



UNIVERSIDAD DE CHILE

FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS Y MATEMÁTICAS

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

**DESARROLLO TECNOLÓGICO PARA PRODUCCIÓN DE IMPLANTES
ORTOPÉDICOS HUMANOS, EN ALEACIÓN Co-Cr-Mo MICROFUNDIDA, SEGÚN
NORMA ASTM F75- 2001".**

MEMORIA PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO
DE EJECUCIÓN METALURGISTA

JULIO CESAR PAREDES ALCALDE

PROFESOR GUÍA:

AQUILES HORACIO SEPÚLVEDA OSSES.

MIEMBROS DE LA COMISIÓN:

RODRIGO HERBERTO PALMA HILLERNS.

MARCO ANTONIO BÉJAR VEGA.

SANTIAGO – CHILE

NOVIEMBRE 2009

AGRADECIMIENTOS

¡Hoy estoy de vuelta en casa!.. mi casa. Después de 40 años de noches distantes y días de añoranzas vuelvo a ser alumno por un día...apenas un único día.

El hecho de que este único día exista, es una situación muy especial, y claro extremadamente significativo para mí, porque después de años de tentativas, las puertas fueron abiertas por los profesionales correctos y sensibles de la Escuela de Ingeniería de la Universidad de Chile, que con su dedicación y ayuda me han devuelto mi dignidad de hijo de esta casa, que parecía perdida durante un largo tiempo. No tengo palabras para agradecer a todos los que me ayudaron en esta demorada lucha.

Agradezco también a Luz, la mujer de cabellos de fuego y a Paloma la niña, de tez morena y alma blanca, que como emisarias de Mercurio, abrieron los caminos de la burocracia y de las leyes con letra más sin espíritu todavía existentes. Sin el aporte de ambas, posiblemente no estaría aquí hoy.

Agradezco también a todo el equipo técnico de nuestras fábricas en Brasil, por su continua dedicación y desinteresada ayuda en el desarrollo de este trabajo.

Ser hijo de esta casa es apenas un inicio, ahora merecer llevar el apellido de los que en esta casa normalmente viven, los ingenieros, es algo que todavía tengo que probarles y probarme a mí mismo. Si soy merecedor o no, de esta magnífica denominación, lo sabremos en algunos minutos más.

Hay cosas que un hombre recibe y nunca podrá pagar, son las deudas de gratitud, tal cual las que declaro públicamente tener para con mis profesores guías y comisión de examen de Título. Ellos fueron durante varios meses además de orientadores con sus conocimientos técnicos de elevada relevancia, verdaderos alfabetizadores de un hombre que ya casi tenía olvidado las formas de redacción, ortografía y sintaxis del español, por absoluto desuso. Reconozco el trabajo que les ocasione y admiro su sapiencia y diplomacia, por las cuales tendré para con cada uno de ustedes, la mayor deuda de gratitud de mi vida.

**HOY HABLAREMOS DE IMPLANTES ORTOPEDICOS HUMANOS,
Y COMO UNA IMAGEN VALE POR MIL PALABRAS.....**



Pequeña muestra de implantes ortopédicos fabricados por Fundimazza en su fábrica de Cordeiropolis – Sao Paulo- Brasil.

ÍNDICE GENERAL

	Pagina.
AGRADECIMENTOS.	I
ÍNDICE GENERAL	II
RESUMEN.	III
ABSTRACT.	IV
ÍNDICE DE TABLAS.	V
ÍNDICE DE FIGURAS.	VI
1 INTRODUCCIÓN.	1
2 BREVE HISTORIA DEL USO BIOMEDICO DE LOS METALES.	3
3 METALURGIA DE LAS ALEACIONES CO-CR-MO MICROFUNDIDAS	7
4 COMPARACION ENTRE LAS VERSIONES F75-98 Y F75-01.	9
5 ESTRATEGIA OPERATORIA SOBRE LAS TASAS DE ENFRIAMIENTO Y SUS RESULTADOS.	16
6 ESTRATEGIA OPERATORIA SOBRE LA COMPOSICIÓN QUIMICA Y SUS RESULTADOS.	22
7 DISCUSIÓN.	34
8 CONCLUSIONES	36
ANEXO 1- PROYECCIÓN TECNOLÓGICA	38
BIBLIOGRAFIA	65

DESARROLLO TECNOLÓGICO PARA PRODUCCIÓN DE IMPLANTES ORTOPÉDICOS HUMANOS, EN ALEACIÓN Co-Cr-Mo MICROFUNDIDA, SEGÚN NORMA ASTM F75- 2001".

RESUMEN

Este trabajo presenta la búsqueda de una solución al reciente desafío tecnológico originado en la fabricación de piezas destinadas a implantes ortopédicos humanos a través del proceso de microfusión en Co-Cr-Mo. El problema se origina por la alteración de la norma ASTM F75 que en su versión 01 modifica la composición química de la aleación y mantiene sin modificación los requisitos de propiedades mecánicas. Se estudiaron y desarrollaron soluciones elevando la tasa de enfriamiento y modificando la composición química dentro de lo que la norma permite. El aumento de la tasa de enfriamiento, debido a la disminución de la temperatura del molde cerámico, y la alteración del porcentaje de carbono en el metal líquido, mostraron tener un fuerte efecto en la micro estructura y por tanto, en las propiedades mecánicas. La utilización híbrida de las dos vías experimentadas resultó ser la más promisorias.

Finalmente en el Anexo 1, se proponen alternativas, como visiones a futuro, todas dentro de lo que la norma acepta y permite; sea el tratamiento térmico de disolución de carburos, la nitrogenación de la aleación, o la fundición bajo vibración. Para las dos primeras alternativas, se realizaron experimentos previos, con resultados que indican buenas perspectivas como instrumentos para la optimización de las propiedades de los implantes ortopédicos humanos microfundidos.

**TECHNOLOGICAL DEVELOPEMENT FOR THE PRODUCTION OF HUMAN
ORTHOPEDICS IMPLANTS BY INVESTMENT CASTINGS, IN Co-Cr-Mo ALLOY
ASTM F75 - 2001 VERSION.**

ABSTRACT

This work presents the search of a solution to the recent and new technological challenge for manufactures of orthopedics parts, used in human implants by the investment castings process in Co-Cr-Mo. This challenge appears by the modification of the ASTM F75 standard imposed by its 01 version that modifies the chemical composition alloy maintaining the previous mechanical characteristics required. Solutions were studied and developed raising the cooling rate and with the changes in the chemical composition allowed within the norm. An increase in the cooling rate by decreasing of the ceramic mold temperature and the variation of carbon content, showed both a great effect in the microstructure and also in the mechanical property. The hybrid applying of this two experiments paths shows to be the most likely to have success. Finally, in the Annex 1, three other alternatives have been proposed, all satisfying the ASTM standard, which are: the solution annealing heat treatment, the nitrogen addition to the liquid alloy and vibration during pouring in the casting process. Previous experiments were done for the first two alternatives which result showed good perspectives for improvement of quality of the all cast human orthopedic implants.

ÍNDICE DE TABLAS

	Pág.
Tabla 2.1 – Resumen del uso de metales en implantes.	5
Tabla 4.1 – Comparación entre versiones de F75-98 y F75-01.	13
Tabla 6.1 – Propiedades mecánicas con la variación del % de C.	32
Tabla 6.2 – Propiedades mecánicas de corridas experimentales variando el% de C.	33
Tabla An.1 – Aleación con 0,30% de C nitrogenada.	49
Tabla An.2 – Comparación Reofundición versus Microfusión.	51
Tabla An.3 – Efecto de condiciones aplicadas simultáneamente.	54
Tabla An.4 – Comparación de hornadas y su estado de proceso.	62

ÍNDICE DE FIGURAS

	Página.
Figura 3.1 – Micrografía de aleación Co-Cr-Mo microfundida.	7
Figura 4.1 – Micrografía de ASTM F75 versión 98.	10
Figura 4.2 – Micrografía de ASTM F75 versión 01.	10
Figura 4.3 – Ensayos mecánicos en ASTM F75 versión 98.	11
Figura 4.4 – Ensayos mecánicos en ASTM F75 versión 01.	12
Figura 4.5 – Esquema de fenómenos de solidificación en un metal.	15
Figura 5.1 – Brazos dendríticos y espaciamentos interdendríticos.	16
Figura 5.2 – Micrografía de una estructura dendrítica típica.	17
Figura 5.3 – Micrografía de pieza colada en sistema tradicional.	19
Figura 5.4 – Micrografía de pieza con nuevo procedimiento.	19
Figura 5.5 – Propiedades mecánicas con procedimiento normal.	20
Figura 5.6 – Propiedades mecánicas con el nuevo procedimiento.	21
Figura 6.1 – Molde en cera de probetas para ensayos físicos.	23
Figura 6.2 – Propiedades y estructura de F75 con < 0,05% C	25
Figura 6.3 – Propiedades y estructura de F75 con 0,05% C	26
Figura 6.4 – Propiedades y estructura de F75 con 0,10% C	27
Figura 6.5 – Propiedades y estructura de F75 con 0,15% C	28
Figura 6.6 – Propiedades y estructura de F75 con 0,20% C	29
Figura 6.7 – Propiedades y estructura de F75 con 0,25% C	30
Figura 6.8 – Propiedades y estructura de F75 con 0,30% C	31
Figura 6.9 – Gráficos de propiedades mecánicas variando el % C	32
Figura An.1 – Estructura de F75 con 0,30% C, con elevada tasa de enfri.	39
Figura An.2 – Propiedades de An.1 con disolución de carburos.	40
Figura An.3 – Micrografía ampliada de An.2.	41
Figura An.4 – Micrografía de F75 con 0,11% N bruto de colada.	44
Figura An.5 – Micrografía de An.4 con elevada tasa de enfriamiento.	45
Figura An.6 – Propiedades mecánicas proceso normal, bruto, con 0,11% N.	46
Figura An.7 – Propiedades mecánicas con elevada tasa de enfriamiento, bruto y con 0,11% de N.	47
Figura An.8 – Propiedades mecánicas de An.6 con disolución de carburos.	48
Figura An.9 – Esquema comparativo fundición normal y bajo vibración.	52

