa. La otra orientación principal corresponde a una textura de fibra parcial con  $\{111\}$  a lo largo de la dirección de laminación, que consta de orientaciones  $\{001\}\langle 110 \rangle$ ,  $\{112\}\langle 110 \rangle$  y  $\{111\}\langle 110 \rangle$ . Nótese que este es el tipo de textura encontrado en los aceros estudiados en su condición AR (inicial).

Durante el recocido, el grano recristalizado tiene su origen en la microestructura deformada en frío, donde su núcleo existe como una celda (subgrano) o es creado por un arreglo de dislocaciones durante la etapa de recuperación.

Como muchos otros procesos de transformación física, la recristalización puede ser dividida en una etapa de nucleación y otra de crecimiento. Así, el desarrollo de texturas de recocido se ha intentado explicar en términos de nucleación orientada y crecimiento selectivo<sup>6</sup>. En el caso de la nucleación orientada, ciertas orientaciones tienen un mayor potencial para nuclear en la matriz deformada y la textura final después de la recristalización completa está predominantemente controlada por esta etapa de nucleación.

En el caso del crecimiento selectivo, ciertas orientaciones crecen más rápido que otras dentro de la matriz deformada, y este fenómeno de crecimiento determina la textura final. Esto está generalmente correlacionado con la dependencia con la orientación de la movilidad de borde de grano<sup>7</sup>.

Según Hutchinson<sup>8,9</sup>, hay varios mecanismos de nucleación que producen granos recristalizados con diferentes orientaciones (nucleación orientada), a saber :

- a) la nucleación que tiene lugar en el interior de los granos por crecimiento de subgranos. A fin de tener bordes de grano de alto ángulo, los cuales tienen alta movilidad, la densidad de subbordes y el ángulo de desorientación entre los subgranos debe ser alto. Es decir, que la energía almacenada por los granos deformados (por el temper rolling), en los cuales se produce la nucleación, debe ser

alta. Como la energía almacenada decrece en el orden de orientaciones en el estado deformado <sup>10</sup>:  $\{111\}\langle uvw \rangle$ ,  $\{112\}\langle 110 \rangle$  y  $\{001\}\langle 110 \rangle$ , la recristalización principal debería comenzar en los granos con orientaciones  $\{111\}\langle uvw \rangle$ , mientras la nucleación en los granos con orientación  $\{001\}\langle 110 \rangle$  no puede producirse por crecimiento de subgranos, porque los granos con esa orientación pueden ser consumidos por el crecimiento de otros granos antes de que en ellos se inicie la nucleación. El crecimiento de granos nucleados según este proceso lleva al reforzamiento de las componentes de textura con alta energía, almacenada en el estado deformado, a expensas de otros con baja energía. Este proceso es el responsable de la aparición de la fibra  $\gamma$  en la textura de recristalización.

- b) Otro mecanismo es la nucleación en bordes de alto ángulo <sup>11,12</sup>. Si tales bordes de grano viven entre granos de diferente energía almacenada, existe una fuerza impulsora que mueve el borde de grano hacia el grano con mayor energía almacenada. En este caso la recristalización tiene un comportamiento inverso al detallado en el punto a). Acá la nucleación comienza en orientaciones con baja energía almacenada, como son la  $\{112\}\langle 110 \rangle$  y  $\{001\}\langle 110 \rangle$ . Los bordes de grano de los granos con baja energía almacenada se curvan hacia los granos con alta energía. Existe lo que se denomina migración de borde de grano inducido por deformación (SIBM).
- c) El último mecanismo, se refiere a la nucleación de granos en contacto con partículas de segunda fase <sup>13</sup>. La alta deformación alrededor de partículas de segunda fase produce una nucleación preferencial en esas regiones, independientemente de la orientación cristalográfica de los granos. Este mecanismo es observado principalmente cuando las partículas de segunda fase son de cementita.

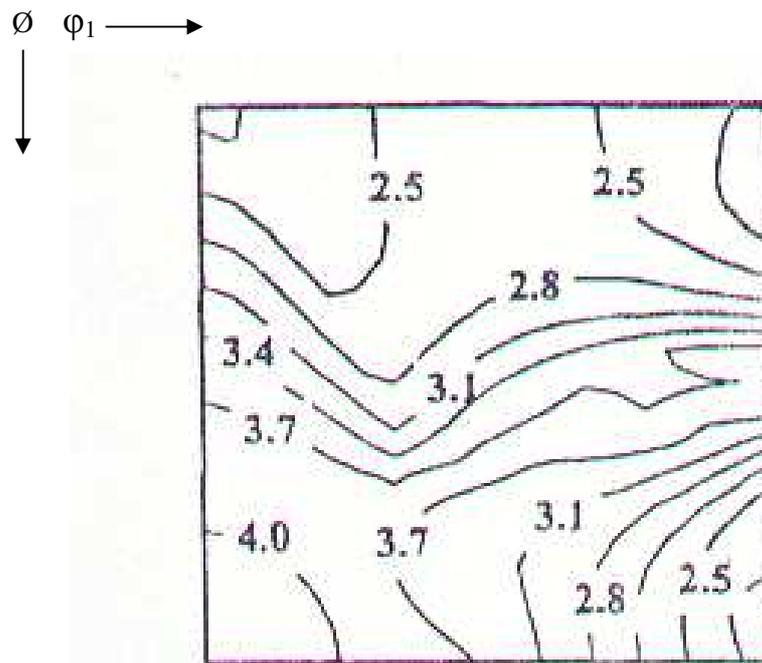
La forma más simple de especificar las orientaciones de núcleos con baja o alta energía de nucleación almacenada, es usando el factor de Taylor,  $M$ , que se aplica al camino de deformación en cuestión. Esto se debe a que, para un dado incremento,  $\Delta\epsilon$ , de la deformación equivalente de von Mises, el deslizamiento microscópico total que tiene lugar dentro de un grano particular,  $\Sigma \Delta\Gamma_i$ , está dado por:

$$\Sigma \Delta\Gamma_i = M \Delta\epsilon$$

donde  $M$  es el factor de Taylor y  $\Delta\Gamma_i$  está referido al desplazamiento que tiene lugar en un sistema de deslizamiento individual <sup>14</sup>.

Basándose en el hecho de que la energía almacenada es proporcional a  $M$ , ésta puede ser determinada para todas las orientaciones calculando el factor de Taylor para cada orientación.

Un ejemplo de la distribución del factor de Taylor <sup>15</sup>, conocido como mapa del factor de Taylor, se muestra en la **Figura 7.3** en la forma de una sección  $\phi_2 = 45^\circ$  del espacio de Euler. En este caso, valores de  $M$  tales que  $M \leq 2.5$  significan baja energía almacenada de nucleación y valores de  $M \geq 3.4$  significan alta energía de nucleación.



**Figura 7.3:** Mapa del factor de Taylor (sección  $\phi_2 = 45^\circ$ ) para deformación plana por laminación. Baja y alta energía de nucleación almacenada tienen lugar en regiones donde  $M \leq 2.5$  y  $M \geq 3.4$  respectivamente.

Si se lleva la sección correspondiente al acero H al mapa del factor de Taylor, se puede ver que las componentes de textura más intensas en la muestra AR (Figura 6.2 (a)), están en las regiones correspondientes a  $M \geq 3.7$ . Se debe recordar que esta textura proviene de los procesos de laminación en frío y recocido estacionario, la que no es modificada por la etapa de temper rolling.

Por otro lado, debido a la poca deformación introducida por el temper rolling en los aceros estudiados en este trabajo (8%), la energía almacenada no es suficiente para crear nuevos bordes de grano de alto ángulo por el crecimiento de subgranos. Esto significa que la nucleación del fenómeno de recristalización durante el recocido descarburante, sólo puede ocurrir por un proceso de migración de borde de grano inducido por deformación.

Si comparamos el mapa del factor de Taylor con la sección  $\phi_2 = 45^\circ$  del espacio de Euler de la muestra envejecida 120 minutos a  $700^\circ\text{C}$  del acero H (Figura 6.2 (e)), podemos ver que las componentes de texturas más intensas de la muestra tratada térmicamente están en las regiones correspondientes a  $M \leq 2.5$ . En este caso la nucleación comenzó en orientaciones con baja energía almacenada, como son la  $\{112\}\langle 110\rangle$  y  $\{001\}\langle 110\rangle$ .

Para el caso del acero A en su estado AR, las máximas intensidades se dan sobre orientaciones correspondientes a la fibra  $\gamma$ ,  $\{111\}\langle uvw\rangle$ , alcanzando picos del orden de 4 veces la distribución al azar para las orientaciones  $\{111\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ . Comparando con el diagrama del factor de Taylor, estas posiciones corresponden a regiones de  $M \geq 3.4$ . Esto está indicando que los núcleos de granos que nuclearon primero y se desarrollaron durante la recristalización del recocido estacionario, son los de mayor energía almacenada,  $\{111\}\langle uvw\rangle$ . El temper rolling no modificó esta situación.

El posterior recocido descarburante a 700 °C genera una nueva recrystalización primaria proveniente de la fuerza impulsora brindada por la deformación en frío del 8% durante el temper. Si se compara el diagrama de Taylor con el corte ODF de la Figura 6.8 (e) correspondiente al acero A tratado isotérmicamente durante 2 horas a 700 °C, se verá que las máximas intensidades se dan en regiones de  $M \leq 2.5$  como son las orientaciones (112)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ], (001)[ $\bar{1}\bar{1}0$ ] y una en la posición ( $\phi_1=15$ ;  $\phi=35$ ;  $\phi_2=45$ ).

Al igual que en el acero H, en las muestras A también se produjo la nucleación inicial de granos de baja energía almacenada a través de un proceso de nucleación SIBM. Los granos nucleados crecen a expensas de los de mayor energía. Sin embargo, también se evidencia en ambos aceros la presencia de una alta proporción de granos con otras orientaciones. Esto significa que al proceso de nucleación orientada se le deberían agregar consideraciones sobre el crecimiento selectivo<sup>14</sup>.

Si se analiza la secuencia de tratamiento presentado en las Figuras 6.8 (a, c y e) para el acero A y las Figuras 6.2 (a, c y e) para el acero H, se ve que la textura cambia al iniciarse el crecimiento anormal de grano al alcanzar los 700 °C durante la etapa de calentamiento, con la aparición de componentes que no existían en las muestras AR ( $\{001\}\langle 110 \rangle$ ). Esto está indicando un proceso de nucleación de determinadas orientaciones (nucleación orientada).

Por otra parte, realizando el mismo análisis para las muestras extraídas durante el período isotérmico a 700 °C, se ve que una vez completado el proceso de crecimiento abrupto de grano, el sistema evoluciona intensificando algunas componentes de textura que no eran importantes en la muestra extraída al alcanzar los 700 °C (crecimiento selectivo). En el proceso de crecimiento selectivo, se intensifican algunas componentes de alta energía como la  $\{112\}\langle 110 \rangle$ .

### **7.3. Conclusiones**

#### **7.3.1. Aceros D y M**

Este estudio permite concluir que:

- Los tratamientos térmicos de recocido descarburante permiten disminuir sustancialmente las pérdidas magnéticas, aún cuando los tamaños de grano alcanzados por los dos aceros, D y M, sean muy superiores a los valores de tamaños óptimos para este uso.
- Las modificaciones en el tamaño de grano y la textura de los dos aceros se dan siempre en fase ferrítica, ya que responden bien al tratamiento de recocido descarburante.
- En los dos aceros se evidencia crecimiento anormal de grano, alcanzando tamaños de grano muy superiores a los valores de tamaños óptimos para el uso magnético al cual están destinados.
- La deformación en frío por tracción, al tener un efecto más volumétrico que el laminado superficial (temper), permite que el acero responda mejor al tratamiento térmico y que el grano inicie su crecimiento a temperaturas de tratamiento menores. Sin embargo, las mejores propiedades magnéticas se alcanzan con porcentajes de deformación en frío y temperaturas de tratamiento similares a las necesarias para el acero de uso eléctrico comercial (M).
- Es posible transformar un acero común para estampado de calidad comercial (SAE 1006), acero D, en un acero con características magnéticas comparables a la del acero de calidad eléctrica fabricado en el país (acero M). Para esto, se le debe aplicar una deformación mecánica (por ejemplo, estiramiento por tracción) del orden del 7%, seguida de un recocido descarburante de dos horas a 800° C.

- Los fabricantes de máquinas eléctricas que no posean requerimientos estrictos sobre la calidad magnética del material de los núcleos, pueden utilizar cualquiera de las dos calidades con sus respectivos tratamientos térmicos y mecánicos.

#### **7.4.2. Aceros H y A**

En base a los resultados obtenidos en este trabajo, se pueden señalar las siguientes conclusiones:

- Es de destacar la similitud de comportamiento frente a los tratamientos térmicos evidenciados por las laminaciones Quarter-Quarter estudiadas.
- Las mejores condiciones de recocido descarburante para incrementar las buenas propiedades magnéticas de los aceros H y A son: tratamiento térmico a 700°C durante 60 minutos.
- Bajo esas condiciones de temperatura y tiempo el crecimiento de grano ocurre en la fase ferrítica, la descarburación del acero es casi total y la chapa tiene buenas componentes de textura desde el punto de vista de las propiedades magnéticas.
- Las pérdidas magnéticas alcanzadas con el acero A (2,20 W/kg) son levemente inferiores a las conseguidas en el acero H (2,55 W/kg) luego de los tratamientos térmicos. La explicación estaría en la mejor textura del acero A ya que su tamaño de grano es menor que el obtenido en el acero H. También es de notar la estabilidad en las propiedades magnéticas que evidencia el acero A para las diferentes condiciones de tratamiento.
- En ambos aceros, el tratamiento térmico durante tiempos mayores a 60 minutos deteriora ligeramente la textura desde el punto de vista de las propiedades magnéticas. Se intensifica la componente  $\{112\}\langle 110 \rangle$  y las pérdidas por histéresis se incrementan ligeramente. Este comportamiento deletéreo de las propiedades magnéticas se agudiza durante los tratamientos térmicos a 750°C, fundamentalmente para el acero H.
- El mecanismo de nucleación que produce granos recristalizados con diferentes orientaciones es un proceso de migración de borde de grano inducido por deformación. En este caso la nucleación comienza en orientaciones con baja energía almacenada. Debido a la poca deformación introducida por el temper rolling (8%), la energía almacenada no es suficiente para crear nuevos bordes de grano de alto ángulo por el crecimiento de subgranos.
- La presencia de mayor contenido de Al en el acero A produciría mayor cantidad de partículas de  $\text{NaAl}$ , lo que hace que el grano que crece por recristalización secundaria, alcance tamaños inferiores (80  $\mu\text{m}$ ) a los conseguidos en el acero H (130  $\mu\text{m}$ ). En ninguno de los dos casos se alcanza el valor óptimo de 150  $\mu\text{m}$ , ni siquiera con tratamientos térmicos a temperaturas de 750 °C durante dos horas.
- El cálculo del tamaño de precipitado lleva a una relación del radio del mismo con la raíz cuadrada del tiempo. Esto indica que los precipitados crecen hasta un valor estable, lo que justifica considerarlos de tamaño constante.
- Es imposible calcular el tamaño de precipitado o su fracción volumétrica debido a que en el cálculo interviene una constante que depende de las composiciones químicas de la interfase precipitado-matriz, y cuyo valor no está determinado.

## REFERENCIAS CAPÍTULO 7

- <sup>1</sup> Reed-Hill R.; "Principios de Metalurgia Física", Cia. Ed. Continental S.A., México (1974)
- <sup>2</sup> Lyudkowsky G., Southwick P.D.; Met. Trans.A , 17<sup>a</sup>, 1267, (1986)
- <sup>3</sup> Rabet L., Kestens L., et al; Mat. Sci. Forum, 94-96, 611, (1992)
- <sup>4</sup> Lyudkowsky G., Shapiro J.M.; J. Appl. Phys., 57 (1) 4235, (1985)
- <sup>5</sup> Hatherly M., Dillamore I.L.; J. Australian Inst. Metals, Vol.20, 2, (1973)
- <sup>6</sup> Kestens L., Jonas J.J., Van Houtte P., Aernoudt E.; Met. Trans. A, Vol.27A, N°8, 2347 (1996)
- <sup>7</sup> Verbeken K., Kestens L., De Cooman B.; 21<sup>st</sup> Riso Int.Symp. on Mat.Science, Roskilde, Denmark Set. (2000)
- <sup>8</sup> Hutchinson W.B.; Met.Sci.J. 8, 185, (1984)
- <sup>9</sup> Hutchinson W.B.; Scripta Met. et Mat. 27, 1471, (1992)
- <sup>10</sup> Dillamore I.L., Smith C.J.E., Watson T.W.; Met. Sci. J. 1, 49, (1967)
- <sup>11</sup> Beck P.A., Sperry P.R.; J.Appl.Phys. 21, 150, (1950)
- <sup>12</sup> Ferran G.L., Doherty R.D., Cahn R.W.; Acta Met. 19, 1019, (1971)
- <sup>13</sup> Hu H., Goodman S.R.; Met Trans. 2, 2067, (1970)
- <sup>14</sup> Jonas J.J., Kestens L.; Mat. Science Forum Vols. 204-206, 155 (1996)
- <sup>15</sup> Sevillano J.G., VanHoutte P., Aernoudt E.; Sriptia Met. 10, 775, (1976)

## **CAPÍTULO 9**

### **CONCLUSIONES FINALES**

---

Este trabajo de tesis estuvo centrado en la optimización de tratamientos térmicos en laminaciones de acero utilizadas en la confección de motores y transformadores de baja potencia. Para ello se analizaron cuatro calidades de acero a saber: dos aceros de calidad comercial, uno de uso eléctrico (acero M) y otro de bajo carbono para chapa estampada (acero D) y dos aceros experimentales tipo Quarter-Quarter con diferente contenido de aluminio (aceros H y A).