Figura An.10 – Propiedades mecánicas de corrida 23987 bruta.	56
Figura An.11 – Propiedades mecánicas corrida 23987 con TT.	57
Figura An.12 – Propiedades mecánicas de corrida 24020 bruta.	58
Figura An.13 – Propiedades mecánicas corrida 24020 con TT.	59
Figura An.14 – Análisis química de corrida 23987.	60
Figura An.15 – Análisis química de corrida 24020.	61
Figura An.16 – Ensayos físicos para Anvisa, en la condición de bruto.	63
Figura An.17 – Ensayos físicos para Anvisa en la condición de TT.	64

1 INTRODUCCION

La relación entre estructura-propiedades-proceso-comportamiento en servicio constituye el fundamento básico de la Ciencia y de la Ingeniería de Materiales. Así, es dable esperar que una alteración en la composición química de una aleación lleve a una alteración microestructural y, consecuentemente, a una alteración de las propiedades. Por otra parte, en el caso de la aleación Co-Cr-Mo ASTM F75 [1], destinada a la fabricación de piezas para utilización en implantes ortopédicos micro fundidos, la “*American Society for Testing and Materials*” -ASTM, a través de su Comité F04.12 para Materiales de utilización Medica y Quirúrgica, realizó a partir del año 1998 dos alteraciones en la composición química. Estas consistieron en la disminución del % en peso máximo de Ni, a un 1,0% en la versión 1998, y otra disminución de este mismo elemento a un 0,5% en la versión 2001, sin que las especificaciones de las propiedades mecánicas establecidas para la condición bruto de fusión (as-cast) fuesen alteradas [2]. Estas modificaciones enfrentaron a los fundidores de piezas para uso biomédico a un gran desafío tecnológico: esto es, a cómo atender las especificaciones de propiedades mecánicas con una nueva composición. Lo anterior corresponde a determinar la microestructura que debe ser conseguida con esta nueva composición química, para lograr las mismas propiedades que aquellas de la aleación anterior. Cabe destacar que la microestructura adecuada debía lograrse en el estado bruto de fusión (as cast) durante el proceso de microfusión.

Otro aspecto importante se relaciona con el mecanizado de esta aleación. Dado que la norma establece el porcentaje de C entre 0% y 0,35%, la pregunta lógica es: ¿cuál sería el porcentaje ideal de carbono para atender las especificaciones de propiedades mecánicas y simultáneamente optimizar el mecanizado? Considerando que la formación de carburos durante la solidificación, es la causa principal de la elevada resistencia mecánica, elevada dureza, y baja maquinabilidad, de las aleaciones de Co-Cr-Mo, la cuestión principal reside en

cuánto puede ser reducido el porcentaje de C. La resistencia a fatiga y la biocompatibilidad, dos propiedades importantísimas en piezas de implantes ortopédicos, están fuera del alcance de este trabajo.

El objetivo de este trabajo fue obtener, en las instalaciones de “Fundimazza Microfundidos de Aços e Ligas Especiais”, en su unidad de Cordeirópolis - São Paulo – Brasil, una composición química y una ruta de procesamiento para atender en plenitud la norma ASTM F75-01, con el objetivo de producir piezas para implantes ortopédicos en Co-Cr-Mo microfundidos.

Las variables físicas que la norma ASTM F75-01 establece como mínimo para ser conseguidas en el estado bruto de fundición son las siguientes:

Resistencia a tracción = 655 MPa. Limite de fluencia = 450 MPa.

Porcentaje de alargamiento = 8% Reducción de área = 8%

Dureza de 25 a 35 HRc.

Así es como, a partir del año 2001, Fundimazza implantó un proyecto amplio en el cual cupo al suscrito comandar el equipo técnico de la “División de Ligas Especiais”, así como las actividades de planificación, análisis de resultados, control de inversiones, realimentación de informaciones y decisión final. Tal es la actividad que aquí se informa.

Para enfrentar esta tarea, la estrategia fue desarrollar nuevos procedimientos durante el proceso, realizando diversos experimentos en la fundición. En este trabajo se presenta el resultado de tres años de estudios y experiencias para la solución de este problema.

2 BREVE HISTORIA DEL USO BIOMEDICO DE LOS METALES.

La utilización de los metales como forma de resolver problemas físicos del ser humano, lo que denominamos hoy como implantes, tiene su inicio hace 7 millones de años atrás. Las actuales hipótesis afirman que el ser humano desciende de una especie de ancestrales homínidos que vivían en árboles y que en algún momento pasó a vivir en las planicies de África. El proceso de adaptación involucró tanto la postura erecta, y el bipedismo. A este enorme avance del comportamiento y de la biomecánica, está asociada otra alteración fundamental para el hombre actual, que es el aumento progresivo y considerable del tamaño cerebral. El nuevo descubrimiento de un fósil: un cráneo de aproximadamente 7 millones de años, en Chad reforzaría esta hipótesis. [3] Nació aquí una profunda alteración mecánica de las articulaciones humanas que, de uniones sometidas a estados de baja y media tracción, pasan a ser articulaciones sometidas a compresión o, siendo más explícito en la definición, a estados de compresión-torsión-flexión en el 90% de los casos.

Es difícil determinar cuándo se inicio el uso de materiales metálicos en seres humanos. Sin embargo, existen claras evidencias arqueológicas de que diversos procedimientos quirúrgicos se utilizaron en varias civilizaciones antiguas. Algunos casos muestran el uso de metales nobles para la reparación de una estructura defectuosa; como ejemplo, Ambroise Pare describió en 1546 el uso de placas de oro para reparar defectos de trauma craneano y también el uso de alambre de oro para reparar hernias abdominales. En 1775, se registró el uso de alambre de hierro para la reparación de una fractura de hueso.

Al inicio del siglo XIX, diversos metales, incluyendo el fierro, oro, plata, estaño, bronce, acero y platino, fueron profusamente utilizados, usualmente en la forma de alambre o remaches en el tratamiento de fracturas óseas. La incidencia de infecciones durante el procedimiento quirúrgico era muy alta, llevando generalmente a resultados muy pobres.

Los progresos en las cirugías fueron lentos, hasta que al final del siglo XIX las técnicas de cirugías asépticas desarrolladas en 1883 por Pasteur e Lister, dieron una nueva dimensión a las cirugías ortopédicas.

Con las infecciones bajo control, las relaciones entre las propiedades del material y el éxito de la cirugía de implantes, se mostraron claramente. Las características de compatibilidad, resistencia a la corrosión, fatiga y resistencia al desgaste junto con la resistencia a la tracción y el límite de elasticidad, fueron identificados como características críticas. Los metales nobles como Au y Ag presentaron de inmediato la restricción para aplicaciones que necesitaban de una alta resistencia a la tracción y al desgaste, en tanto que otros materiales metálicos tales como bronce, cobre y aceros mostraban resistencia adecuada para diversas aplicaciones, mas todos mostraban una muy baja biocompatibilidad y resistencia a la corrosión.

A comienzos del siglo XX, los trabajos de Sherman con placas de fijación y tornillos de acero con Cr y V en su composición, dieron un impulso gigantesco al desarrollo de implantes ortopédicos y de la biocompatibilidad de los materiales a utilizar.

En 1926, cuando Strauss obtuvo la patente del acero 18-8SM, con 2% a 4% de Mo y un máximo de 0,08% de C, se inició la era de los aceros inoxidable aleados, que derivó en el AISI 316L, acero utilizado en implantes hasta hace unos 10 años, gracias a su buena resistencia a la corrosión ácida y de cloruros, considerada la más alta en la época [4].

En la década del 30, la necesidad de una mayor biocompatibilidad y resistencia a la corrosión, llevo a la utilización de las primeras aleaciones de Co-Cr. Así entró en escena el Vitálium, una aleación Co-Cr-Ni-Mo, que rápidamente gano espacio en el área de implantes dentales, iniciándose paralelamente el uso en prótesis ortopédicas en este tipo de metal, generadas por el proceso de microfusión. Así, en 1939, M.N.Smith Peterson produjo el primer implante de cadera y su capa acetabular, en un conjunto del tipo metal-metal, fabricado por el proceso de cera perdida, utilizando el Vitálium como aleación en la fundición de estas piezas.

En las décadas del 40, 50 y 60, diversos investigadores y órganos de normalización, desarrollaron muchas experiencias con la adición de diversos materiales metálicos. Se utilizaron metales como Si, Mn, W, Ta, Nb etc. en diversos porcentajes y combinaciones, Así es como, en 1967 apareció la primera versión de la aleación “Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum” bajo el nombre de ASTM F75 (denominación derivada del máximo % de Fe admisible en la composición, que es de 0,75%) destinada a la fundición de piezas para implantes ortopédicos [5].

Tabla 2.1 Resumen del uso de metales en implantes humanos. [6]

Año	Referencia	Comentario
~ 500 AC	Príncipe Etrusco	Uso de placa de Au para reparar un diente.
~ 100 DC	Soldado Romano	Diente implantado fabricado en fierro (encontrado en 1995 en el sur de Francia)
1565	Petronius	Uso de placa de Au, cubriendo una abertura de paladar congénita.
siglo XVII	Hieronimus Fabricius	Utilización de alambres de fierro, oro y bronce para realizar suturas en heridas.
1829	Levert	Investigación de la biocompatibilidad de los metales en el cuerpo. Concluye que el Pt crea menos irritación y que el Pb es tóxico.
1869 - 1883	J.Lister	Estudia los antisépticos, y usa alambre de Ag para la reparación de una rótula quebrada.
1886	H. Hansmann	Crea la primera placa de fijación, usando acero bañado con Ni.