Las experiencias llevadas a cabo en este trabajo permitieron diseñar tratamientos térmicos y mecánicos óptimos para las diferentes calidades de acero. Los tratamientos se realizaron con el fin de mejorar sus propiedades magnéticas. Su uso por parte del fabricante de máquinas eléctricas le permitirá mejorar el rendimiento de su producto.

Una deformación en frío del orden del 7% y un tratamiento de recocido descarburante posterior, hacen que un acero común de bajo carbono calmado al aluminio de calidad estampado (acero D) responda al tratamiento térmico y alcance pérdidas magnéticas menores que el acero comercial estudiado (acero M). Este hecho es muy importante para el usuario de laminaciones comunes ya que puede utilizar un acero barato e inducirle buenas características magnéticas mediante la realización de un tratamiento termo-mecánico simple.

Si el fabricante de máquinas eléctricas puede económicamente o necesita técnicamente utilizar laminaciones especiales del tipo Quarter-Quarter, éstas consiguen su mayor potencial magnético luego de un recocido descarburante a 700 °C durante 60 minutos. Este tratamiento provoca el crecimiento de grano y la evolución de las componentes de textura, cuya combinación de factores deja un acero con muy bajas pérdidas magnéticas, apenas por encima de los 2 W/kg.

Este trabajo permite concluir que el agregado de silicio es importante ya que aumenta la resistividad y por ende disminuye las pérdidas magnéticas. Por el contrario, la incorporación de cantidades elevadas de aluminio provoca mayores problemas tecnológicos que beneficios magnéticos. El aluminio agregado al acero líquido reacciona con el oxígeno durante el colado provocando el taponamiento de las buzas. El acero A con un contenido de Al residual (0.16%) de más del doble que el acero H (0.075%) presenta pérdidas magnéticas de apenas 0.2 W/kg menores.

El análisis de los resultados experimentales permitió encontrar que existe una fuerte correlación entre textura y propiedades magnéticas. No pasa lo mismo con el tamaño de grano: las pérdidas magnéticas no están básicamente gobernadas por el tamaño de grano, como se ve al comparar los aceros A y H con pérdidas magnéticas similares pero con diferente crecimiento granular. A pesar de esta conclusión, un tamaño de grano grande es siempre benéfico desde el punto de vista magnético, por su influencia en la componente de pérdidas parásitas.

El hecho de que la textura de indicios de las características magnéticas de los aceros, es importante. A pesar de que un análisis completo de la textura requiere de la comprensión de las funciones de distribución de orientaciones, ODF, un estudio a través de un diagrama de difracción permite obtener valores del coeficiente de textura. En este trabajo se demostró que dicho coeficiente presenta una muy buena correlación con las propiedades magnéticas y su uso es de aplicación simple en una industria.

Se mostró cómo a través de la orientación granular y considerando las condiciones iniciales, se puede predecir la textura final de un acero sujeto a un tratamiento térmico, utilizando modelos de simulación

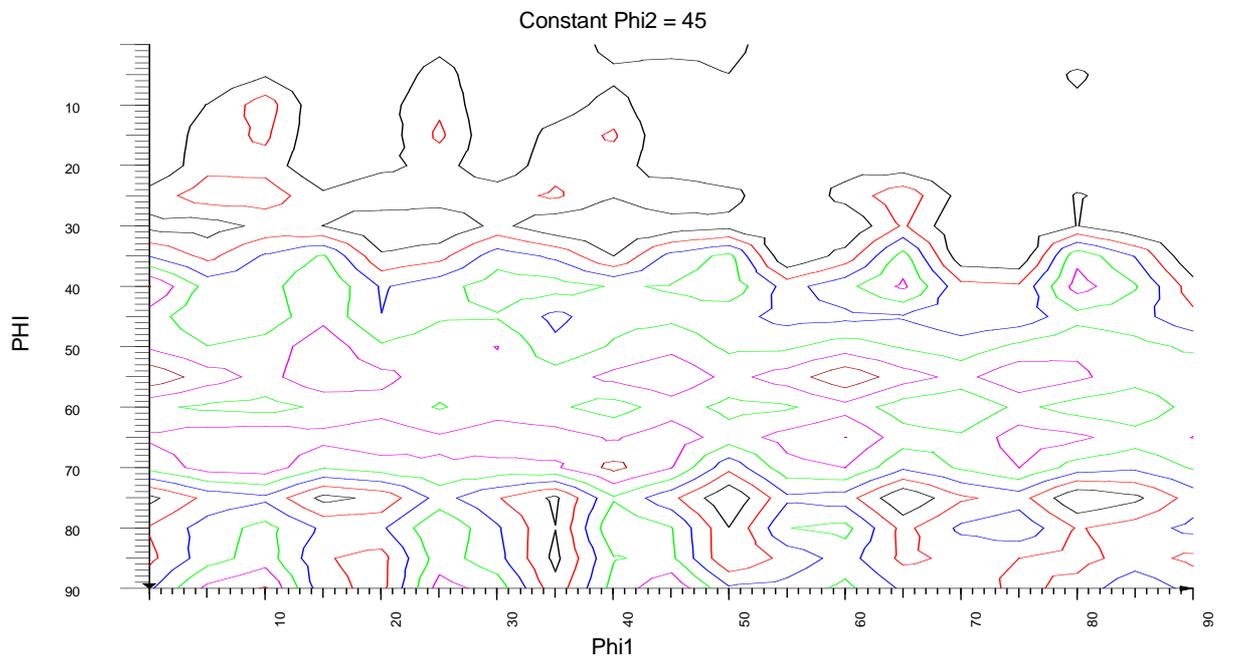
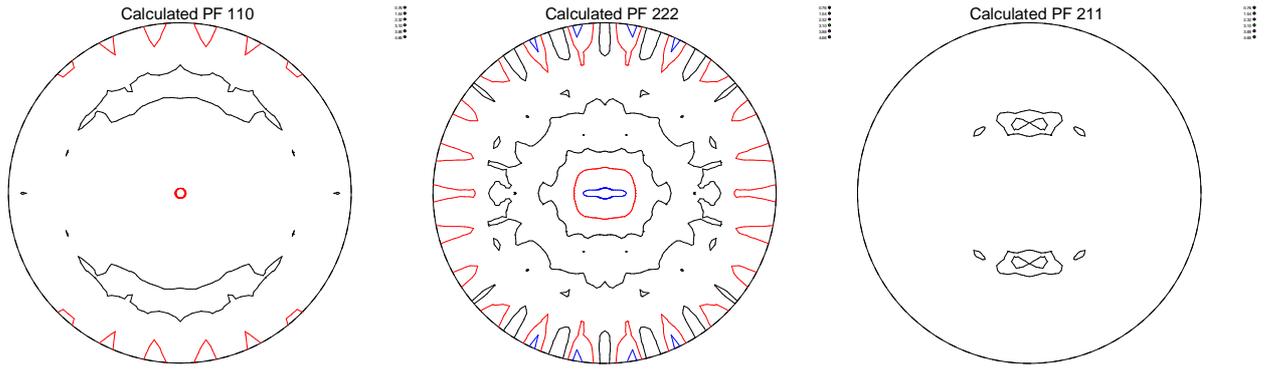
como el Monte Carlo propuesto en este trabajo. Así se podría conocer indirectamente si el material tendrá buenas propiedades magnéticas.

A partir de los resultados obtenidos en este trabajo de tesis se plantea la necesidad de seguir investigando sobre la relación textura-propiedades magnéticas y de ahondar en el desarrollo de un software de simulación que pueda predecir, tanto el desarrollo de textura como el crecimiento de grano en aceros sometidos a tratamientos de recocido.

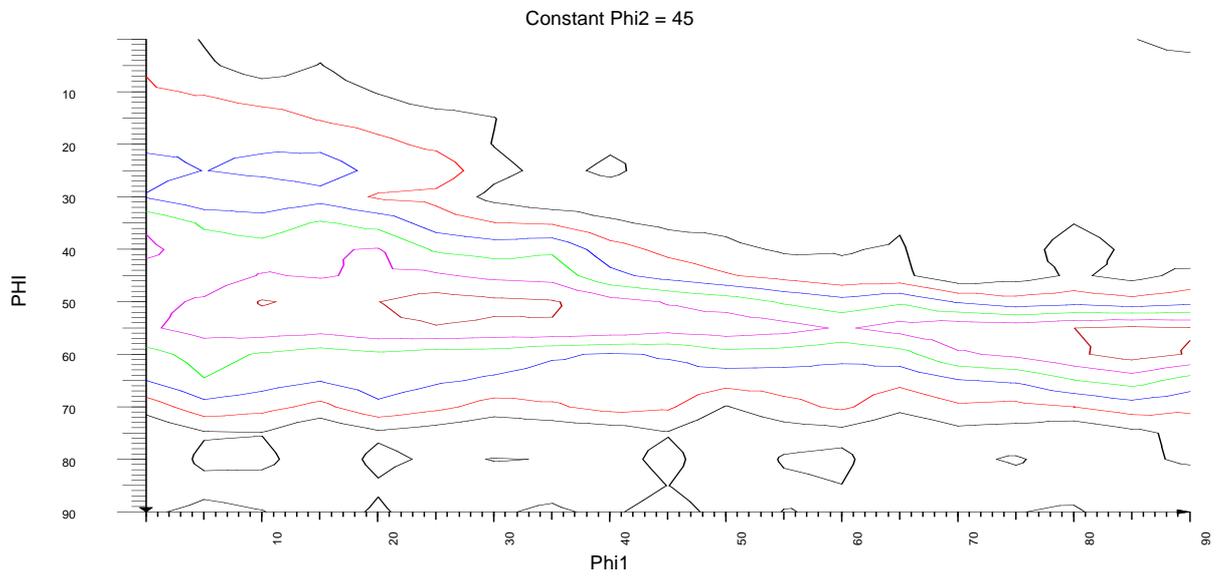
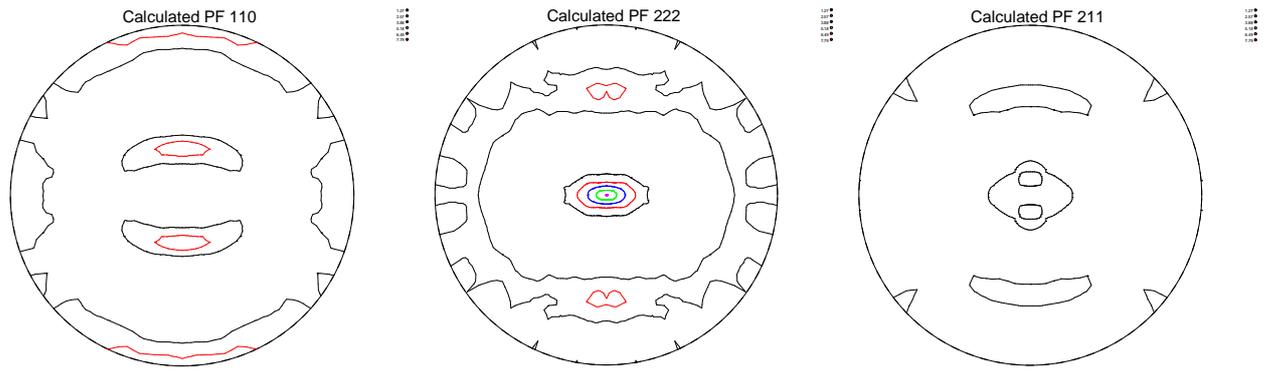
## **ANEXO 1**

### **Diagramas ODF de los Aceros Estudiados**

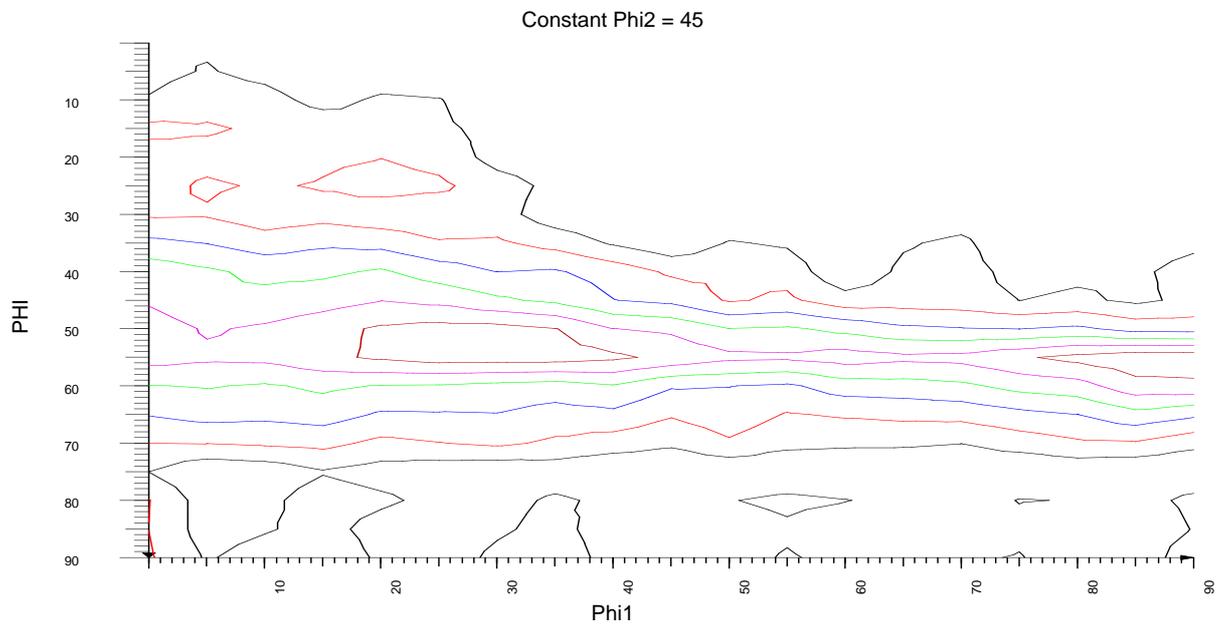
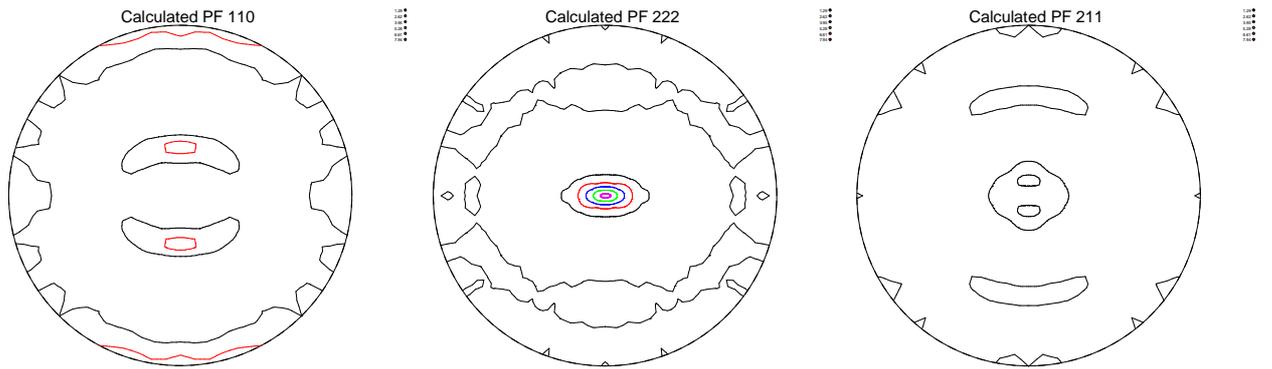
# ACERO A: Muestra AR



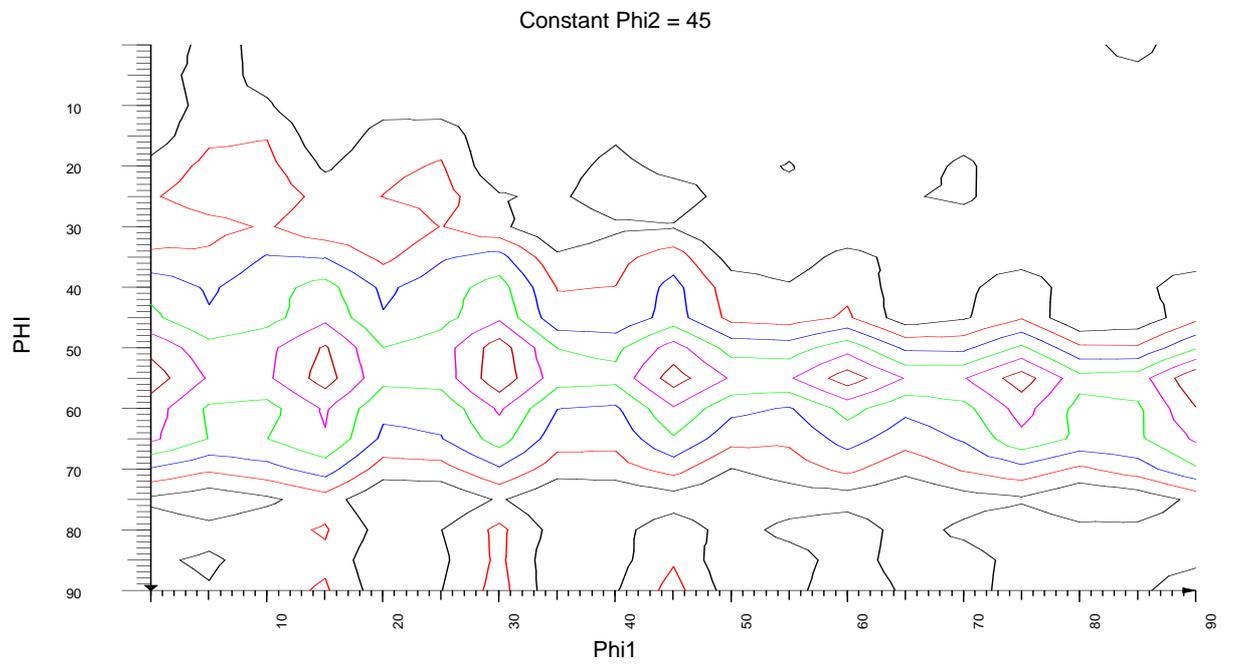
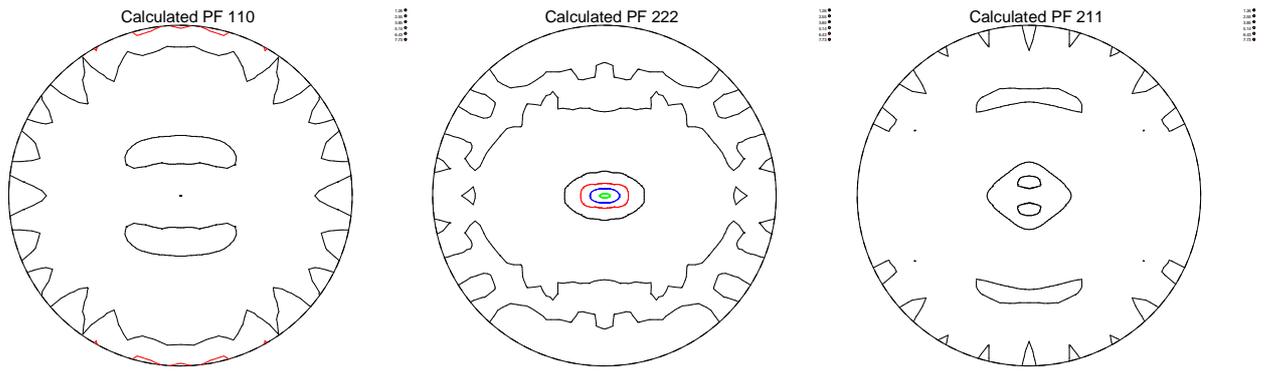
# ACERO A: Muestra extraída a 500 °C en calentamiento