1893 - 1912	W.A. Lane	Desarrolla los tornillos y placas de acero, para el tratamiento de fracturas y de huesos defectuosos.
1909	A. Lambotte	Desarrolla placas de fijación de Al, Ag y Cu.
1912	O'Neil – Sherman	Utilizan la primera placa de acero Vanadio de alta resistencia.
~1920	Krupp	Desarrolla los aceros inoxidables Cr-Ni y Cr-Ni-Mo.
1930	Erdle	Desarrolla el Vitáium, aleación de Co-Cr y lo utiliza por primera vez para producir prótesis fundidas.
1938	P. Wiles	Primera prótesis total de cadera implantada.
1940 - 1950	Leventhal	Investigaciones para el uso de Ta, Ti y W en deformado a frío, y de adiciones de Ni en aleaciones de Co para materiales de implantes.
~1946	J.Cotton	Se inicia la producción de Ti y sus aleaciones.
1956	McKee – Farrar	Prótesis total de cadera con larga vida útil, proyectada en CoCrMoNi con radios diferentes para la cabeza y acetábulo.
1967	Zimmer Orthopedic	Primera Artroscopia total de cadera en la aleación ASTM F75:67

3 METALURGIA DE LAS ALEACIONES CO-CR-MO EN LA MICROFUSIÓN.

El Co puro experimenta durante su solidificación una transformación alotrópica, ya que sobre los 417°C presenta una estructura austenítica, fase γ , cúbica de fase centrada (CFC), y bajo los 417°C presenta con una estructura hexagonal compacta (HC), denominada fase ϵ . El grado de formación y de estabilidad de estas estructuras, depende de las impurezas presentes en el metal líquido, a nivel hasta residual, y de la cantidad de elementos estabilizadores de cada fase en la aleación. Algunos elementos que estabilizan la fase γ son Fe, Mn, Ni, Nb, Ta y C, en tanto que el Cr, Mo, W, Si y V estabilizan la fase ϵ .



Figura 3.1 Aleación de Co-Cr-Mo micro fundida, bruta de fusión mostrando la segregación de los carburos inter dendríticos. [4]

Las aleaciones micro fundidas de Co-Cr-Mo en el estado bruto de fusión, como lo es la ASTM F75, presentan una estructura heterogénea, consistente en una matriz dendrítica conteniendo carburos macizos de los tipos MC (M=W, Zr, Ta, Ti) y $M_{23}C_6$, donde M representa (Cr+Mo+Co), insertos en una red de dendritas ricas en Co, ver figura 3.1.

Esta estructura es susceptible a la corrosión, lo que configura un serio problema en el desempeño del material. Las aleaciones base Co son endurecidas esencialmente por solución sólida y por precipitación de carburos en la matriz.

El proceso de endurecimiento por solución sólida de sustitución puede ser importante, especialmente en los casos de W, Ta, Mo y Nb, que presentan las mejores combinaciones de diferencia de diámetro atómico con una alta solubilidad en el Co. Este mecanismo de endurecimiento, se da siempre; no obstante, su incidencia sobre el endurecimiento total es secundaria, por la bajísima concentración de estos solutos, con excepción del Mo que es introducido en cantidades mayores en la composición del ASTM F75. [7].

De esta forma, el endurecimiento por precipitación de carburos pasa a ser el mecanismo preponderante. En efecto, la aleación de Co tipo ASTM F75 es esencialmente endurecida por partículas de carburos estables a alta temperatura, así como a temperatura ambiente.

A este respecto, una distribución homogénea de carburos finos es la microestructura deseada para obtener una resistencia a la fluencia elevada junto a una ductilidad razonable. La ductilidad se consigue evitando la formación de una red continua de carburos, limitando, el porcentaje de C [8].

Los mecanismos y la cinética de las reacciones de formación de carburos son extremadamente complejas y no forman parte del presente estudio.

4 COMPARACIÓN DE LAS VERSIONES F75 - 98 Y F75- 01

La versión 98 de la norma ASTM F75 permitía el procesamiento satisfactorio a través de la fundición por microfundición con el colado del metal en los moldes cerámicos, a una temperatura próxima de 1550°C, para la cual el metal fundido presenta una buena fluidez permitiendo el buen llenado de las piezas.

En la versión 01, el % de Ni se redujo al 0,5%, contra el 1% de Ni en la versión 98. Esta modificación llevó a aumentar la temperatura de colado a 1630°C, ya que el metal ahora presentaba con una fluidez extremadamente baja, impidiendo el adecuado llenado de los moldes a 1550°C.

En este trabajo para comparar las propiedades físicas y estructurales entre las dos versiones de la norma, se fundió una colada en condiciones normales de producción, en volumen de metal, y de temperatura de retirada de los moldes del horno de calcinación.

Se fundió una colada de 150 kg de aleación ASTM F75-01 en un horno de inducción de media frecuencia marca Inductotherm. La temperatura del metal se ajustó a 1630°C y se colaron 2 moldes de probetas para ensayos mecánicos conforme norma IC (Investment Castings Institute), con temperatura en los moldes cerámicos de 1100°C. Inmediatamente después, se interrumpió la potencia del horno de inducción por 6 minutos, para bajar la temperatura del metal a 1550°C. A una cuchara de fundición de 15 kg de capacidad, se adicionó el Ni necesario para elevar el porcentaje a 1% conforme a la norma ASTM F75-98, y se colaron otros 2 moldes de probetas para ensayos mecánicos, en iguales condiciones de temperatura de 1100°C. El metal sobrante de 134 kg se transformó en lingotes y separado para otros fines.

De esta forma se garantizó que las condiciones de análisis químico, fuesen prácticamente idénticas dentro de los padrones industriales de operación para todos los elementos, menos el Ni, que fue ajustado conforme a cada versión de la norma

Las figuras 4.1 y 4.2 presentan micrografías de los fundidos siguiendo la norma en la versión 98 y 01, respectivamente. En las figuras 4.3 e 4.4 se presentan los resultados de los ensayos mecánicos de estos mismos materiales relativos a las citadas micrografías 4.1 e 4.2.

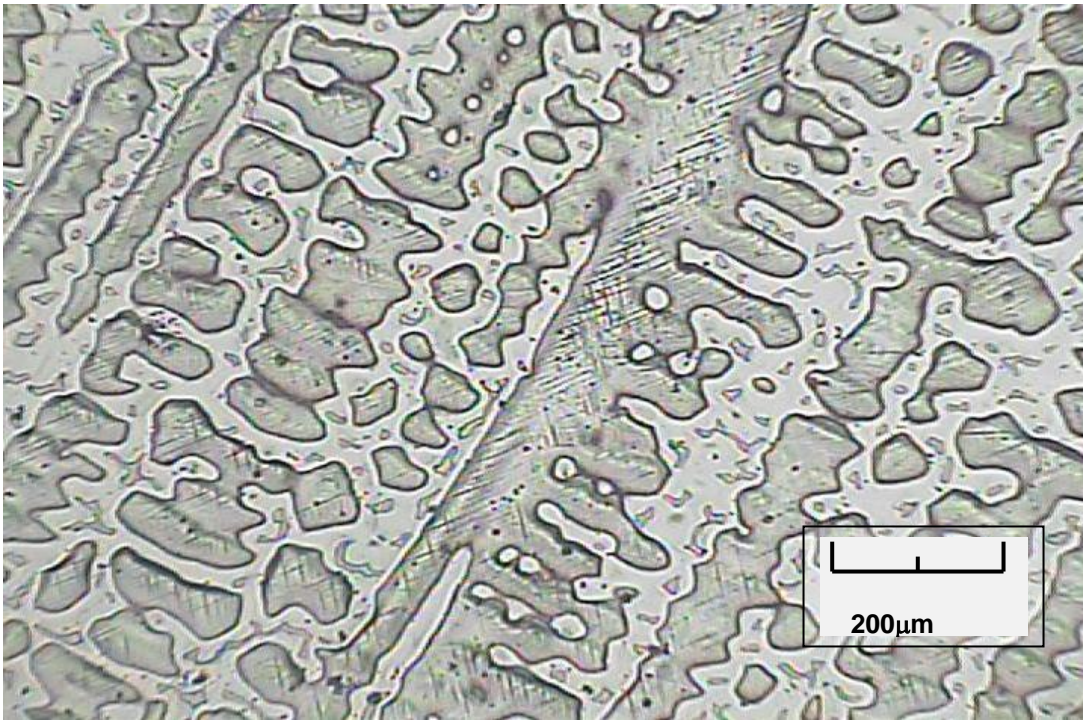


Figura 4.1 Estructura de ASTM F75 versión 98 colada a 1550°C.

Ataque con agua regia 3x1 por 90 s, a temperatura ambiente.