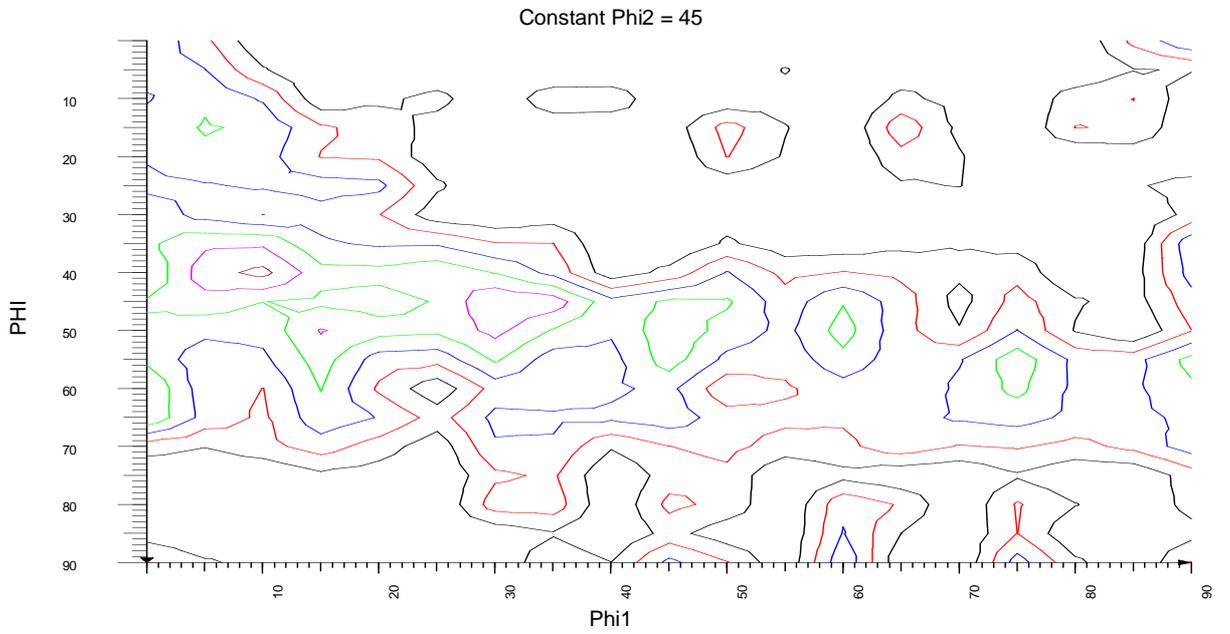
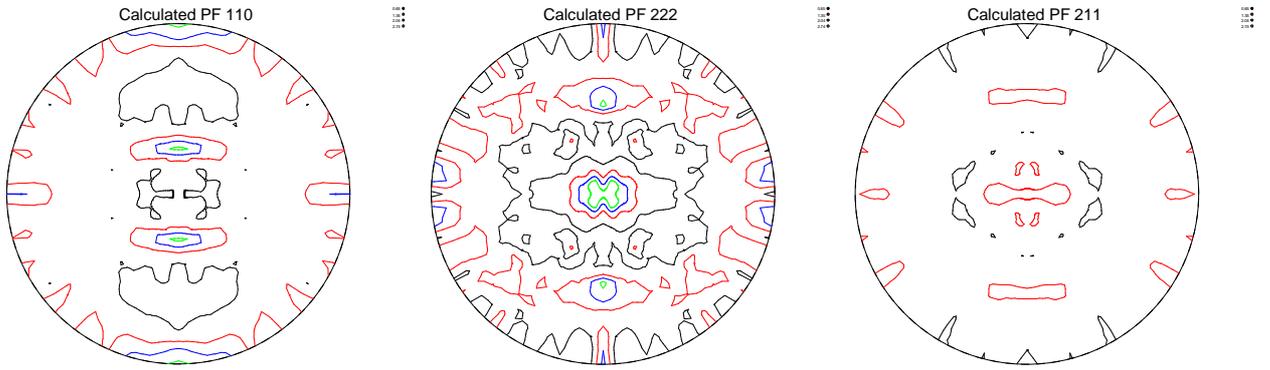
# ACERO A: Muestra extraída a 600 °C en calentamiento



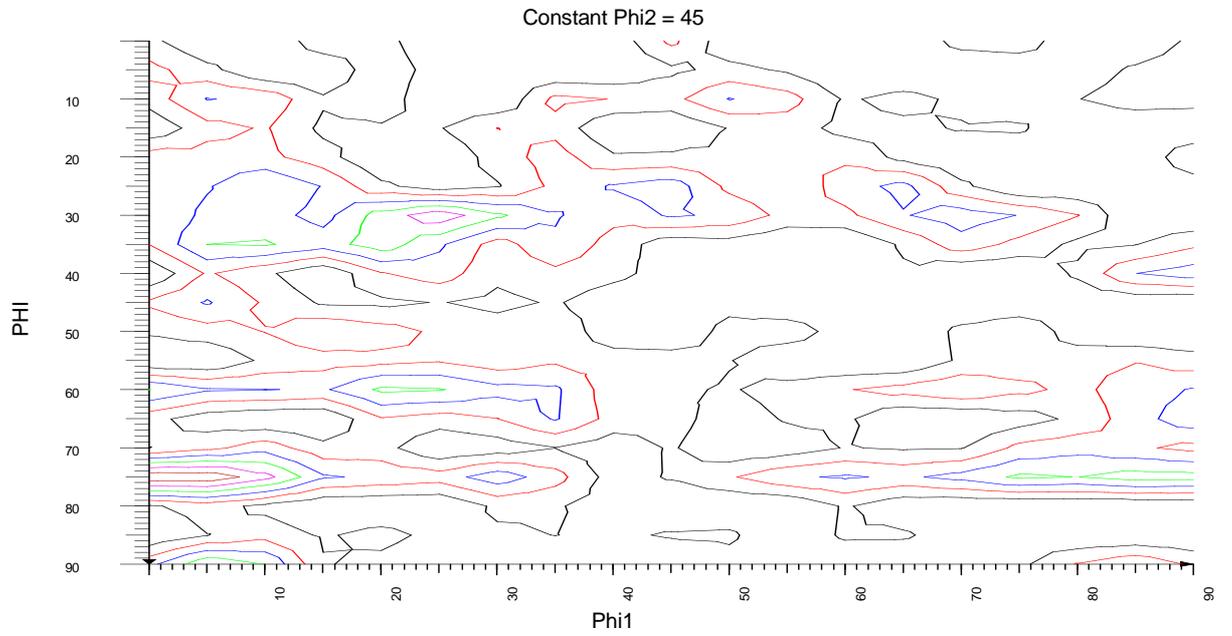
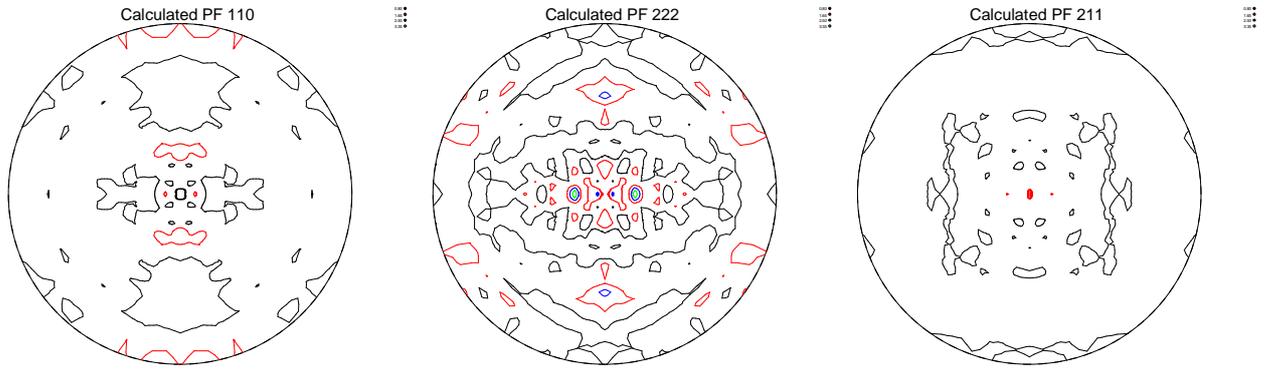
# ACERO A: Muestra extraída a 650 °C en calentamiento



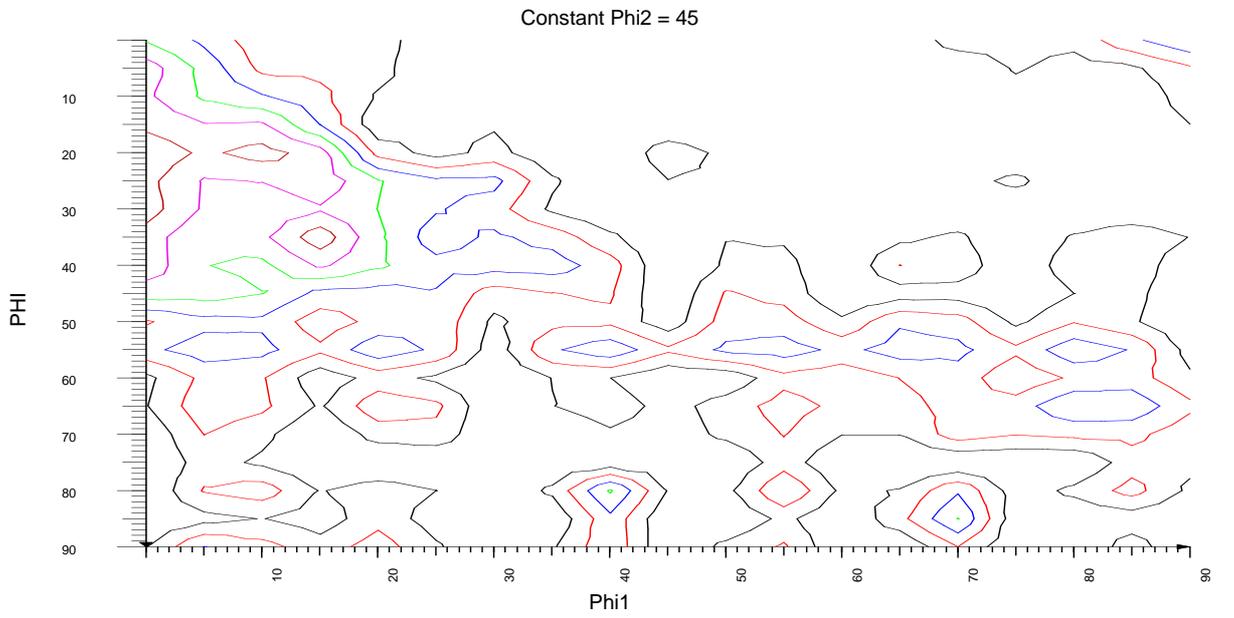
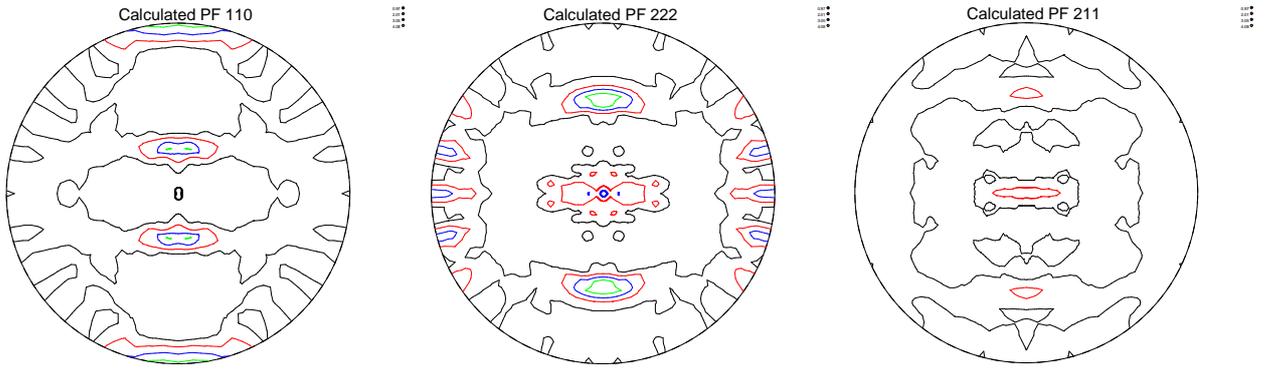
**ACERO A: Muestra extraída a 700 °C en calentamiento (0 minutos)**



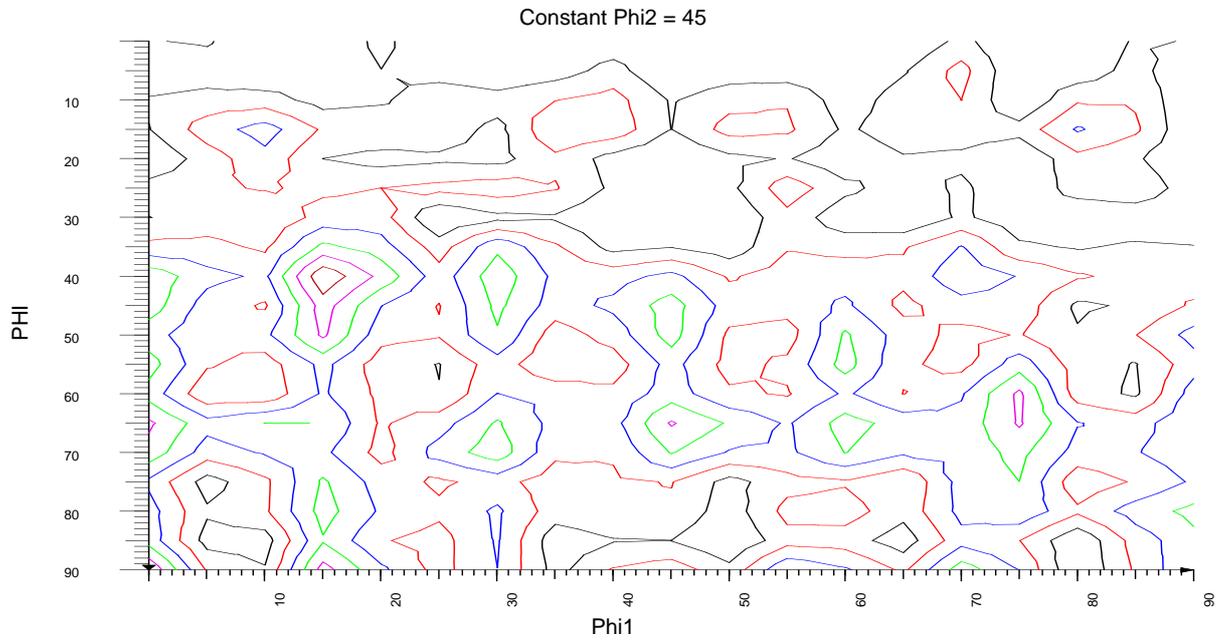
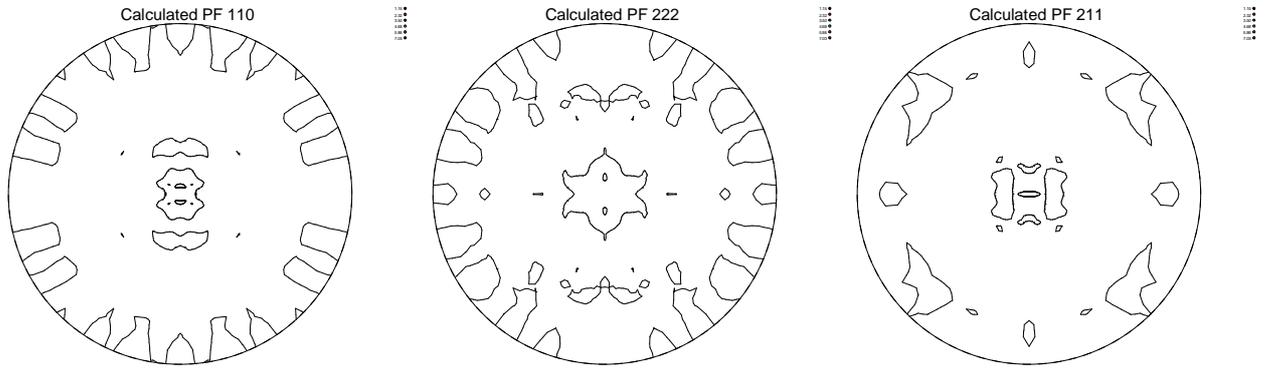
ACERO A: Muestra extraída a 700 °C - 60 minutos