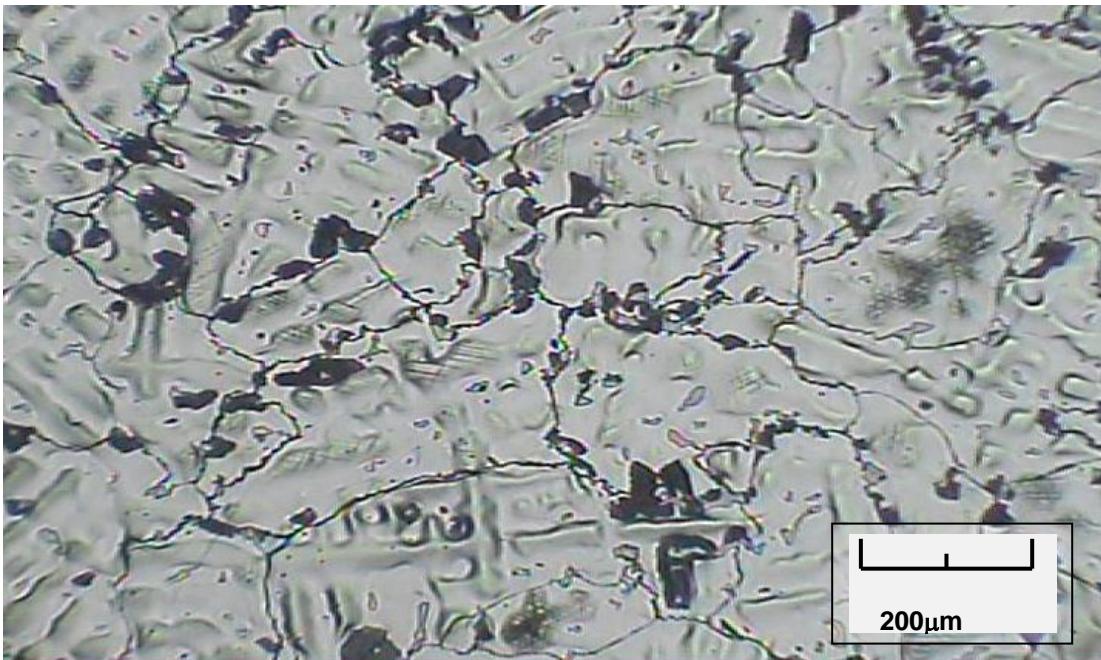


Figura 4.2 Estructura de ASTM F75 versión 01 colada a 1630°C.

Ataque con agua regia 3x1 por 90 s, a temperatura ambiente.

Para efectos de comparación y análisis, en la tabla 4.1 se presenta el resumen de composición química, temperaturas de colado y propiedades mecánicas de las dos aleaciones preparadas para este estudio, donde todos los elementos son iguales menos el % de Ni que sigue los % determinados para cada versión de la norma.

Tabla 4.1 - Comparación entre los valores especificados por la norma ASTM F75, versiones 98 y 01, con los obtenidos experimentalmente.

Especificaciones de las normas	Aleación preparada según ASTM F75 - 98	Aleación preparada según ASTM F75 - 01
% C (0,35% max.)	0,248%	0,248%
% Si (1,0% max.)	0,61%	0,61%
% Mn (1,0% max.)	0,51%	0,51%
% Cr (27 % – 30%)	27,62%	27,62%
% Ni (1% versión 98 y 0,5% para la versión 01)	1,003%	0,45%
% Mo (5% - 7%)	6,22%	6,22%
% Fe (0,75% max.)	0,503%	0,503%
Temp. de colada	1550°C	1630°C
R T (655 MPa min.)	836,6 MPa	706,7 MPa
L de Fluencia (450 MPa)	506,7 MPa	445,4 MPa
%Alargamiento (8% min.)	11,11%	9,013%

De la tabla 4.1 se observa que en la aleación ASTM F75-98 se cumplen todas las propiedades especificadas. Lo mismo no acontece en la aleación ASTM F75 versión 01; en este último caso, el límite de fluencia está bajo el mínimo establecido por la norma. Esta situación fue clásica en las producciones posteriores a la entrada en operación de la versión nueva del F75.

Por las dificultades anteriores, se inició una fase de operaciones experimentales, buscando establecer las variaciones necesarias del proceso de fusión de la aleación ASTM F75 versión 01, para lograr un proceso seguro en la producción de piezas micro fundidas destinadas a implantes ortopédicos, donde fuera posible atender las especificaciones de la norma en su totalidad.

Durante las primeras corridas realizadas con la nueva composición utilizando los procedimientos tradicionales, las propiedades mecánicas de colada presentaban una

gran variación. En efecto, cuando se alcanzaba el mínimo de 655 MPa de resistencia a la tracción, el alargamiento caía muy abajo del 8% mínimo exigido. También ocurría la situación inversa. Conseguida la reducción de área y el alargamiento mínimo exigido, las propiedades de tracción mínima y a veces el límite de fluencia eran demasiado bajos. La especificación de dureza determinada por la norma, entre 25 y 35 HRc era normalmente conseguida, debido al rango relativamente amplio permitido.

La estrategia para la solución del problema residió en abordar el proceso de solidificación. Según Amauri Garcia – “Solidificação Fundamentos e Aplicações” [9]- existen dos caminos para alterar las propiedades mecánicas de una aleación metálica fundida. La primera a través de las tasas de enfriamiento y la segunda a través de las variaciones de composición química, ver figura 4.5.

En las piezas de fundición, que ya presentan esencialmente la geometría definitiva, la estructura que se forma inmediatamente después de la solidificación determina las propiedades del producto final. Las características mecánicas del material dependen del tamaño de grano, espaciamentos dendríticos, heterogeneidades de composición química, forma y distribución de inclusiones y eventuales micro porosidades. Así, una vez fijada la composición química de la aleación, la dinámica del proceso de solidificación se encargará de determinar la estructura resultante.

La temperatura de fusión del metal líquido surge como la primera y natural variable de influencia, juntamente con la intensidad de las corrientes de convección durante el llenado del molde.

El molde, además de conferir forma a la pieza, actúa como un recipiente de calor, responsable de la extracción del calor del metal, garantizando la transformación del líquido en sólido. Dependiendo de la capacidad de absorción de calor del molde, el proceso se producirá con mayor o menor rapidez, con influencia directa en las tasas de enfriamiento de la pieza.

De esta forma, es evidente la influencia de las tasas de enfriamiento sobre la micro estructura resultante, indicando la posibilidad de obtención de estructuras más refinadas con el aumento de estas tasas, hasta el límite de la formación de una estructura que venga a resultar en la obtención de las propiedades mecánicas deseadas.

El conocimiento y comprensión de la teoría de solidificación es fundamental para la planificación de los procesos de fabricación. La microfusión, que no está al margen de este concepto, será analizada en los capítulos siguientes.

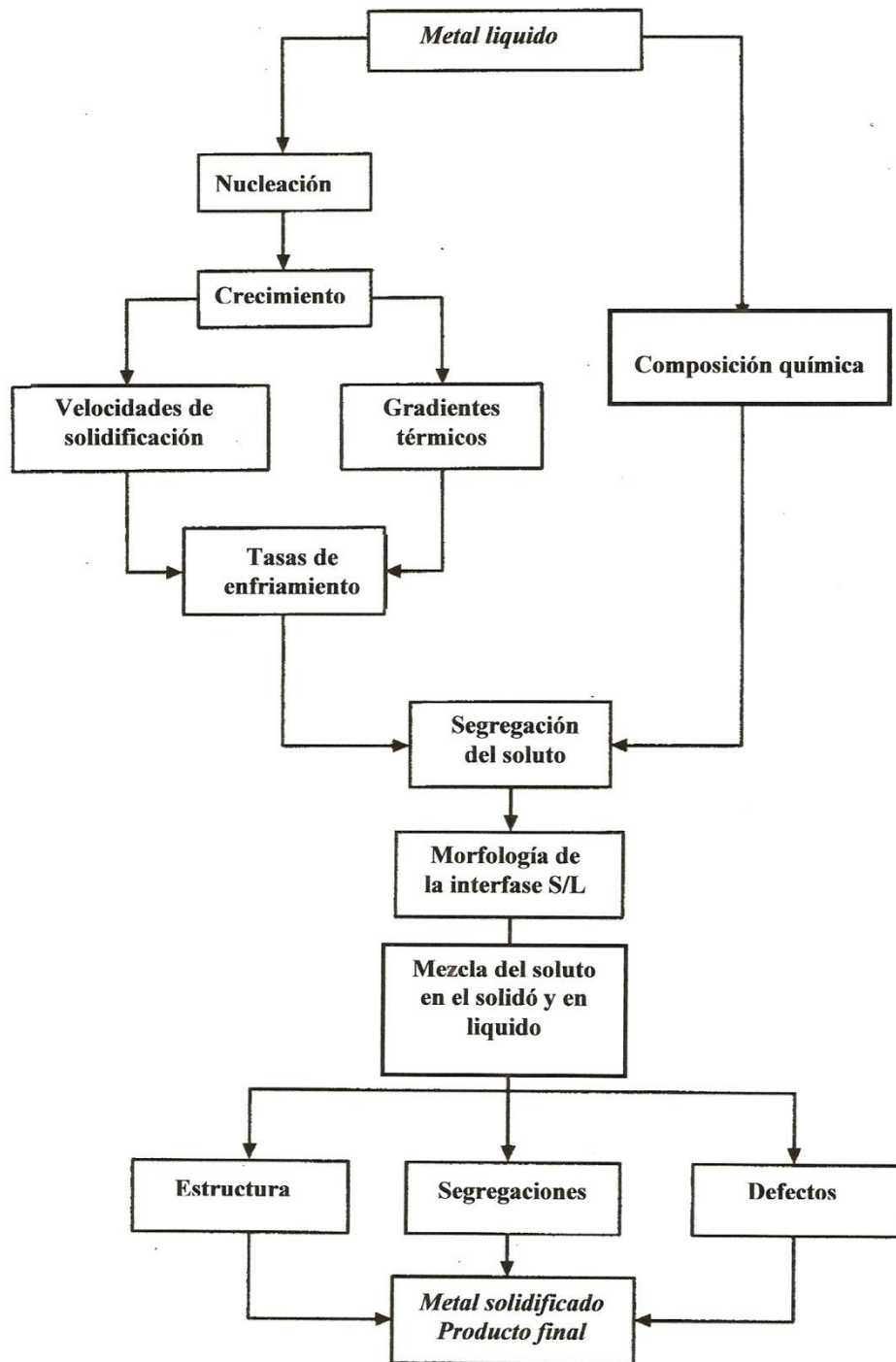


Figura 4.5 Esquema de fenómenos durante la solidificación de un metal. [9].

5 ESTRATEGIA OPERATORIA SOBRE LAS TASAS DE ENFRIAMIENTO Y SUS RESULTADOS.

Un modo conveniente y muy utilizado en la determinación de los efectos de las condiciones de solidificación sobre la micro estructura formada, consiste en la medición de las distancias celulares o dendríticas. Estas corresponden a la distancia entre células o brazos dendríticos primarios λ_1 , entre brazos secundarios λ_2 , y órdenes mayores como es el caso entre brazos terciarios λ_3 , ver figura 5.1. Por otra parte la micrografía de la figura 5.2, muestra la estructura dendrítica de un acero para efectos didáctico y comparativo.

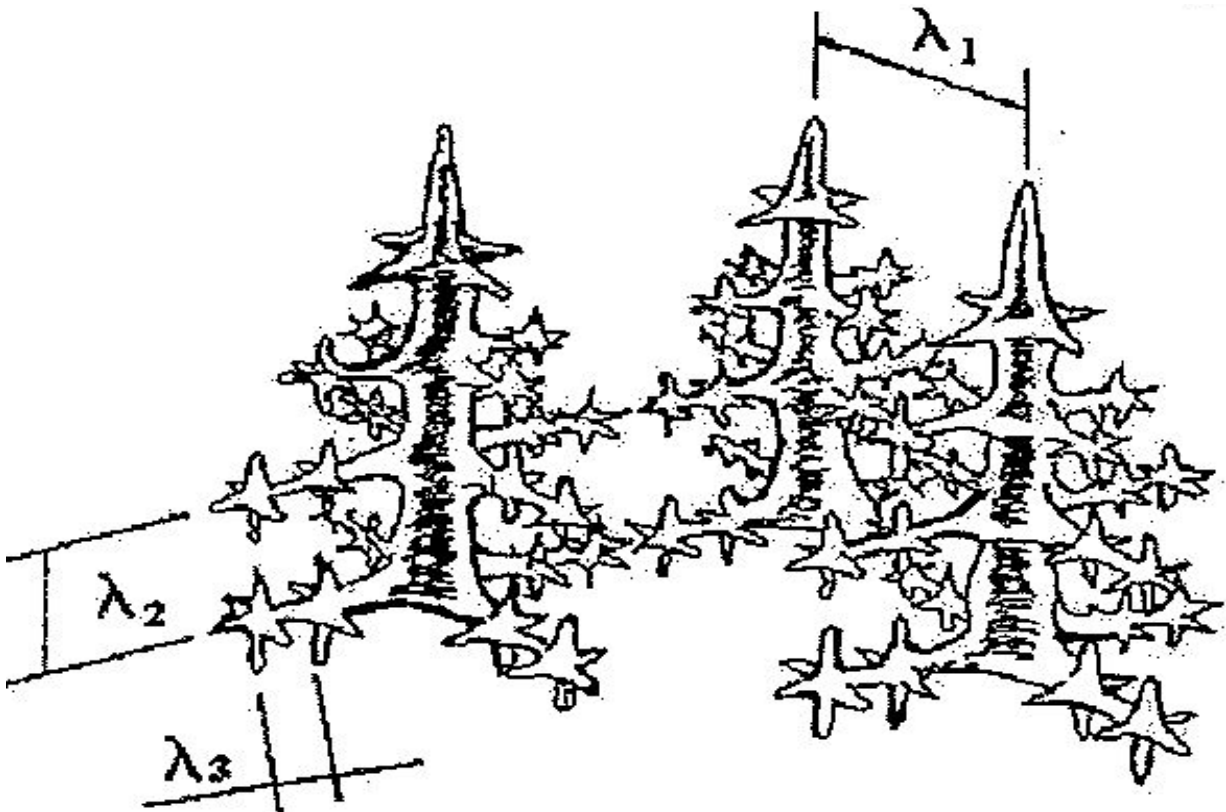


Figura 5.1 Esquema de brazos dendríticos y espaciamientos interdendríticos [9]

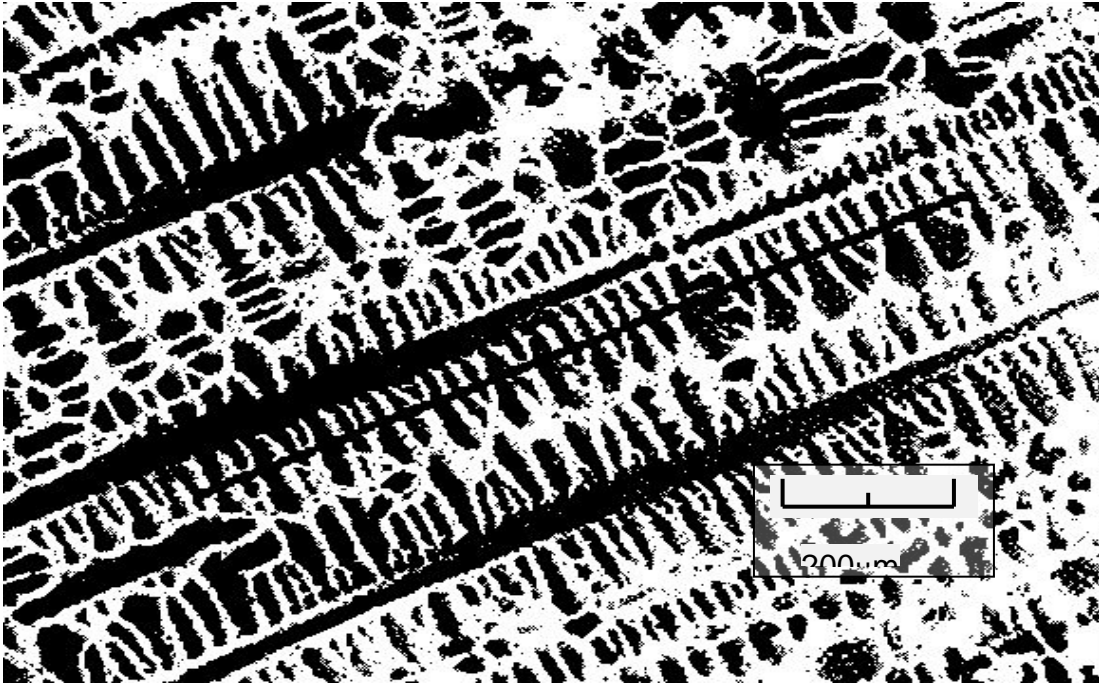


Figura 5.2 Micrografía de una estructura dendrítica [9]

Los espacios interdendríticos ejercen una influencia significativa sobre las propiedades mecánicas de las aleaciones en su estado bruto de colada. Así, espacios menores permiten una distribución más uniforme de la segregación interdendrítica y, por consiguiente, a propiedades mecánicas superiores. De esta forma, es fundamental la determinación de los parámetros que controlan estas distancias durante a solidificación. Los espacios interdendríticos secundarios, λ_2 , equivalentes a la variable denominada tamaño de grano en las estructuras equiaxiales, están relacionados directamente con las propiedades mecánicas de un material. Los espacios interdendríticos secundarios, λ_2 , aumentan o disminuyen de tamaño con el tiempo local de solidificación, o sea, son fuertemente influenciados por el aumento o disminución de la tasa de resfriamiento. [10]

En la comparación de las propiedades entre las aleaciones de las versiones de la norma ASTM F75 mostrada en la tabla 4.1, se observa que para la versión 01 fue necesario aumentar en 80° C la temperatura en el horno de inducción y de la temperatura de colada, debido a la baja fluidez del metal en la nueva versión. Así, disminuir la temperatura de colada, se transforma en una alternativa impracticable.

De esta forma, la alteración de la tasa de enfriamiento por una menor cantidad de calor

contenido en el metal líquido debido a una menor temperatura de colada, no pudo ser utilizada.

Otra posibilidad de aumentar la tasa de enfriamiento es disminuir la temperatura del molde cerámico. En el caso de la producción de piezas en microfusión, es normal que a partir de una composición química ya determinada por las normas internacionales, los moldes sean colados directamente del horno de calcinación a una temperatura del orden de 1100°C. En esta operación es posible actuar sobre la tasa de enfriamiento, ya que el molde calcinado puede ser fundido a temperatura inferior a la temperatura de calcinación después de ésta haber sido alcanzada. Es importante precisar que esta operación es aplicable a procesos que no tengan sílice electro-fundida en su base cerámica, tales como aquellos con base cerámica de circonita, fundamentalmente.

Este proceso implica determinar la menor temperatura del molde posible de ser utilizada para cada tipo de pieza, con las únicas limitaciones de que las piezas no presenten defectos visuales o internos y que el molde tenga una resistencia suficiente para soportar el choque térmico y mecánico durante la colada. Entre la condición tradicional y la condición límite arriba propuesta, se encuentra el proceso para atender las propiedades mecánicas solicitadas.

En la producción de piezas destinadas a implantes ortopédicos, la norma ASTM F75 abre todas las posibilidades de actuar sobre las tasas de enfriamiento y de utilizar inclusive tratamientos térmicos sin que con esto viole algún ítem de la norma.

Se realizó una hornada de F75-01 para producción de piezas, aprovechando de fundir moldes de probetas para análisis físicas y obtención de micrografías. Estos moldes fueron colados simultáneamente en la condición tradicional y en la nueva condición propuesta, con temperatura de molde de $T_{\text{colada}} - 900^{\circ}\text{C}$; o sea, como el metal estaba en el horno a 1630°C, el molde estaba a $1630^{\circ}\text{C} - 900^{\circ}\text{C} = 730^{\circ}\text{C}$ ya no más a 1100°C como es común en microfusión. El molde estaba considerablemente más frío y, consecuentemente, la tasa de enfriamiento era mucho más alta. Las micrografías resultantes se muestran en las figuras 5.3 y 5.4.