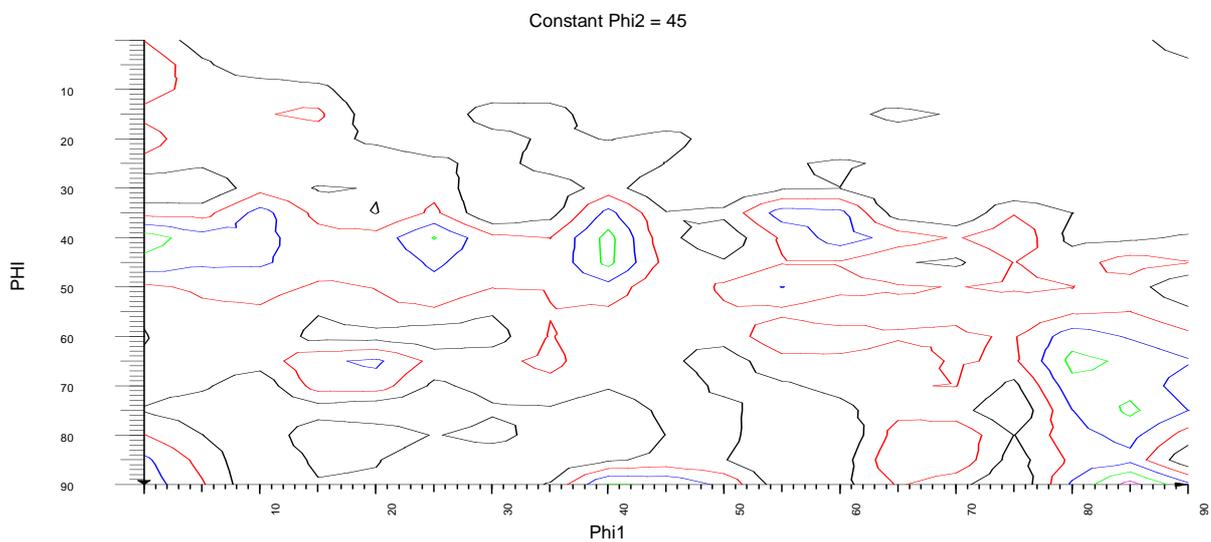
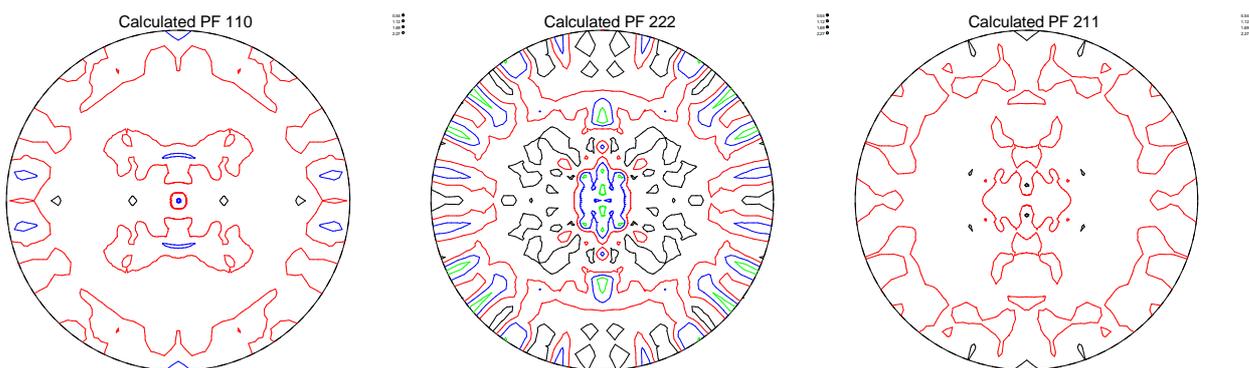
**ACERO A: Muestra extraída a 700 °C - 120 minutos**



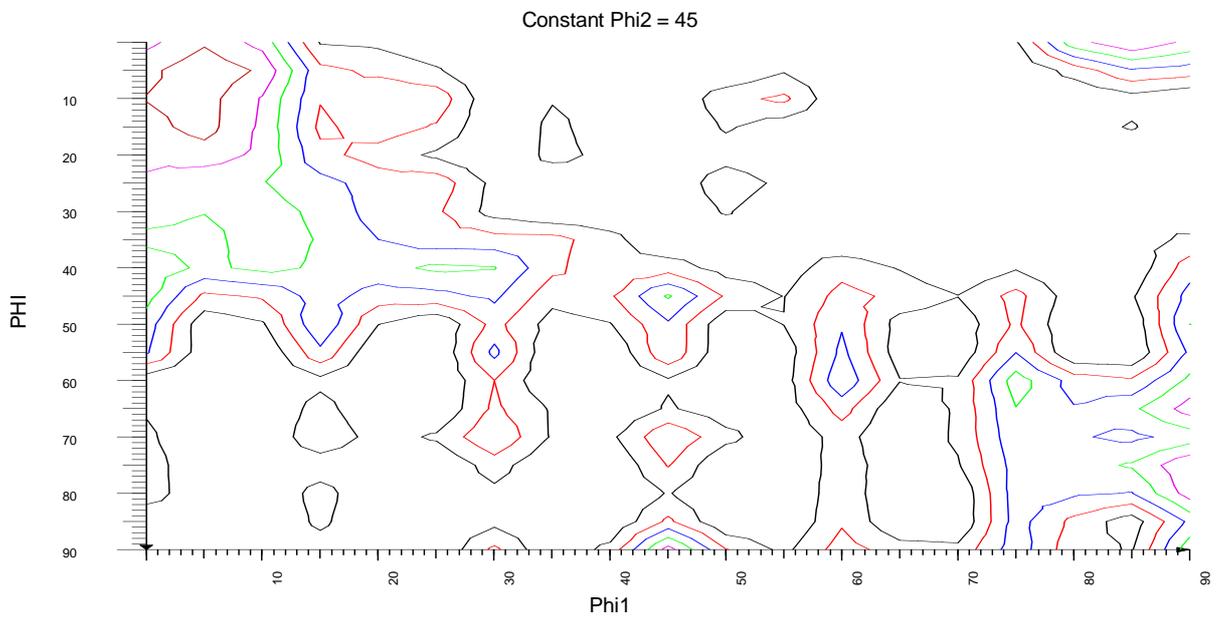
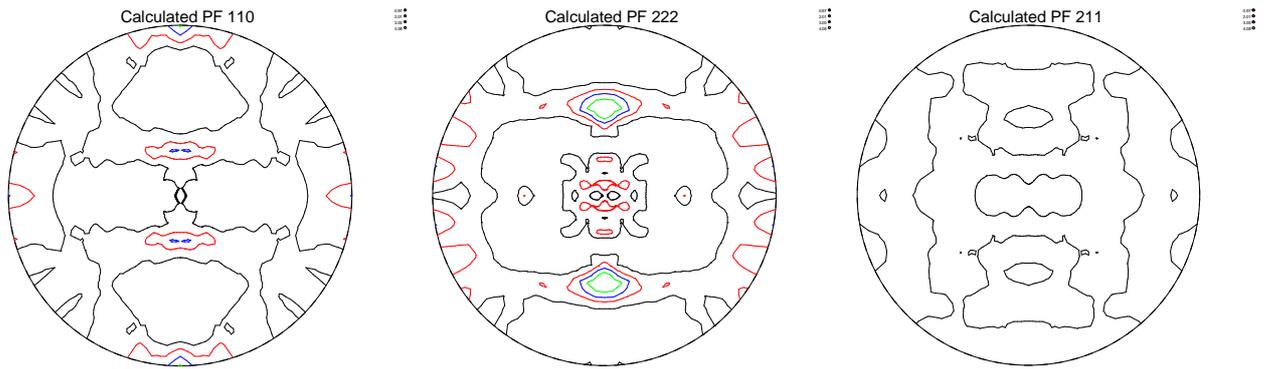
**ACERO A: Muestra extraída a 750 °C en calentamiento (0 minutos)**



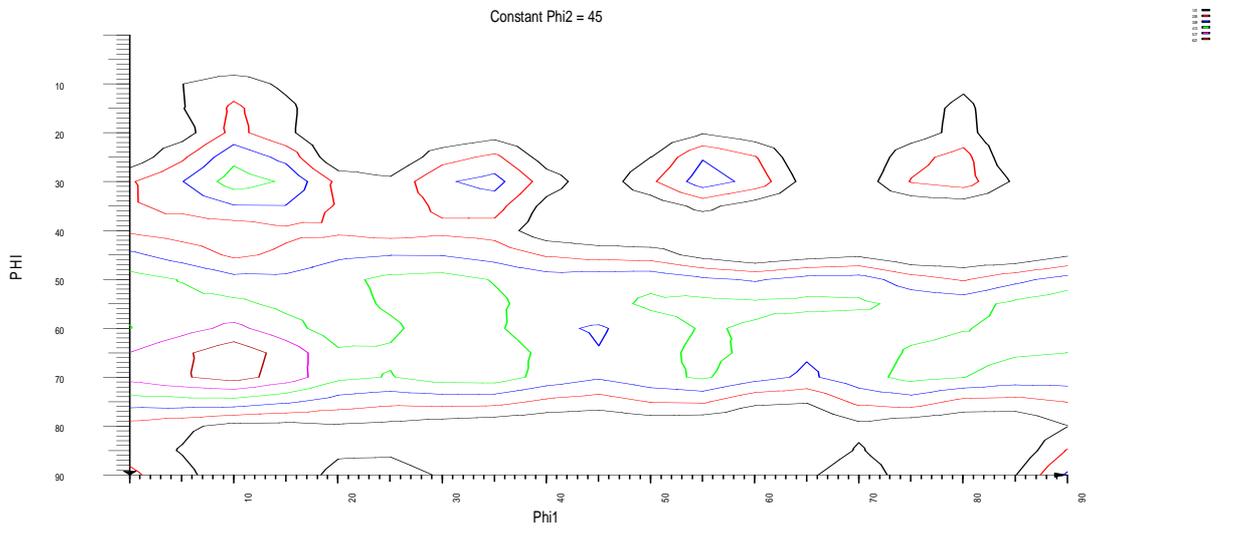
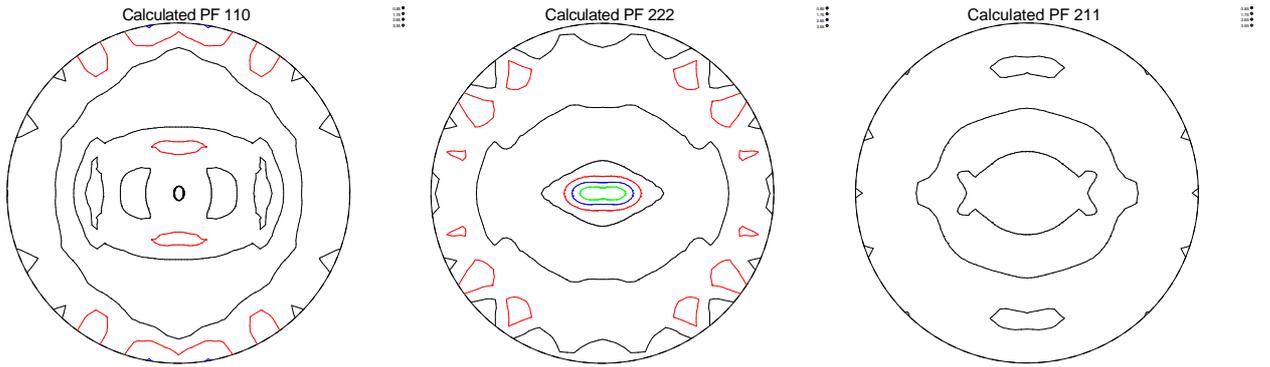
**ACERO A: Muestra extraída a 750 °C - 60 minutos**



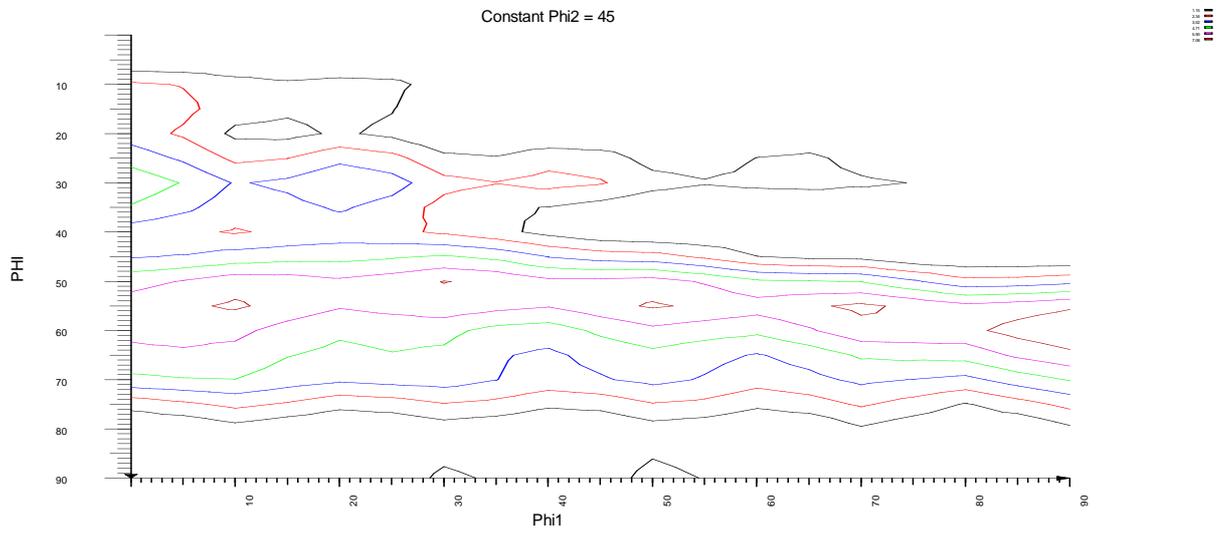
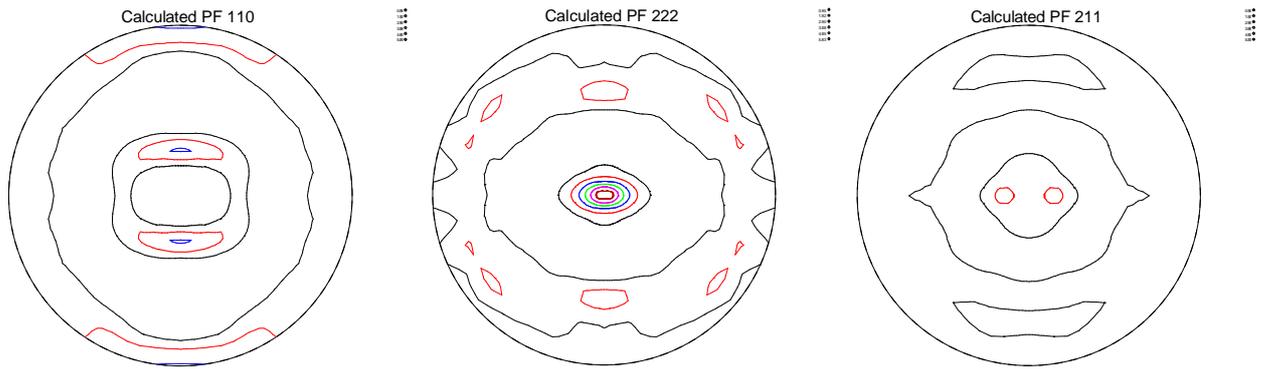
**ACERO A: Muestra extraída a 750 °C - 120 minutos**