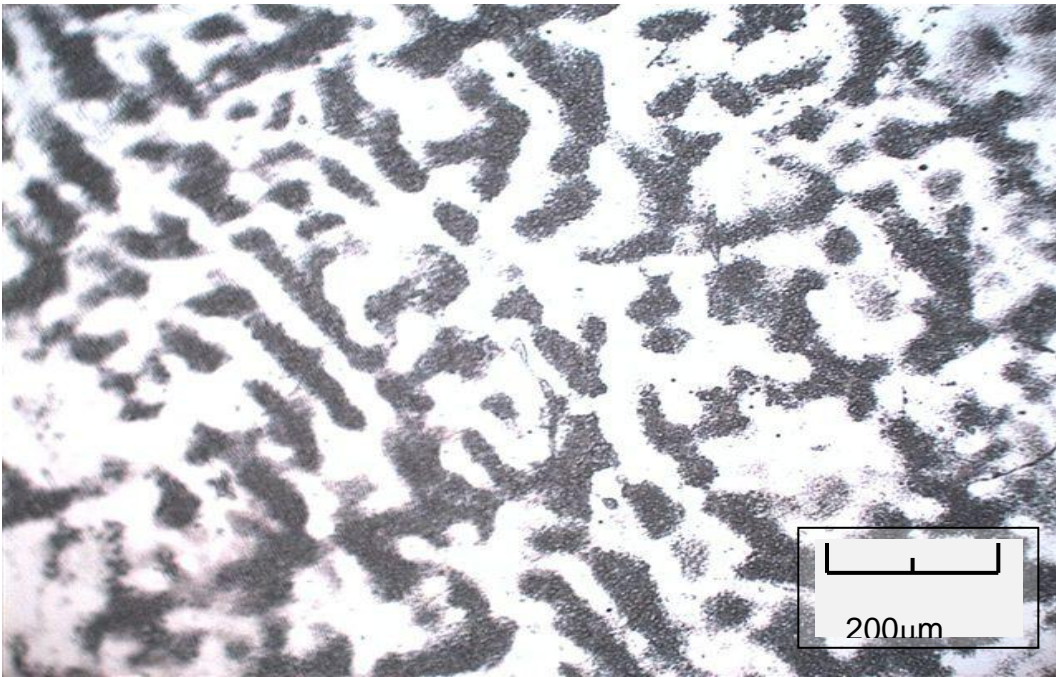


Figura 5.3 Micrografía de pieza colada en el sistema tradicional, fundida en ASTM F75 – 01, con temperatura de molde de 1100°C.

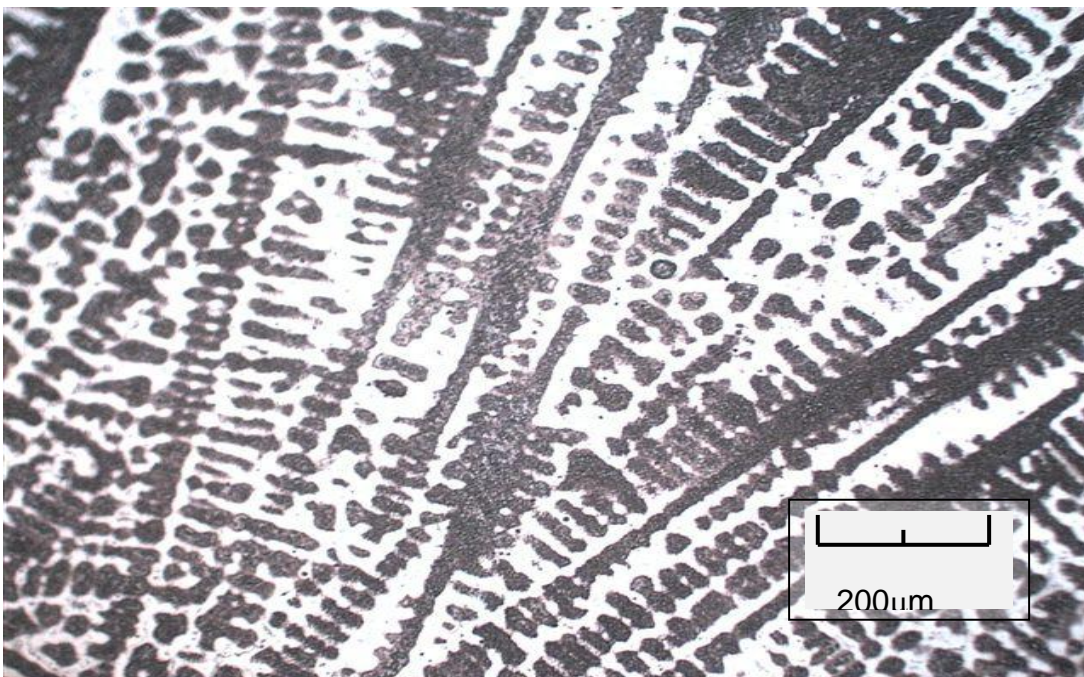


Figura 5.4 Micrografía de pieza colada en el procedimiento nuevo, fundida en ASTM F75 – 01, con temperatura de molde de 730°C.

En los ejemplos anteriores, ambas muestras tenían idénticas composiciones químicas, ya que fueron coladas simultáneamente, pero las condiciones de las tasas de enfriamiento eran claramente diferentes. De las microfotografías se observa que la del nuevo sistema propuesto permite obtener una microestructura más fina, para la cual es dable esperar, mejores propiedades mecánicas. Esto último se muestra en las figuras 5.5 y 5.6, correspondientes a resultados de ensayos mecánicos conforme, a la norma IC (Investment Castings Institute Standard), fundidos en una aleación de ASTM F75-01 con porcentaje de Carbono < 0,05%.

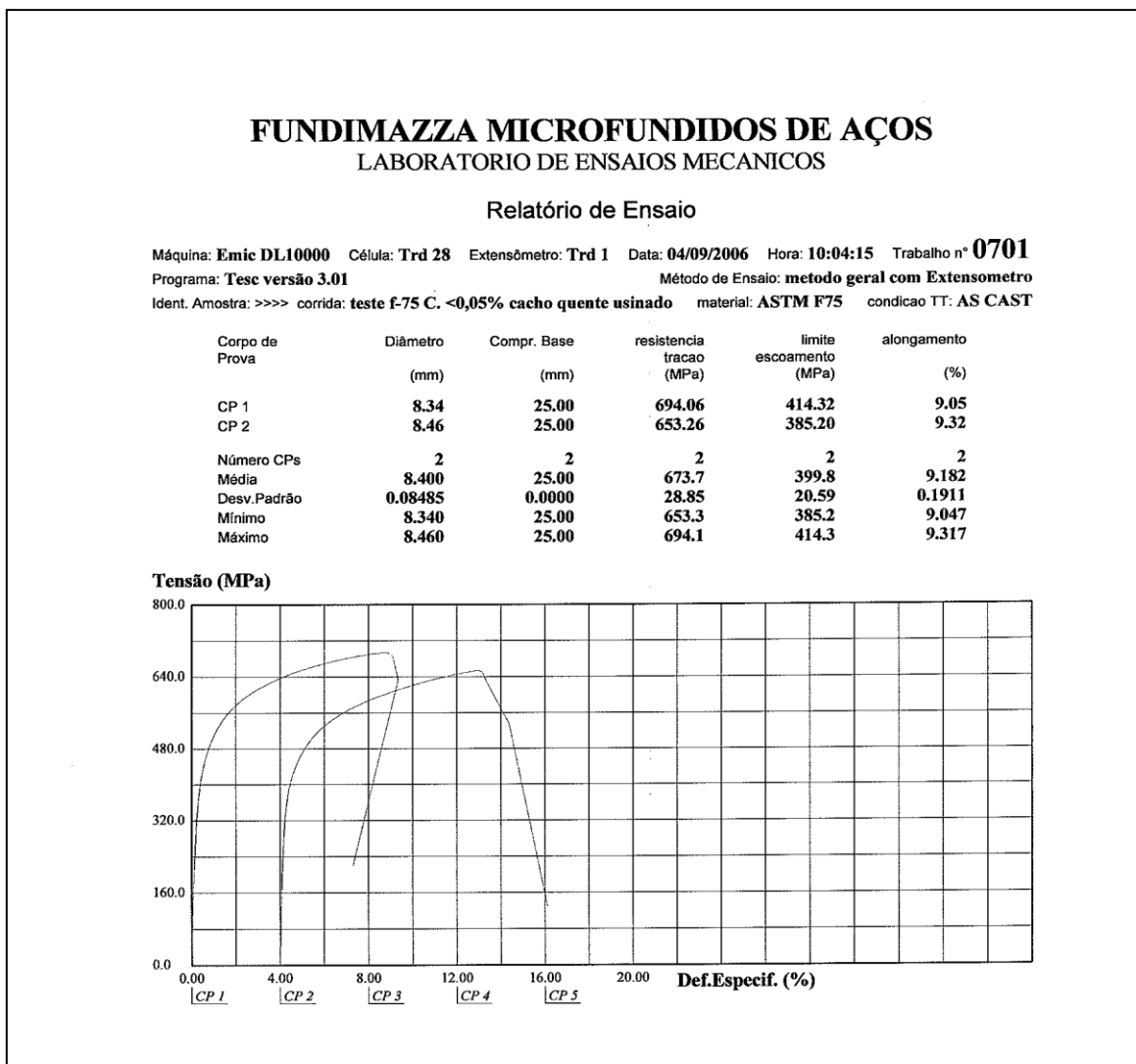


Figura 5.5 Propiedades mecánicas en pieza fundida en procedimiento normal, fundida en ASTM F75-01 con temperatura de molde de 1100°C.