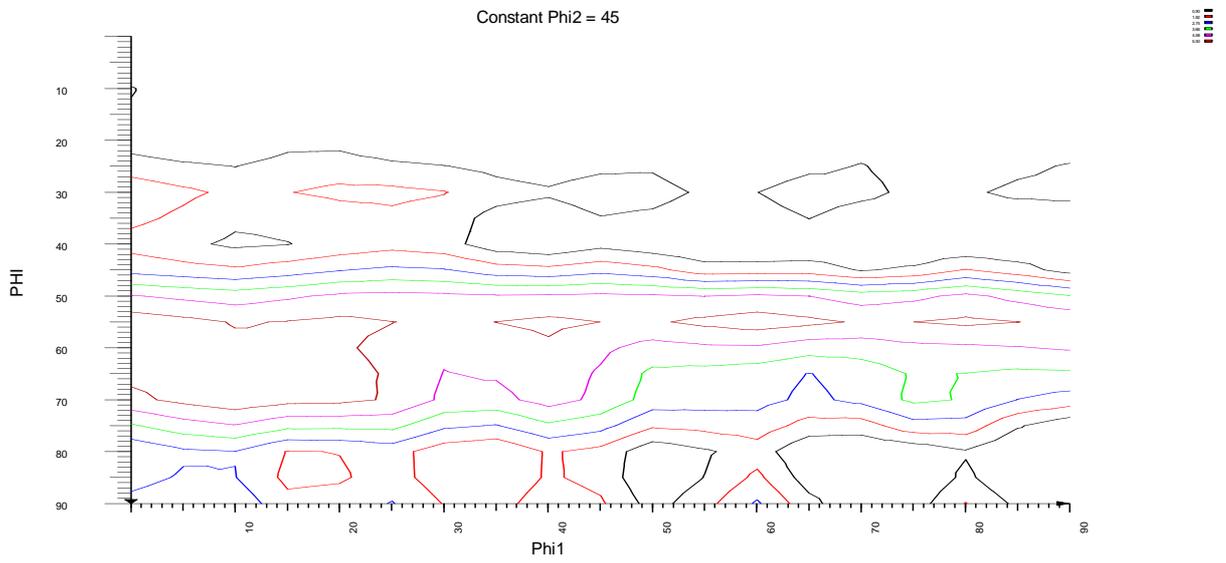
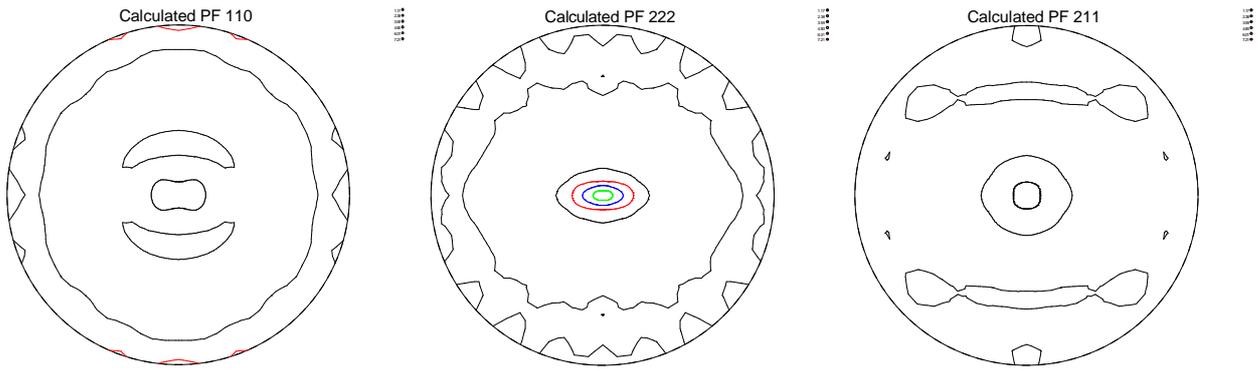
# ACERO H: Muestra AR



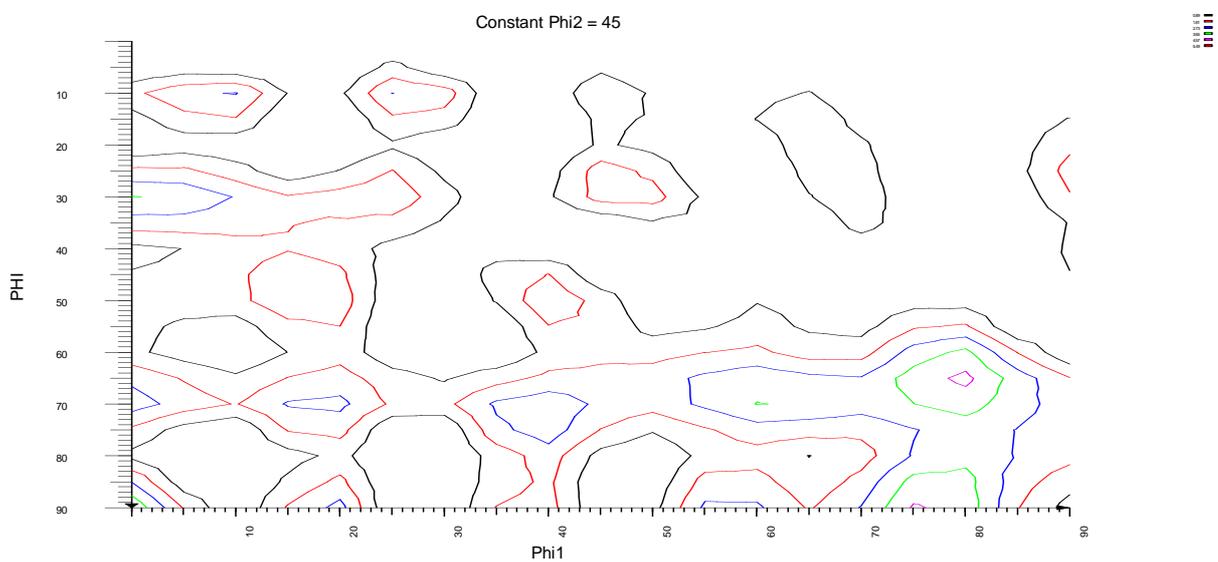
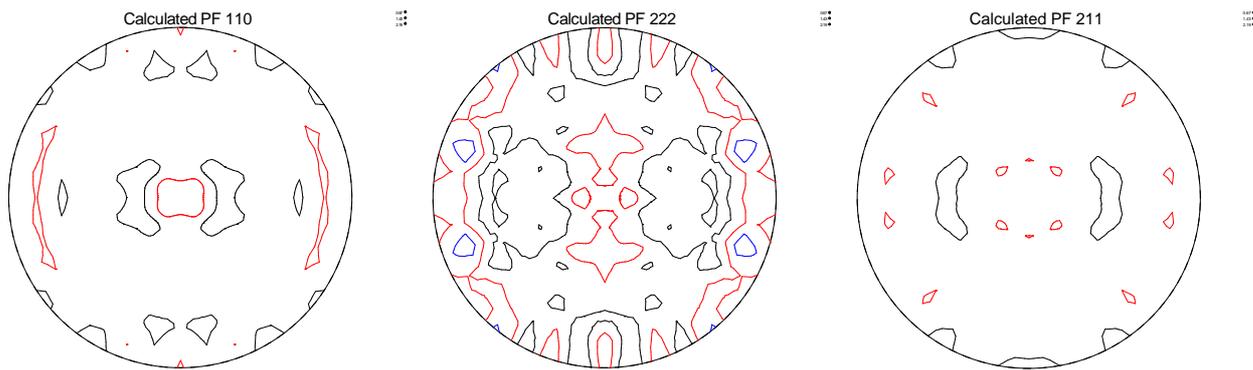
# ACERO H: Muestra extraída a 650 °C en calentamiento



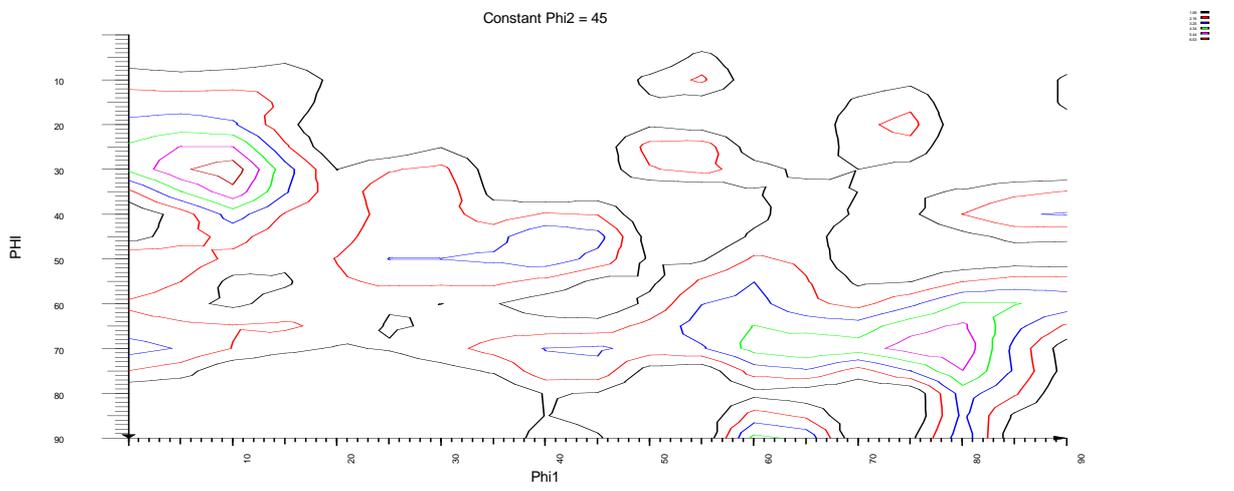
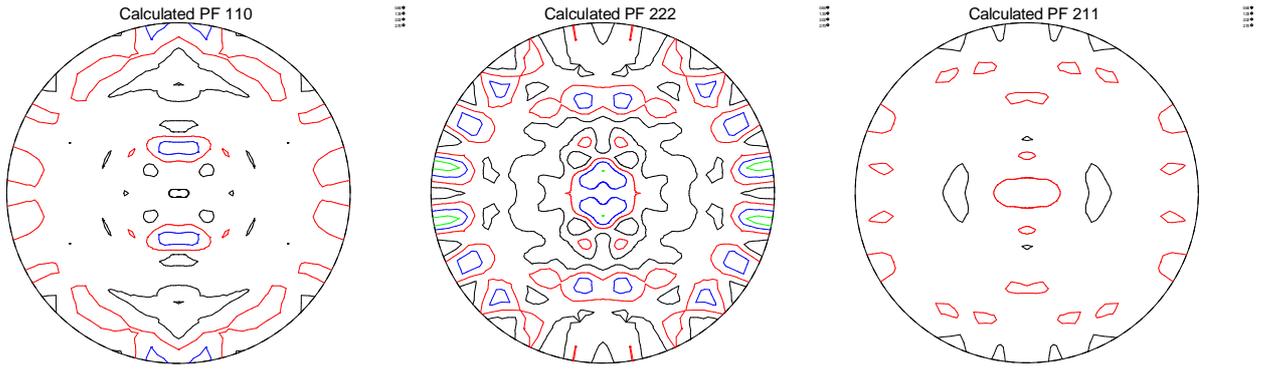
**ACERO H: Muestra extraída a 700 °C en calentamiento (0 minutos)**



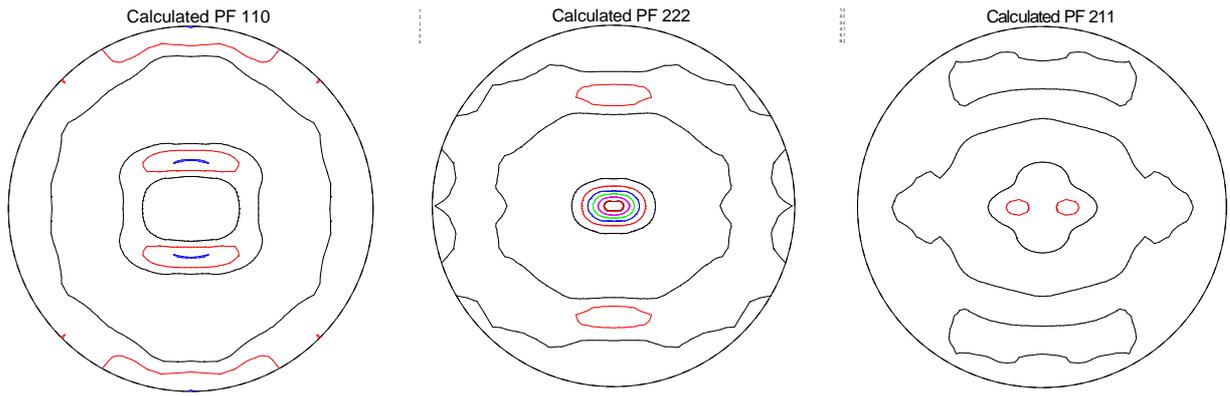
# ACERO H: Muestra extraída a 700 °C - 60 minutos



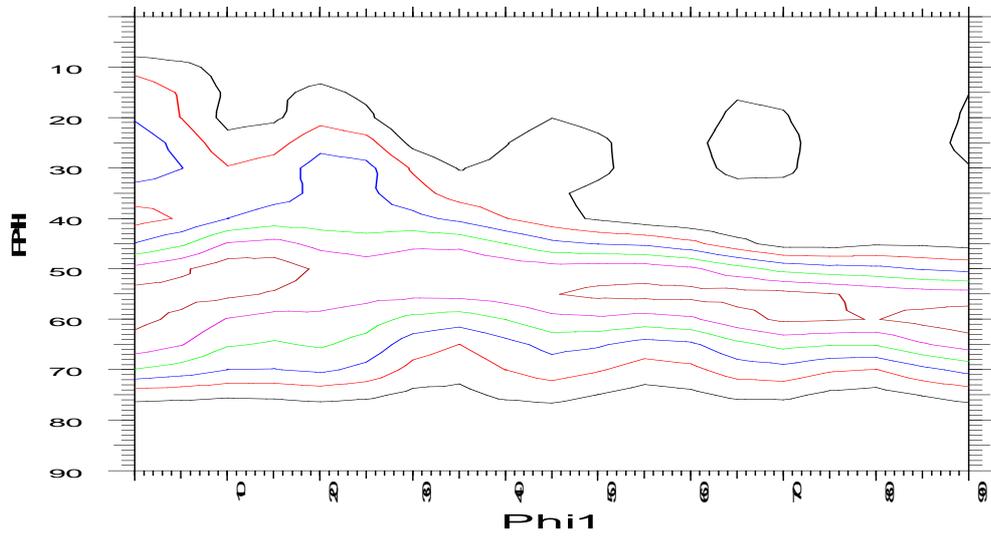
# ACERO H: Muestra extraída a 700 °C - 120 minutos



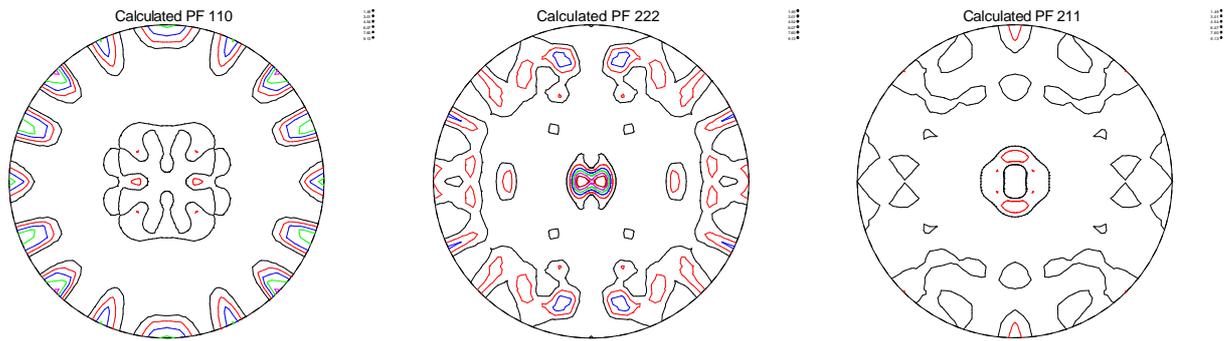
**ACERO M: Muestra extraída a 700 °C - 120 minutos**



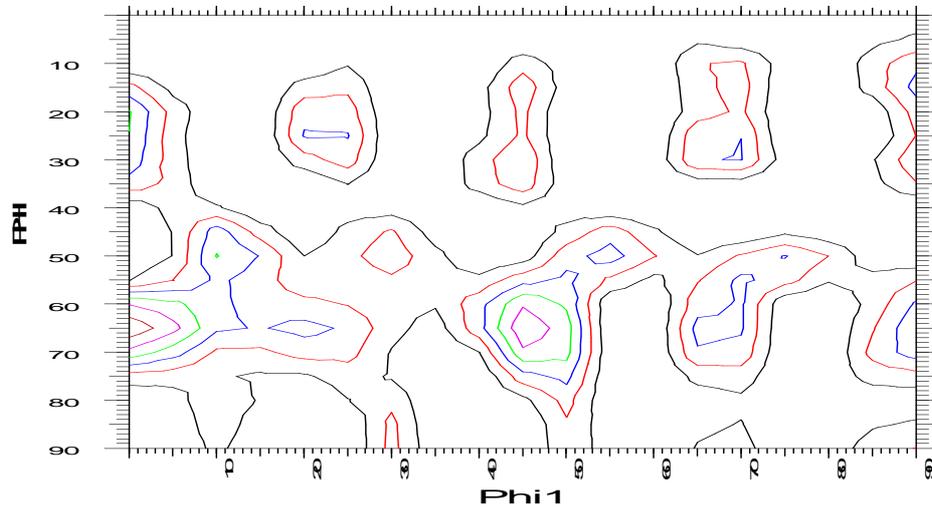
**Constant Phi2 = 45**



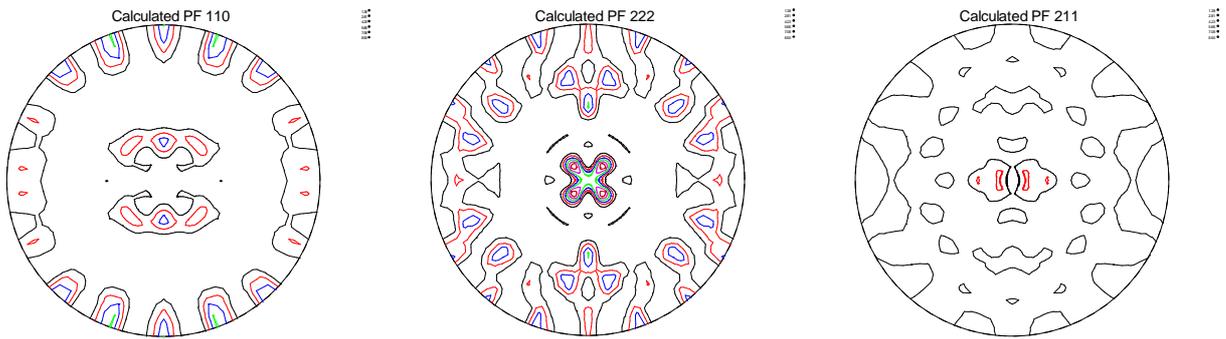
**ACERO M: Muestra extraída a 750 °C - 120 minutos**



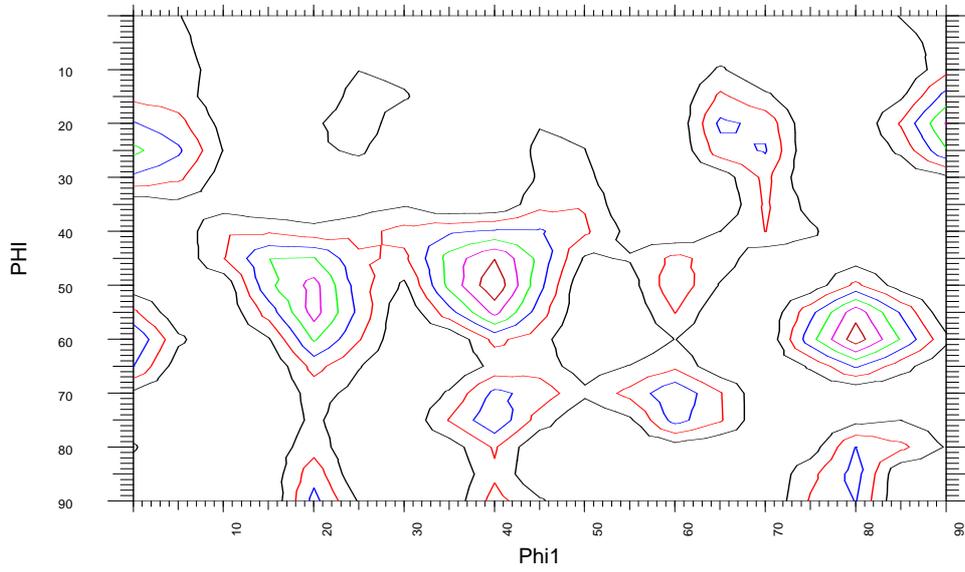
**Constant Phi2 = 45**



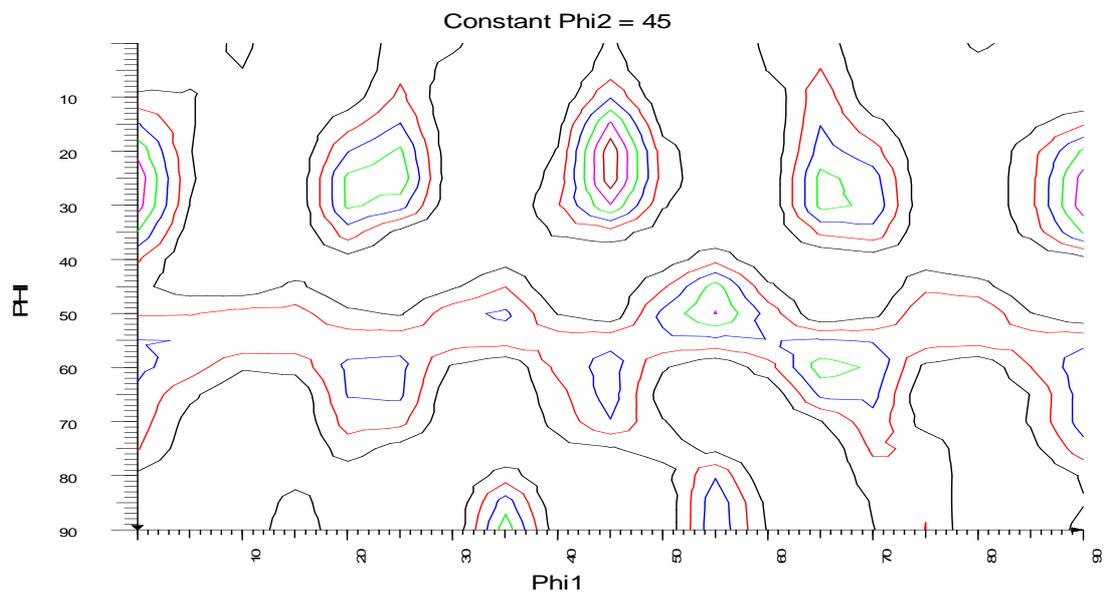
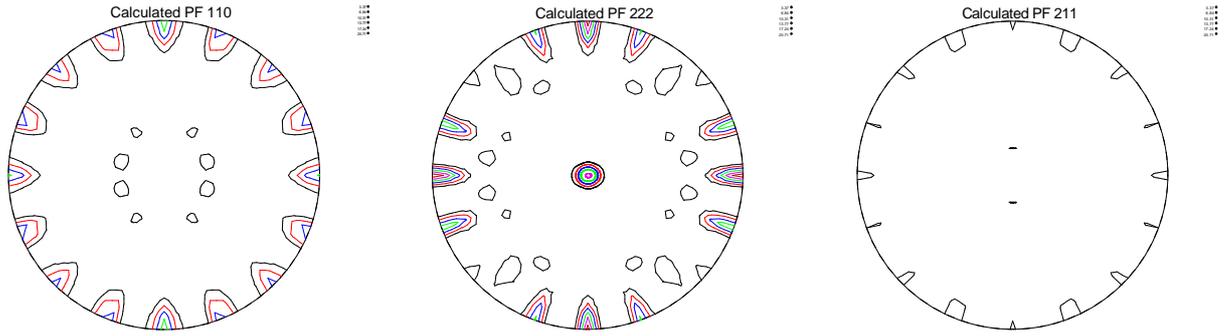
**ACERO M: Muestra extraída a 800 °C - 120 minutos**



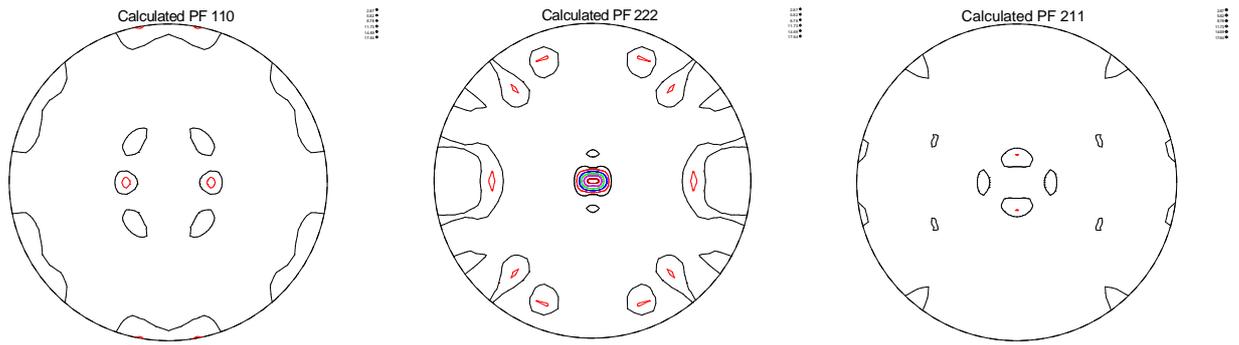
Constant  $\Phi_2 = 45$



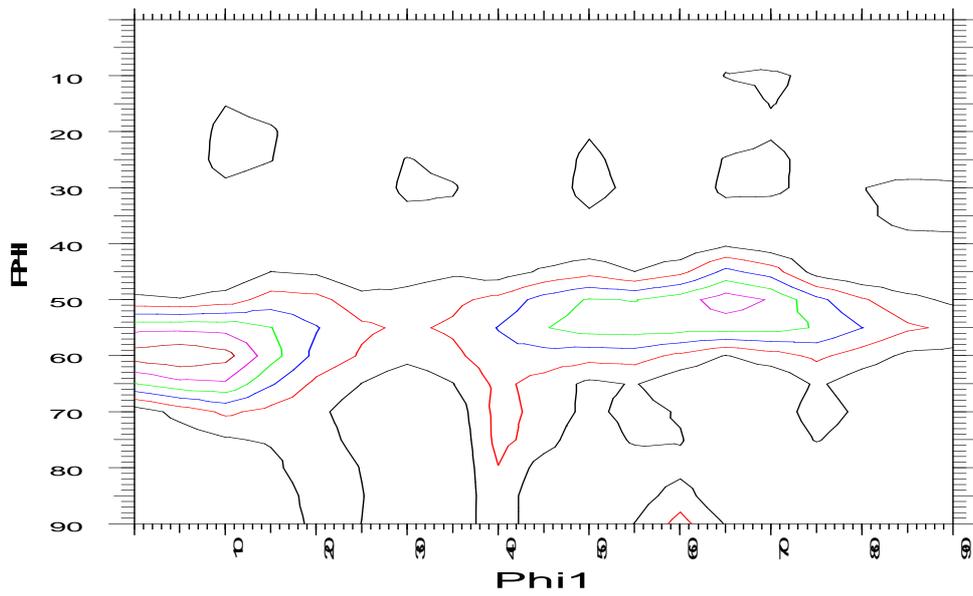
**ACERO DW7: Muestra extraída a 750 °C - 120 minutos**



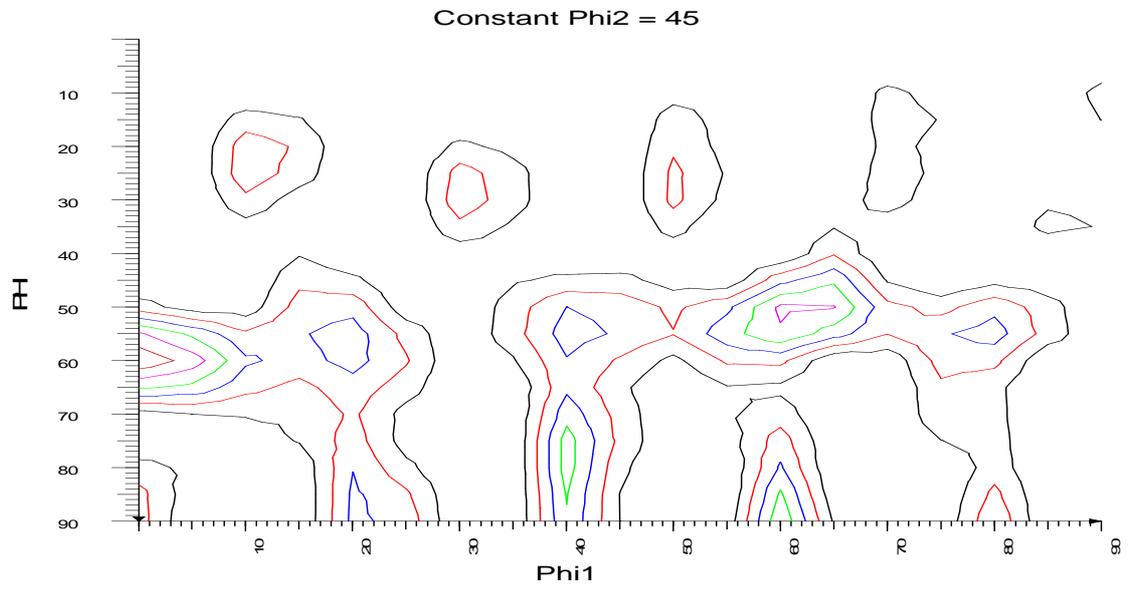
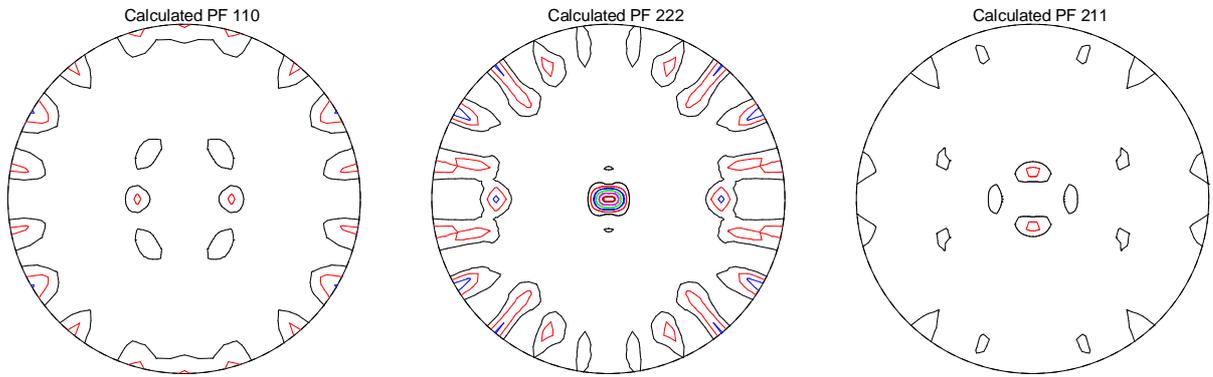
**ACERO DW7: Muestra extraída a 800 °C - 120 minutos**



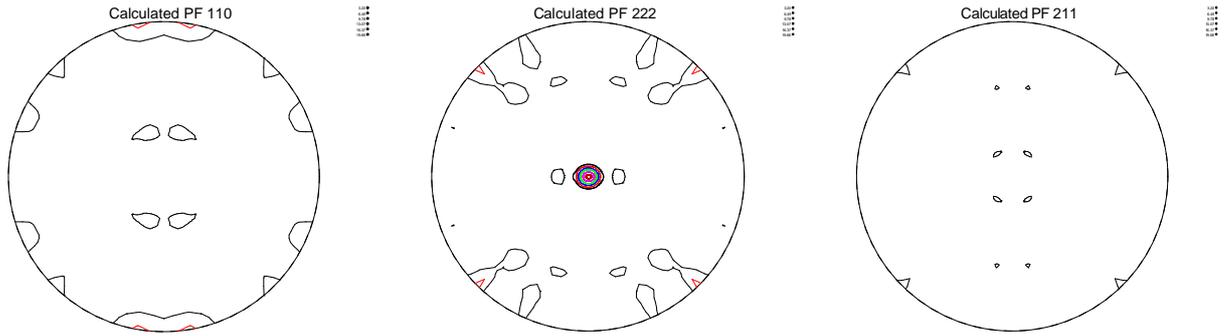
**Constant Phi2 = 45**



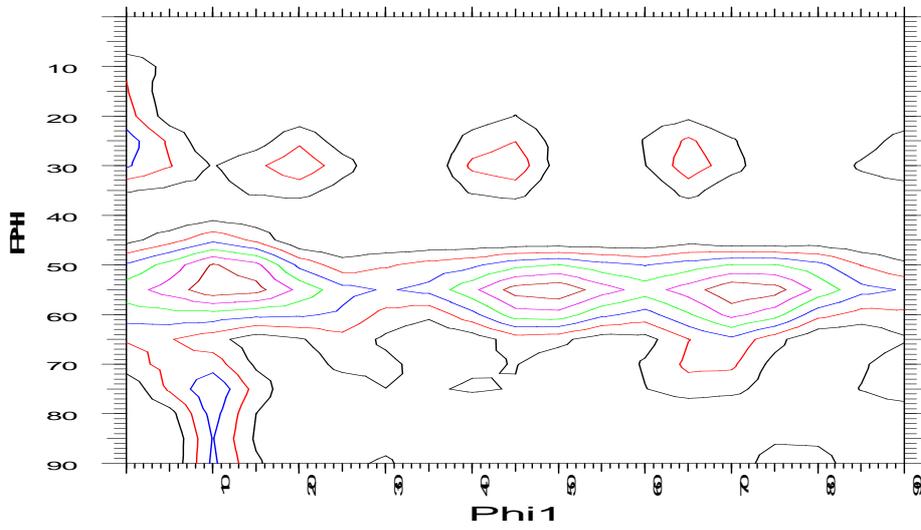
**ACERO DW10: Muestra extraída a 750 °C - 120 minutos**



**ACERO DW10: Muestra extraída a 800 °C - 120 minutos**



**Constant Phi2 = 45**



## **ANEXO 2**

**Programa de Crecimiento de Grano  
realizado con el Software FORTRAN 90  
utilizando el método de simulación  
MONTE CARLO**

**Manejo de archivos**  
**Programa de "Crecimiento de grano"**  
**Tesis Doctoral**

El Programa utiliza una carpeta de archivos (TesisMC) donde busca archivos de datos y se van grabando los resultados

**Graba:**

<b>Programa o Subrutina</b>	<b>Nombre del archivo.txt</b>	<b>Observaciones</b>
Autogenerada	estruini.txt	estructura inicial de semillas
Autogenerada	estrufin.txt	estructura final de crecimiento de semillas 200x200
Orientaciones	iniciae.txt	estructura final para la microestructura existente 200x200
Partícula	particulas.txt	distribución de las partículas
Partícula	inicial.txt	microestructura final con partículas
CrecimientoTesis	resultados.txt	guarda los valores de Pasos Monte Carlo, Diámetro de grano y componentes de textura
CrecimientoTesis	final.txt	guarda la microestructura final luego de la simulación

**Necesita:**

<b>Programa o Subrutina</b>	<b>Nombre del archivo.txt</b>	<b>Observaciones</b>
Microestructura	inicial1.txt	estructura completa de 200x200 ya creada
Microestructura	micro.txt	estructura obtenida a partir de la discretización de una fotografía de 50x50
Orientaciones	orienta.txt	orientaciones originales de los 87 granos de la microestructura obtenida a partir de la discretización de una fotografía
TamañoGrano	astm.txt	tabla de la norma ASTM E112 relacionando el N° ASTM, G, con el tamaño de grano en micrones
CrecimientoTesis	energiaBG20.txt	matriz de movibilidades de borde de grano para 20 orientaciones
CrecimientoTesis	energiaBG5.txt	matriz de movibilidades de borde de grano para 5 orientaciones