Ver microfotografía de la figura 5.3

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **04/09/2006** Hora: **09:41:36** Trabalho n°: **0700**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>> corrida: **teste F-75 C. <0,05% cacho frio usinado** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.25	25.00	693.06	414.05	6.79
CP 2	7.95	25.00	722.12	423.85	8.42
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.100	25.00	707.6	419.0	7.607
Desv.Padrão	0.2121	0.0000	20.55	6.931	1.154
Mínimo	7.950	25.00	693.1	414.1	6.791
Máximo	8.250	25.00	722.1	423.9	8.424

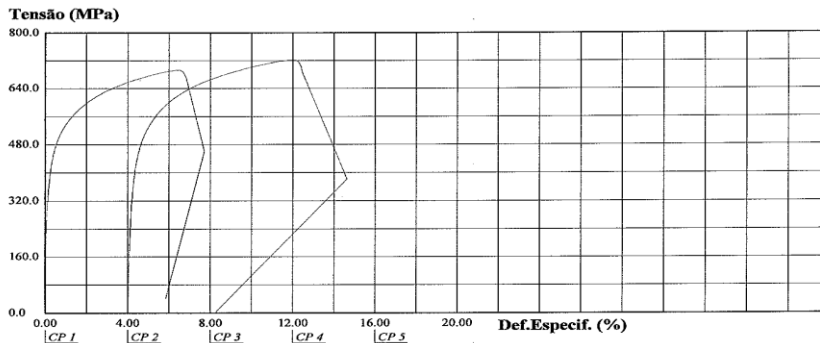


Figura 5.6 Propriedades mecânicas em peça fundida em el nuevo procedimiento experimental ($T_{colada} - 900^{\circ}C$) o sea, con el molde a $730^{\circ}C$.

Ver micrografía de la figura 5.4

Los datos mostrados en los ensayos de propiedades mecánicas, confirman una mejora en las propiedades de Resistencia en Tracción y de Límite de Fluencia al aplicar el nuevo procedimiento propuesto.

Si bien no se alcanzó los requerimientos mecánicos de la norma, estos resultados muestran una tendencia, y confirman lo esperado a través del análisis metalográfico.

Estos resultados preliminares permiten visualizar un camino de solución, el cual se concreta en los capítulos a seguir.

6 ESTRATEGIA OPERATORIA SOBRE LA COMPOSICIÓN QUÍMICA Y SUS RESULTADOS.

Para el estudio de la influencia de la composición química en las propiedades físicas del material final, o sea el segundo camino mostrado en el esquema de la figura 4.5, se siguió el siguiente plan de ejecución:

- a) Producción de hornadas de F75 a partir de materias primas constitutivas de la carga metálica de la más alta pureza conseguida en el mercado brasilero; para el Co electrolítico, Cr metálico y Mo metálico se exige 99,5 % de pureza mínimo y porcentajes de S de 0,009% máximo.
- b) Utilización de la secuencia tradicional de adición de cada material para la fabricación de una aleación madre. Para la adición de las aleaciones en el horno de inducción se aplicaron los perfiles térmicos de las producciones normales.
- c) Todos los elementos de la aleación estuvieron en la media de la franja del porcentaje permitido por la norma, excepto el C.
- d) Para obtener aleaciones con distintos % de C, se realizaron fusiones variando desde lo más próximo a 0% hasta el máximo de 0,30% de C. El intervalo de variación fue próximo a 0,05% de C, entre cada hornada.
- e) La composición química de cada corrida se analizó por espectrometría óptica. Se empleó un equipo Spectrolab de 18 canales, con calibración semestral.
- f) La fusión del metal se realizó en un horno de inducción marca Inductoterm de 125 KVA y 150 kg de capacidad de carga, utilizando revestimiento sinterizado monolíticamente, de base óxido - aluminoso del proveedor Saint Gobain.
- g) Para el revestimiento de las cucharas de transporte del metal se utilizó mezcla refractaria de alto cromo, marca Ibar.
- h) La temperatura de colada del metal en los moldes fue de 1630°C. +/- 5°C
- i) El ciclo de calcinación de los moldes cerámicos fue de 1100°C por una hora.
- j) Se colaron por lo menos 2 moldes por hornada. Cada molde contenía 4 probetas padrón IC para ensayos mecánicos, oficializadas y descritas por la norma ASTM A 985/A 985M – 04a pagina 3 [11]. Ver figura 6.1.

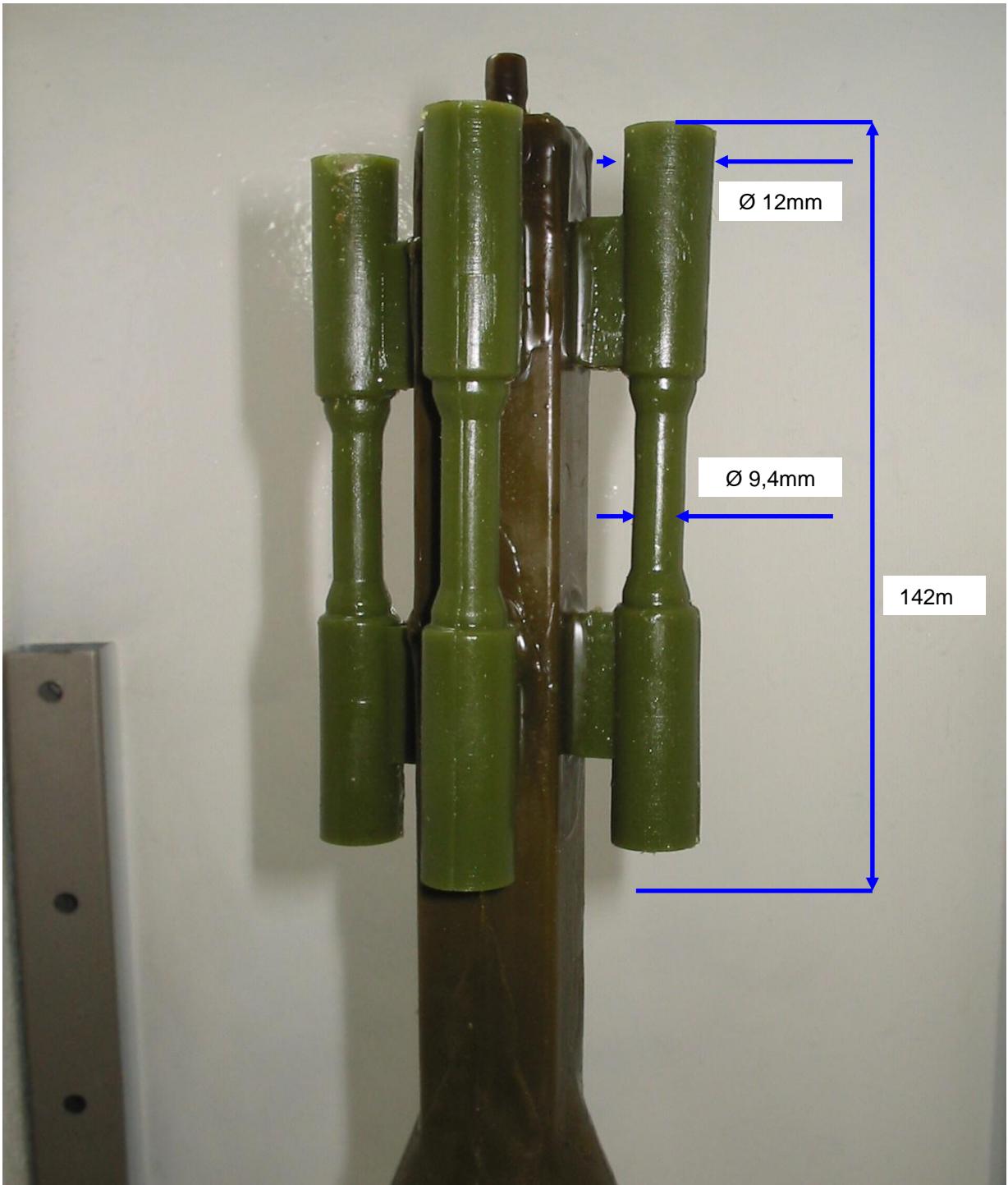


Figura 6.1 Montaje en cera de un molde de probetas para ensayos físicos, conforme a la norma IC (Investment Casting Institute).

k) Los ensayos especiales dirigidos a obtener informaciones adicionales, buscando complementar este trabajo, siguieron el plan general. Para esto, se colaron probetas para ensayos físicos especiales.

l) Las probetas fundidas se enviaron para limpieza, granallado e identificación separadamente, probeta a probeta.

m) Las probetas para ensayos físicos, identificadas y separadas de 4 en 4, se enviaron al Laboratorio de Ensayos Físicos Fundimazza, para la realización de ensayos mecánicos y de dureza.

n) Los ensayos metalográficos se realizaron en un laboratorio externo, a partir de cabezas de probetas no ensayadas de cada hornada, cortados, embutidos e identificados por Fundimazza [12] [13].

o) El ataque metalográfico se realizó con Agua Regia 3X1, con el mismo tiempo de ataque en todas las muestras (30 segundos) y a temperatura ambiente.