PROGRAM CrecimientoTESIS

IMPLICIT NONE

! Definición de variables

```
INTEGER Tx100, Tx112, Tx111, Tx110, TxRan
INTEGER Ciclo, MCS, Suma10, T
REAL :: Diam
INTEGER V2, W2, V5, W5
INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo, NodoN
INTEGER, DIMENSION (1) :: Seed
INTEGER, DIMENSION (20,20) :: Energ
INTEGER Count
INTEGER, DIMENSION (8) :: Suma
CHARACTER :: Preg
COMMON/Estructura/Nodo
COMMON/EstrucFin/NodoN
COMMON/EnergiasBG/Energ
COMMON/Tipomicro/Preg
COMMON/Tiempo/MCS
COMMON/Intensidad/Suma
COMMON/TamGrano/Diam
COMMON/Temperatura/T
COMMON/Textura/Tx100,Tx112,Tx111,Tx110,TxRan
```

! Pregunta sobre cuál microestructura inicial se va a basar la simulación

```
PRINT *, 'Elija la microestructura que va a analizar:'
PRINT *, 'Autogenerada = A'
PRINT *, 'Existente = E'
READ *, Preg
```

```
IF (Preg .EQ. "E") THEN
    GOTO 101
END IF
```

! Genera una microestructura Voronoi con cantidad de granos  
! y distribución (%) de 20 orientaciones variables

```
CALL Autogenerada
```

```
GOTO 151
```

! Lee la microestructura inicial con las orientaciones iniciales en la relación:  
! 20%(111); 30%(112); 10%(100); 30%(110); 10%(Random)

```
101 CALL MicroEstructura
```

! Pregunta sobre la temperatura del proceso en °C

```
151 PRINT *, 'A que temperatura quiere que evolucione el proceso? (°C)'
    READ *, T
    T = T + 273
```

! Incorpora partículas

```
CALL Particula
```

! Calcula el tamaño de grano inicial

```
CALL Control
OPEN (UNIT = 3, File = "d:\tesismc\resultados.txt")

      IF (Preg .EQ. "A") THEN
        WRITE (UNIT = 3, FMT = 137) MCS, Diam, Tx100, Tx112, Tx111, Tx110, TxRan
137 FORMAT (1I3,5X,1F7.1,5I8)
          GOTO 506
        END IF

      WRITE (UNIT = 3, FMT = 138) MCS, Diam, Suma(3), Suma(2), Suma(4), Suma(5), Suma(1)
138 FORMAT (1I3,5X,1F7.0,5I8)
```

! Lee la matriz de energías relativas de borde de grano

```
506      IF (Preg .EQ. "E") THEN
          GOTO 170
        END IF

OPEN (UNIT = 6, File = "d:\tesismc\energiaBG20.txt")

      DO V5 = 1, 20

          READ (UNIT = 6, FMT=1001) (Energ(V5,W5), W5=1, 20)
1001 FORMAT (8I4)
          END DO

          GOTO 171
```

```
170 OPEN (UNIT = 6, File = "d:\tesismc\energiaBG5.txt")

      DO V5 = 1, 5

          READ (UNIT = 6, FMT=1002) (Energ(V5,W5), W5=1, 5)
1002 FORMAT (5I4)
          END DO
```

! Cálculo de los Hamiltonianos para 1000 pasos Monte Carlo

```
171 Suma10 = 1

      CALL SYSTEM_CLOCK (Count)
          Seed = Count
      CALL RANDOM_SEED (PUT = Seed)

      DO MCS = 1, 1000

          DO Ciclo = 1, 40000
              CALL DeltaHCuadrada
          END DO
```

! Calcula el tamaño de grano ASTM cada 100 MCS

```
      IF (MCS .EQ. 100 * Suma10) THEN
          CALL Control
```

```
Suma10 = Suma10 + 1  
END IF
```

```
END DO
```

```
! Guarda en archivo la microestructura final
```

```
OPEN (UNIT = 8, FILE = "d:\tesismc\final.txt")
```

```
DO V2 = 1, 200
```

```
WRITE (UNIT = 8, FMT=1009) (NodoN(V2,W2), W2 = 1, 200)
```

```
1009 FORMAT (200I3)
```

```
END DO
```

```
1500 END PROGRAM CrecimientoTESIS
```

Subroutine AutoGenerada

!Definición de variables

```
INTEGER Semilla, I, J, K, Count, Mayor
INTEGER X, Y, XS, YS, XM, YM, V2, I1
INTEGER Xx, Yy, Xz, Yz, V3, W, V1, W1
REAL A, B, C, D, Q, L, Z
INTEGER A1, B1, C1, D1
REAL RXS, RYS, RX, RY, Rnd
INTEGER, DIMENSION (1) :: Seed
INTEGER, DIMENSION (20) :: P
INTEGER, DIMENSION (20) :: Cont, V
INTEGER, DIMENSION (200, 200) :: Nodo
```

! Ingreso del tamaño de la matriz

```
PRINT *, 'Ingrese el tamaño de la matriz cuadrada a analizar (x)(200 max.)'
READ *, XM
    YM = XM
```

!Ingreso de datos: N° de granos (semillas) y distribución de planos cristalinos

```
PRINT *, 'Ingrese la cantidad de granos a analizar'
READ *, Semilla
```

```
PRINT *, 'Ingrese el porcentaje de planos (100)'
READ *, A
    A1 = A*20/100
    DO K=1, A1
        P(K) = (A / A1) * Semilla / 100
    END DO
```

```
PRINT *, 'Ingrese el porcentaje de planos (110)'
READ *, B
    B1 = B*20/100
    DO K=A1+1, A1+B1+1
        P(K) = (B / B1) * Semilla / 100
    END DO
```

```
PRINT *, 'Ingrese el porcentaje de planos (211)'
READ *, C
    C1 = C*20/100
    DO K=A1+B1+1, A1+B1+C1+1
        P(K) = (C / C1) * Semilla / 100
    END DO
```

```
PRINT *, 'Ingrese el porcentaje de planos (111)'
READ *, D
    D1 = D*20/100
    DO K=A1+B1+C1+1, A1+B1+C1+D1+1
        P(K) = (D / D1) * Semilla / 100
    END DO
```

! Ubica aleatoriamente las semillas de los granos en la matriz

```
CALL SYSTEM_CLOCK (Count)
    Seed = Count
CALL RANDOM_SEED (PUT = Seed)
```

```
DO I = 1, Semilla
```

```
CALL RANDOM_NUMBER (RXS)
CALL RANDOM_NUMBER (RYS)
```

```
XS = 1+(XM-1)*RXS
YS = 1+(YM-1)*RYS
```

```
IF (Nodo(XS,YS) .NE. 0) THEN
  GOTO 150
END IF
IF ((I >= 1) .AND. (I <= P(1))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 1
ELSE IF ((I > P(1)) .AND. (I <= P(1)+P(2))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 2
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)) .AND. (I <= P(1)+P(2)+P(3))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 3
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)) .AND. (I <= P(1)+P(2)+P(3)+P(4))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 4
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)) .AND. (I <= P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 5
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 6
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 7
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 8
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 9
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 10
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 11
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)) .AND. (I
<= P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 12
ELSE IF ((I > P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12))
.AND. (I <= P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 13
ELSE IF ((I >
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 14
ELSE IF ((I >
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15))) THEN
  Nodo (XS,YS) = 15
ELSE IF ((I >
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)) .AND. (I <=
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(16)))
THEN
  Nodo (XS,YS) = 16
ELSE IF ((I >
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(16))
.AND. (I <=
```

```
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(17)))  
THEN
```

```
    Nodo (XS,YS) = 17
```

```
    ELSE IF ((I >
```

```
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(16)+P(17)  
) .AND. (I <=  
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(16)+P(17)  
+P(18))) THEN
```

```
    Nodo (XS,YS) = 18
```

```
    ELSE IF ((I >
```

```
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(16)+P(17)  
+P(18)) .AND. (I <=  
P(1)+P(2)+P(3)+P(4)+P(5)+P(6)+P(7)+P(8)+P(9)+P(10)+P(11)+P(12)+P(13)+P(14)+P(15)+P(16)+P(17)  
+P(18)+P(19))) THEN
```

```
    Nodo (XS,YS) = 19
```

```
    ELSE
```

```
    Nodo (XS,YS) = 20
```

```
    END IF
```

```
END DO
```

```
! Guarda en archivo la microestructura inicial de semillas
```

```
OPEN (UNIT=7, FILE = "d:\tesismc\estruini.txt")
```

```
    DO V2 = 1, XM
```

```
        WRITE (UNIT=7, FMT=1001) (Nodo (V2,W1), W1 = 1, YM)
```

```
1001 FORMAT (200I3)
```

```
    END DO
```

```
! Asigna orientaciones a las celdas según cercanía
```

```
! Elije una celda al azar
```

```
    DO J = 1, 10*XM*YM
```

```
110        CALL RANDOM_NUMBER (RX)
```

```
        CALL RANDOM_NUMBER (RY)
```

```
            X = 1 + (XM) * RX
```

```
            Y = 1 + (YM) * RY
```

```
        IF (Nodo (X,Y) .NE. 0) THEN
```

```
            GOTO 200
```

```
        END IF
```

```
Cont(1) = 0
```

```
Cont(2) = 0
```

```
Cont(3) = 0
```

```
Cont(4) = 0
```

```
Cont(5) = 0
```

```
Cont(6) = 0
```

```
Cont(7) = 0
```

```
Cont(8) = 0
```

```
Cont(9) = 0
```

```
Cont(10) = 0
```

```
Cont(11) = 0
```

```
Cont(12) = 0
```

```
Cont(13) = 0
```

Cont(14) = 0  
Cont(15) = 0  
Cont(16) = 0  
Cont(17) = 0  
Cont(18) = 0  
Cont(19) = 0  
Cont(20) = 0

DO Xx = X-1, X+1  
DO Yy = Y-1, Y+1

! Considera los vecinos en los extremos de la superficie

```
IF (Xx == 0) THEN
  Xz = XM
  Yz = Yy
ELSE IF (Xx == XM+1) THEN
  Xz = 1
  Yz = Yy
ELSE IF (Yy == 0) THEN
  Yz = YM
  Xz = Xx
ELSE IF (Yy == YM+1) THEN
  Yz = 1
  Xz = Xx
ELSE
  Xz = Xx
  Yz = Yy
END IF
```

! No compara la celda con sí misma

```
IF ((Xz == X) .AND. (Yz == Y)) THEN
  GOTO 100
END IF
```

! Compara el resto de los vecinos cercanos

```
IF (Nodo (Xz,Yz) .NE. 0) THEN

  IF (Nodo (Xz,Yz) == 1) THEN
    Cont(1) = Cont(1) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 2) THEN
    Cont(2) = Cont(2) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 3) THEN
    Cont(3) = Cont(3) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 4) THEN
    Cont(4) = Cont(4) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 5) THEN
    Cont(5) = Cont(5) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 6) THEN
    Cont(6) = Cont(6) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 7) THEN
    Cont(7) = Cont(7) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 8) THEN
    Cont(8) = Cont(8) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 9) THEN
    Cont(9) = Cont(9) + 1
  ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 10) THEN
    Cont(10) = Cont(10) + 1
```

```

ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 11) THEN
    Cont(11) = Cont(11) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 12) THEN
    Cont(12) = Cont(12) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 13) THEN
    Cont(13) = Cont(13) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 14) THEN
    Cont(14) = Cont(14) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 15) THEN
    Cont(15) = Cont(15) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 16) THEN
    Cont(16) = Cont(16) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 17) THEN
    Cont(17) = Cont(17) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 18) THEN
    Cont(18) = Cont(18) + 1
ELSE IF (Nodo (Xz,Yz) == 19) THEN
    Cont(19) = Cont(19) + 1
ELSE
    Cont(20) = Cont(20) + 1

END IF

```

```

END IF

```

```

100          END DO
          END DO

```

```

          IF ((Cont(1) == 0) .and. (Cont(2) == 0) .and. (Cont(3) == 0) .and. (Cont(4) == 0) .and.
(Cont(5) == 0) .and. (Cont(6) == 0) .and. (Cont(7) == 0) .and. (Cont(8) == 0) .and. (Cont(9) == 0) .and.
(Cont(10) == 0) .and. (Cont(11) == 0) .and. (Cont(12) == 0) .and. (Cont(13) == 0) .and. (Cont(14) == 0)
.and. (Cont(15) == 0) .and. (Cont(16) == 0) .and. (Cont(17) == 0) .and. (Cont(18) == 0) .and. (Cont(19)
== 0) .and. (Cont(20) == 0)) THEN
              GOTO 200
          END IF

```

! Asigna el valor a la celda de acuerdo a cercanía

```

Mayor = Cont (1)
V1 = 1
    IF (Mayor <= Cont(2)) THEN
        Mayor = Cont(2)
        V1 = 2
    END IF
    IF (Mayor <= Cont(3)) THEN
        Mayor = Cont(3)
        V1 = 3
    END IF
    IF (Mayor <= Cont(4)) THEN
        Mayor = Cont(4)
        V1 = 4
    END IF
    IF (Mayor <= Cont(5)) THEN
        Mayor = Cont(5)
        V1 = 5
    END IF
    IF (Mayor <= Cont(6)) THEN
        Mayor = Cont(6)
        V1 = 6
    END IF

```

```
IF (Mayor <= Cont(7)) THEN
    Mayor = Cont(7)
    V1 = 7
END IF
IF (Mayor <= Cont(8)) THEN
    Mayor = Cont(8)
    V1 = 8
END IF
IF (Mayor <= Cont(9)) THEN
    Mayor = Cont(9)
    V1 = 9
END IF
IF (Mayor <= Cont(10)) THEN
    Mayor = Cont(10)
    V1 = 10
END IF
IF (Mayor <= Cont(11)) THEN
    Mayor = Cont(11)
    V1 = 11
END IF
IF (Mayor <= Cont(12)) THEN
    Mayor = Cont(12)
    V1 = 12
END IF
IF (Mayor <= Cont(13)) THEN
    Mayor = Cont(13)
    V1 = 13
END IF
IF (Mayor <= Cont(14)) THEN
    Mayor = Cont(14)
    V1 = 14
END IF
IF (Mayor <= Cont(15)) THEN
    Mayor = Cont(15)
    V1 = 15
END IF
IF (Mayor <= Cont(16)) THEN
    Mayor = Cont(16)
    V1 = 16
END IF
IF (Mayor <= Cont(17)) THEN
    Mayor = Cont(17)
    V1 = 17
END IF
IF (Mayor <= Cont(18)) THEN
    Mayor = Cont(18)
    V1 = 18
END IF
IF (Mayor <= Cont(19)) THEN
    Mayor = Cont(19)
    V1 = 19
END IF
IF (Mayor <= Cont(20)) THEN
    Mayor = Cont(20)
    V1 = 20
END IF
```

Q = 0  
I1 = 1

```
IF (Mayor == Cont(1)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 1
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(2)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 2
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(3)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 3
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(4)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 4
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(5)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 5
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(6)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 6
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(7)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 7
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(8)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 8
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(9)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 9
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(10)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 10
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(11)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 11
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(12)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 12
    I1 = I1 + 1
END IF
```

```

IF (Mayor == Cont(13)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 13
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(14)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 14
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(15)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 15
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(16)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 16
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(17)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 17
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(18)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 18
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(19)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 19
    I1 = I1 + 1
END IF
IF (Mayor == Cont(20)) THEN
    Q = Q+1
    V(I1) = 20
    I1 = I1 + 1
END IF

IF (Q > 1) THEN
    CALL RANDOM_NUMBER (Rnd)

    DO L = 1, Q
        Z = (L/Q)*100

        IF (Rnd*100 < Z) THEN
            Nodo(X,Y) = V(L)
        END IF

    END DO

END IF

IF (Q == 1) THEN
    Nodo (X,Y) = V1
END IF

```

200 END DO

! Guarda en archivo la microestructura final

OPEN (UNIT = 8, FILE = "d:\tesismc\estrufin.txt")

DO V3 = 1, XM

WRITE (UNIT=8, FMT=1000) (Nodo (V3,W), W = 1, YM)

1000 FORMAT (200I3)

END DO

140 END Subroutine AutoGenerada

## Subroutine MicroEstructura

! Definición de variables

```
INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo
INTEGER Conta, Contb
INTEGER Contc, Contd, Conte, Contf
INTEGER A, B, C, D, E, F, G, H
CHARACTER :: Preg
COMMON/Estructura/Nodo
```

! Lee la microestructura básica

```
PRINT *, 'Posee una microestructura completa? (S/N)'
READ *, Preg
```

```
IF (Preg .EQ. "N") THEN
    GOTO 120
END IF
```

```
OPEN (UNIT = 9, FILE = "d:\tesismc\inicial1.txt")
    DO Conta = 1, 200
        READ (UNIT = 9, FMT=180) (Nodo(Conta, Contb), Contb = 1, 200)
180 FORMAT (200I3)
    END DO
```

GOTO 5000

```
120 OPEN (UNIT = 9, FILE = "d:\tesismc\micro.txt")
    DO Conta = 1, 50
        READ (UNIT = 9, FMT=150) (Nodo(Conta, Contb), Contb = 1, 50)
150 FORMAT (50I3)
    END DO
```

! Genera la microestructura completa

! Invierte horizontalmente la estructura básica

```
B = 101
F = 51
```

```
DO Contc = 1, 50
```

```
A = 101
C = 51
D = 50
E = 151
```

```
DO Contd = 1, 50
    Nodo (Contc,A) = Nodo (Contc,Contd)
    Nodo (B,Contd) = Nodo (Contc,Contd)
    Nodo (B,A) = Nodo (Contc,Contd)
    Nodo (Contc,C) = Nodo (Contc,D)
    Nodo (Contc,E) = Nodo (Contc,D)
    Nodo (B,C) = Nodo (Contc,D)
    Nodo (B,E) = Nodo (Contc,D)
```

```
A = A + 1  
D = D - 1  
C = C + 1  
E = E + 1
```

```
END DO
```

```
B = B + 1  
F = F + 1
```

```
END DO
```

! Invierte verticalmente la estructura básica

```
G = 100  
H = 200
```

```
DO Conte = 1, 50  
  DO Contf = 1, 200  
    Nodo (G,Contf) = Nodo (Conte,Contf)  
    Nodo (H,Contf) = Nodo (Conte,Contf)  
  END DO
```

```
G = G - 1  
H = H - 1
```

```
END DO
```

! Le asigna orientaciones a la microestructura

```
CALL Orientaciones
```

```
5000 END Subroutine MicroEstructura
```

## Subroutine Orientaciones

! Definición de variables

```
REAL Ro
INTEGER Conti, Contj, Contl, Contm, P
INTEGER, DIMENSION (87) :: Q
INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo
COMMON/Estructura/Nodo
COMMON/Orienta/NodoO
```

! Arma la estructura teniendo en cuenta la matriz de orientaciones iniciales  
! 20%(111); 30%(112); 10%(100); 30%(110); 10%(Random)

```
      OPEN (UNIT = 6, FILE = "d:\tesis\orienta.txt")
      READ (UNIT = 6, FMT=130) (Q(Conti), Conti = 1, 87)
130 FORMAT (87I2)

GOTO 1001
      DO Contj = 1, 87
Conti = 1
```

```
          CALL RANDOM_NUMBER (Ro)
```

```
          IF (Ro <= 0.2) THEN
              Q (Contj) = 1
          ELSE IF ((Ro > 0.2) .AND. (Ro <= 0.5)) THEN
              Q (Contj) = 2
          ELSE IF ((Ro > 0.5) .AND. (Ro <= 0.6)) THEN
              Q (Contj) = 3
          ELSE IF ((Ro > 0.6) .AND. (Ro <= 0.9)) THEN
              Q (Contj) = 4
          ELSE
              Q (Contj) = 5
          END IF
```

```
          IF (Conti .NE. 1) THEN
              IF (Q (Contj) .NE. Q (Contj-1)) THEN
                  Conti = Conti + 1
              END IF
          END IF
```

```
          IF (Conti .EQ. 1) THEN
              Conti = Conti + 1
          END IF
```

```
      END DO
```

```
1001  DO P = 1, 87
      DO Contl = 1, 200
      DO Contm= 1, 200
          IF (Nodo (Contl, Contm) .EQ. P) THEN
              Nodo (Contl,Contm) = Q (P)
          END IF
      END DO
      END DO
      END DO
```

! Guarda en archivo la microestructura generada

```
OPEN (UNIT = 4, FILE = "d:\tesis\inicial.txt")
```

```
    DO Conta = 1, 200
```

```
        WRITE (UNIT = 4, FMT=120) (Nodo(Conta, Contb), Contb = 1, 200)  
120 FORMAT (200I3)
```

```
    END DO
```

```
END Subroutine Orientaciones
```

## Subroutine Particula

!Definición de variables

CHARACTER :: P

INTEGER Par, Conto, Contp

INTEGER Count

INTEGER, DIMENSION (1) :: Seed

INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo

INTEGER, DIMENSION (2000) :: XP, YP

INTEGER XPa, YPa, J

REAL :: RPX, RPY, Parti

COMMON/Estructura/Nodo

COMMON/Tipomicro/Preg

COMMON/CantPart/Par

COMMON/PosPart/XP, YP

! Incorporación de un determinado porcentaje en volumen de partículas todas de igual tamaño (1 micrón cuadrado)

PRINT \*, 'Quiere agregar particulas a la microestructura? (S/N)'

READ \*, P

IF (P .EQ. "N") THEN

GOTO 102

END IF

PRINT \*, 'Que porcentaje de particulas quiere incorporar?'

READ \*, Parti

Par = 40000\*Parti/100

! Busca las posiciones aleatorias para las partículas

200 CALL SYSTEM\_CLOCK (Count)

Seed = Count

CALL RANDOM\_SEED (PUT=Seed)

DO N=1, Par

CALL RANDOM\_NUMBER (RPX)

CALL RANDOM\_NUMBER (RPY)

XPa = 1 + (200-1) \* RPX

YPa = 1 + (200-1) \* RPY

Nodo(XPa,YPa) = 0

XP(N) = XPa

YP(N) = YPa

END DO

! Guarda en archivo la distribución de las partículas

OPEN (UNIT=7, FILE = "d:\tesismc\particulas.txt")

DO J=1, Par

WRITE (UNIT=7, FMT=105) XP(J), YP(J)

105 FORMAT (2I4)

END DO

! Guarda en archivo la microestructura final con partículas

```
OPEN (UNIT=9, FILE = "d:\tesismc\inicial.txt")
```

```
    DO Conto = 1, 200
```

```
        WRITE (UNIT = 9, FMT=104) (Nodo(Conto, Contp), Contp = 1, 200)
```

```
104 FORMAT (200I3)
```

```
    END DO
```

```
102 END Subroutine Particula
```

## Subroutine Control

! Definición de variables

```
INTEGER Tx100, Tx112, Tx111, Tx110, TxRan
INTEGER X, Y, Intersec, IntersecI, Cont0, Cont1, Cont2, Cont3, MCS
INTEGER Count
REAL G, PL
REAL Rx, Ry
INTEGER, DIMENSION (1) :: Seed
INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo
INTEGER, DIMENSION (20) :: Suma
CHARACTER :: Preg
COMMON/Estructura/Nodo
COMMON/TamASTM/G
COMMON/TamGrano/Diam
COMMON/Intensidad/Suma
COMMON/Tipomicro/Preg
COMMON/Tiempo/MCS
COMMON/Textura/Tx100,Tx112,Tx111,Tx110,TxRan
```

! Ubica una posición inicial random de conteo

```
CALL SYSTEM_CLOCK (Count)
Seed = Count
CALL RANDOM_SEED (PUT = Seed)
```

```
Intersec = 0
```

```
DO Cont0 = 1, 20
```

```
IntersecI = 0
```

```
CALL RANDOM_NUMBER (Rx)
CALL RANDOM_NUMBER (Ry)
```

```
X = 1 + (200-1)*Rx
```

```
Y = 1 + (200-1)*Ry
```

! Cuenta el número de intersecciones

```
DO Cont1 = 1, 199
```

```
IF ((Nodo(X, Cont1) .OR. Nodo(X, Cont1+1)) .EQ. 0) THEN
GOTO 101
```

```
END IF
```

```
IF ((Nodo(X, Cont1) .OR. Nodo(X, Cont1+1)) .GT. 50) THEN
GOTO 101
```

```
END IF
```

```
IF (Nodo(X, Cont1) .NE. Nodo(X, Cont1+1)) THEN
IntersecI = IntersecI + 1
```

```
END IF
```

```
IF ((Nodo(Cont1, Y) .OR. Nodo(Cont1+1, Y)) .EQ. 0) THEN
GOTO 101
```

```
END IF
```

```

        IF ((Nodo(Cont1, Y) .OR. Nodo(Cont1+1, Y)) .GT. 50) THEN
            GOTO 101
        END IF

        IF (Nodo(Cont1, Y) .NE. Nodo(Cont1+1, Y)) THEN
            IntersecI = IntersecI + 1
        END IF
101    END DO

        Intersec = Intersec + IntersecI

                END DO

! Saca el promedio de la cantidad de intersecciones (Intersec/40) en 40 líneas de conteo, y
! calcula el n° de intesecciones por unidad de longitud de la línea de ensayo (200 micrones = 0.2 mm);
! Esto da el numero 8 para la Micro Autogenerada
! Para la Micro Existente se calcula el promedio de la cantidad de
! intersecciones y se lo multiplica por el aumento de la microestructura dividido 100 (400/100)

        IF (Preg .EQ. "A") THEN
            PL = Intersec / 8
            GOTO 107
        END IF

        PL = Intersec * 0.1
107    G = (6.643856 * log10(PL)) - 3.288

        CALL TamanoGrano

        IF (Preg .EQ. "A") THEN

! Calcula las sumas en forma porcentual y las imprime

        DO Cont2 = 1, 20
            Suma(Cont2) = (Suma(Cont2)*100) / 40000
        END DO

PRINT *, 'Tamano de grano ASTM', G, '    Diametro de grano', Diam
PRINT *, 'Intensidades'
PRINT *, '(100) =', Suma(7)+Suma(8)+Suma(9)+Suma(10)+Suma(11)
PRINT *, '(112) =', Suma(17)+Suma(18)+Suma(19)
PRINT *, '(111) =', Suma(12)+Suma(13)+Suma(14)+Suma(15)+Suma(16)
PRINT *, '(110) =', Suma(1)+Suma(2)+Suma(3)+Suma(4)+Suma(5)+Suma(6)
PRINT *, 'Random=', Suma(20)

                Tx100 = Suma(7)+Suma(8)+Suma(9)+Suma(10)+Suma(11)
                Tx112 = Suma(17)+Suma(18)+Suma(19)
                Tx111 = Suma(12)+Suma(13)+Suma(14)+Suma(15)+Suma(16)
                Tx110 = Suma(1)+Suma(2)+Suma(3)+Suma(4)+Suma(5)+Suma(6)
                TxRan = Suma(20)

        GOTO 503
        END IF

        DO Cont3 = 1, 5
            Suma(Cont3) = (Suma(Cont3)*100) / 40000
        END DO

PRINT *, 'Tamano de grano ASTM', G, '    Diametro de grano', Diam
PRINT *, 'Intensidades'

```

```
PRINT *, '(100) =', Suma(3)
PRINT *, '(112) =', Suma(2)
PRINT *, '(111) =', Suma(4)
PRINT *, '(110) =', Suma(5)
PRINT *, 'Random=', Suma(1)
```

503 END Subroutine Control

Subroutine TamanoGrano

! Definición de variables

REAL :: G, Max, Min, Diam, Dif  
REAL, DIMENSION (29) :: D, Gastm  
INTEGER, DIMENSION (20) :: Suma  
INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo  
INTEGER F, I, J, S1, S2, S3  
CHARACTER :: Preg  
COMMON/TamASTM/G  
COMMON/TamGrano/Diam  
COMMON/ Estructura/Nodo  
COMMON/Intensidad/Suma  
COMMON/Tipomicro/Preg

OPEN (UNIT=6, FILE = "d:\tesismc\astm.txt")  
DO F = 1, 29  
    READ (UNIT=6, FMT=2000) Gastm(F), D(F)  
2000 FORMAT (F4.1, F6.1)  
END DO  
CLOSE (UNIT=6)  
Max=0  
Min=0  
I=1  
J=29  
115 IF (Gastm(I) .GT. G) THEN  
    Max = D(I-1)  
    Dif = Gastm(I) - G  
END IF  
IF (Max .EQ. 0) THEN  
    I = I+1  
GOTO 115  
END IF  
116 IF (Gastm(J) .LT. G) THEN  
    Min = D(J+1)  
  
END IF  
IF (Min .EQ. 0) THEN  
    J = J-1  
GOTO 116  
END IF  
  
Diam = Min - ((Min-Max)/0.5)\*Dif

!Calcula las intensidades de cada orientación en la microestructura

IF (Preg .EQ. "A") THEN  
  
DO S3= 1, 20  
    Suma(S3) = 0  
END DO  
  
DO S1 = 1, 200  
    DO S2= 1, 200  
  
        IF (Nodo(S1,S2) == 1) THEN  
            Suma(1) = Suma(1) + 1  
        ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 2) THEN

```

        Suma(2) = Suma(2) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 3) THEN
        Suma(3) = Suma(3) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 4) THEN
        Suma(4) = Suma(4) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 5) THEN
        Suma(5) = Suma(5) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 6) THEN
        Suma(6) = Suma(6) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 7) THEN
        Suma(7) = Suma(7) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 8) THEN
        Suma(8) = Suma(8) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 9) THEN
        Suma(9) = Suma(9) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 10) THEN
        Suma(10) = Suma(10) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 11) THEN
        Suma(11) = Suma(11) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 12) THEN
        Suma(12) = Suma(12) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 13) THEN
        Suma(13) = Suma(13) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 14) THEN
        Suma(14) = Suma(14) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 15) THEN
        Suma(15) = Suma(15) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 16) THEN
        Suma(16) = Suma(16) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 17) THEN
        Suma(17) = Suma(17) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 18) THEN
        Suma(18) = Suma(18) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 19) THEN
        Suma(19) = Suma(19) + 1
    ELSE
        Suma(20) = Suma(20) + 1
    END IF

```

END DO

END DO

GOTO 504

END IF

DO S3= 1, 5

Suma(S3) = 0

END DO

DO S1 = 1, 200

DO S2= 1, 200

```

    IF (Nodo(S1,S2) == 1) THEN
        Suma(1) = Suma(1) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 2) THEN
        Suma(2) = Suma(2) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 3) THEN
        Suma(3) = Suma(3) + 1
    ELSE IF (Nodo(S1,S2) == 4) THEN
        Suma(4) = Suma(4) + 1

```

```
ELSE
    Suma(5) = Suma(5) + 1
END IF
```

```
END DO
```

```
END DO
```

```
504 END Subroutine TamanoGrano
```

## Subroutine DeltaHCuadrada

! Definición de variables

```
INTEGER X, Y, QN, Xz, Yz, Q, L1, L2, T
INTEGER DeltaO, DeltaN, DelH, Xx, Yy, HO, HN
INTEGER, DIMENSION (200,200) :: Nodo, NodoN
INTEGER Aux1, Aux2, X1, Y1, X2, Y2
INTEGER Par
INTEGER, DIMENSION (2000) :: XP, YP
INTEGER, DIMENSION (8) :: B
INTEGER, DIMENSION (20,20) :: Energ
REAL R4, R3, Prob, ProbSal, J, k
REAL :: EBG
COMMON/Estructura/Nodo
COMMON/EstrucFin/NodoN
COMMON/EnergiasBG/Energ
COMMON/CantPart/Par
COMMON/PosPart/XP, YP
COMMON/Bordes/BG
COMMON/CantBG/NumBG
COMMON/Temperatura/T
```

! Definición de la posición aleatoria (x, y) y de la orientación aleatoria nueva QN

```
CALL RANDOM_NUMBER (R4)
X = 1 + 199 * R4
CALL RANDOM_NUMBER (R4)
Y = 1 + 199 * R4
```

!Controla los vecinos para fijar la nueva orientación

```
DO Aux2 = 1, 8
    B(Aux2) = 0
END DO
Aux1 = 1
DO X1 = X-1, X+1
    DO Y1 = Y-1, Y+1
        IF (X1 .EQ. 0) THEN
            X2 = 200
        ELSE IF (X1 .EQ. 201) THEN
            X2 = 1
        ELSE IF (Y1 .EQ. 0) THEN
            Y2 = 200
        ELSE IF (Y1 .EQ. 201) THEN
            Y2 = 1
        ELSE
            X2 = X1
            Y2 = Y1
        END IF
        IF ((X2 .NE. X) .AND. (Y2 .NE. Y)) THEN
            B(Aux1) = Nodo (X2, Y2)
            Aux1 = Aux1 + 1
        END IF
    END DO
END DO
END DO
```

! Definición de la orientación aleatoria nueva QN

```
CALL RANDOM_NUMBER (R3)
  Q = 1 + 7 * R3
  QN = B(Q)
```

! CALCULO DE LOS HAMILTONIANOS

```
NodoN (X,Y) = QN
```

```
HO = 0
HN = 0
```

```
DO Xx = X - 1, X + 1
  DO Yy = Y - 1, Y + 1
```

! Considera los vecinos en los extremos de la superficie

```
IF (Xx .EQ. 0) THEN
  Xz = 200
ELSE IF (Xx .EQ. 201) THEN
  Xz = 1
ELSE IF (Yy .EQ. 0) THEN
  Yz = 200
ELSE IF (Yy .EQ. 201) THEN
  Yz = 1
ELSE
  Xz = Xx
  Yz = Yy
END IF
```

! No compara el nodo con sí mismo

```
IF ((Xz .EQ. X) .AND. (Yz .EQ. Y)) THEN
  GOTO 100
END IF
```

! Compara el nodo seleccionado con el resto de los vecinos cercanos

```
IF (Nodo (Xz,Yz) .EQ. Nodo (X,Y)) THEN
  DeltaO = 1
ELSE
  DeltaO = 0
END IF

IF (Nodo (Xz,Yz) .EQ. NodoN (X,Y)) THEN
  DeltaN = 1
ELSE
  DeltaN = 0
END IF
```

! Calcula los Hamiltonianos (original y nuevo)

```
HO = (DeltaO - 1) + HO
HN = (DeltaN - 1) + HN
100      END DO
      END DO
```

! Calcula el delta de energía

$$\text{DelH} = \text{HO} - \text{HN}$$

L1= Nodo(X,Y)

L2= NodoN(X,Y)

EBG = Energ(L1,L2)

J = 8E-13      ! Joule, energía superficial = 0.8 J/m<sup>2</sup> para un microcristal de 1 micrón de lado

k = 1.38E-23    ! Constante de Boltzman

IF (DelH .LE. 0) THEN

! Cálculo de la probabilidad Prob y de la probabilidad de salto ProbSal

Prob = EBG

ELSE

Prob = EBG \* EXP(-(J \* DelH / (k \* T)))

END IF

CALL RANDOM\_NUMBER (R5)

ProbSal = R5

IF (ProbSal .LE. Prob) THEN

! Salto exitoso

Nodo(X,Y) = NodoN (X,Y)

END IF

125    END Subroutine DeltaHCuadrada