Los resultados se presentaron en una única hoja para cada ensayo, incluyendo los ensayos mecánicos en gráfico y numéricamente, así como la estructura metalográfica. Los resultados de estas experiencias de “fusión y colada”, según el nuevo procedimiento, para distintos contenidos de C, se presentan en las figuras 6.2 a 6.8.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS

LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: Emic DL10000 Célula: Trd 28 Extensômetro: Trd 1 Data: 04/09/2006 Hora: 10:04:15 Trabalho n° **0701**
 Programa: Tesc versão 3.01 Método de Ensaio: método geral com Extensometro
 Ident. Amostra: >>>> corrida: teste f-75 C. <0,05% cacho quente usinado material: ASTM F75 condicao TT: AS CAST

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.34	25.00	694.06	414.32	9.05
CP 2	8.46	25.00	653.26	385.20	9.32
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.400	25.00	673.7	399.8	9.182
Desv. Padrão	0.08485	0.0000	28.85	20.59	0.1911
Mínimo	8.340	25.00	653.3	385.2	9.047
Máximo	8.460	25.00	694.1	414.3	9.317

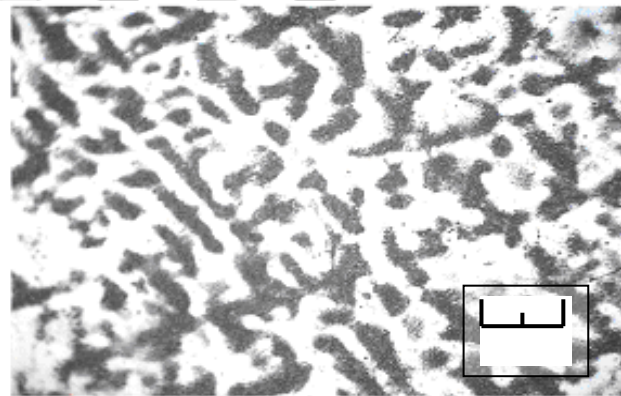
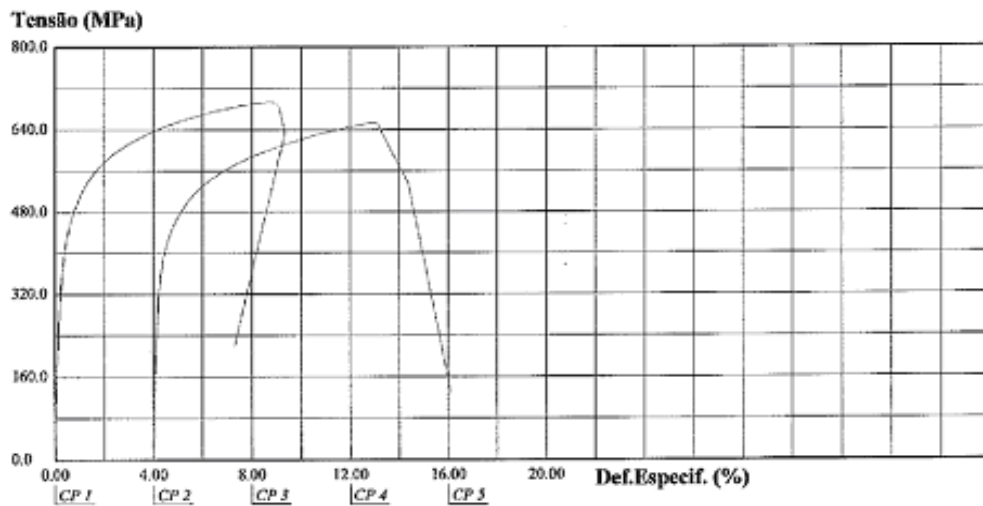


Figura 6.2 Propriedades e estrutura de F75-01 com < 0,05% C, colada em novo procedimento.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DLI0000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **04/09/2006** Hora: **10:19:06** Trabalho n° **0702**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>corrida: teste f-75 C. 0,05% cacho quente usinado material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tração (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.44	25.00	612.98	383.13	9.75
CP 2	8.28	25.00	681.25	456.73	9.20
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.360	25.00	647.1	419.9	9.473
Desv.Padrão	0.1131	0.0000	48.28	52.05	0.3899
Mínimo	8.280	25.00	613.0	383.1	9.198
Máximo	8.440	25.00	681.3	456.7	9.749

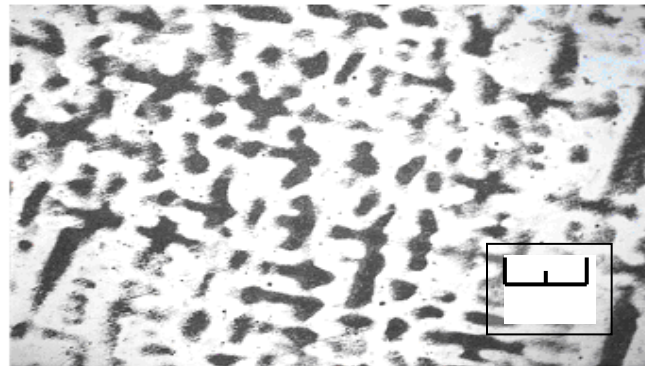
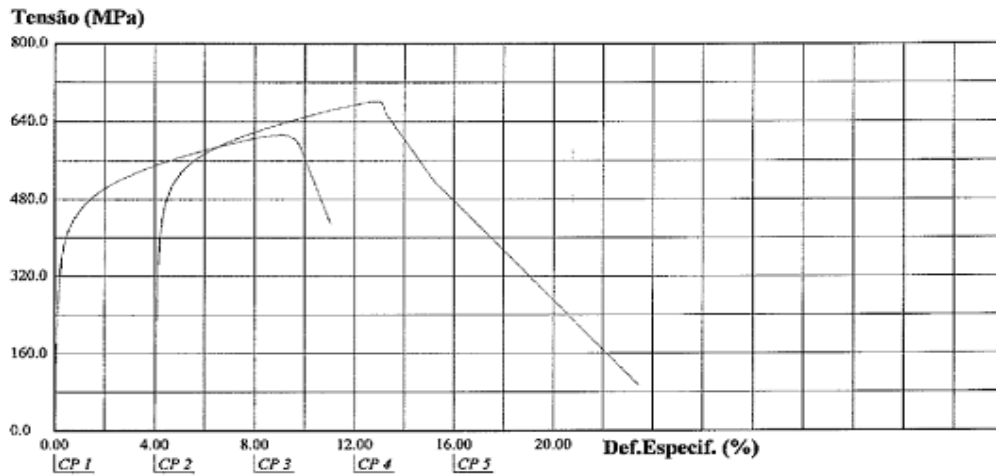


Figura 6.3 Propiedades y estructura de F75-01 con 0,05% C, colada en nuevo procedimiento.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **04/09/2006** Hora: **10:48:53** Trabalho n° **0703**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>corrida: **teste f-75 C. 0,10% cacho quente usinado** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Díâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.41	25.00	524.62	422.98	10.21
CP 2	8.42	25.00	632.71	457.89	10.61
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.415	25.00	578.7	440.4	10.41
Desv.Padrão	0.007071	0.0000	76.43	24.69	0.2786
Mínimo	8.410	25.00	524.6	423.0	10.21
Máximo	8.420	25.00	632.7	457.9	10.61

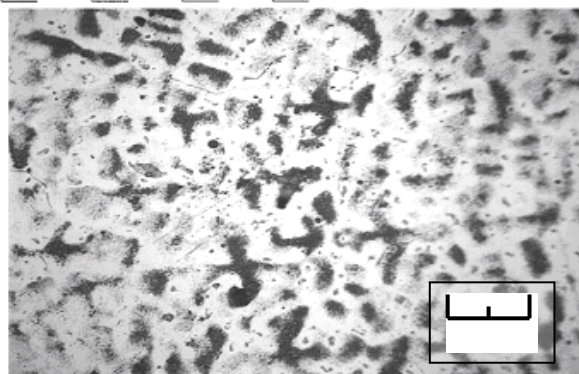
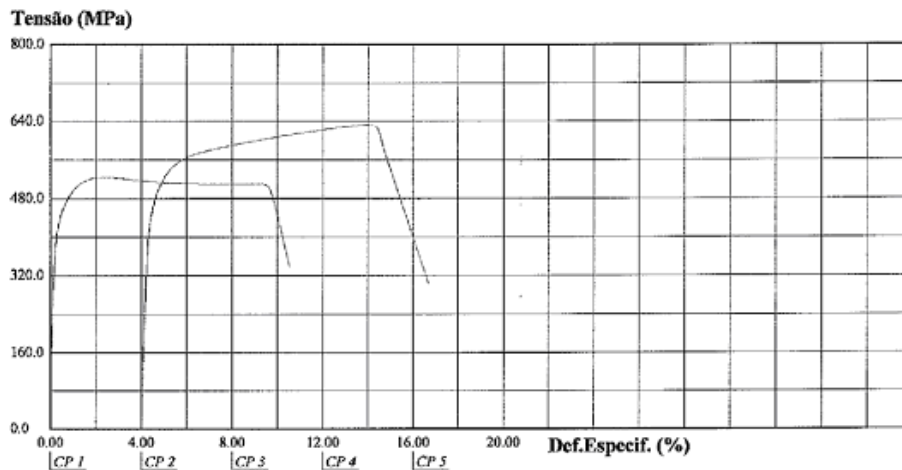


Figura 6.4 Propiedades y estructura de F75-01 con 0,10% C, colada en nuevo procedimiento.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **04/09/2006** Hora: **11:03:44** Trabalho n° **0704**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>corrida: **teste f-75 C. 0,15% cacho quente usinado** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.86	25.00	765.60	474.50	8.29
CP 2	7.93	25.00	665.93	472.02	8.22
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.395	25.00	715.8	473.3	8.259
Desv.Padrão	0.6576	0.0000	70.48	1.750	0.04846
Mínimo	7.930	25.00	665.9	472.0	8.225
Máximo	8.860	25.00	765.6	474.5	8.293

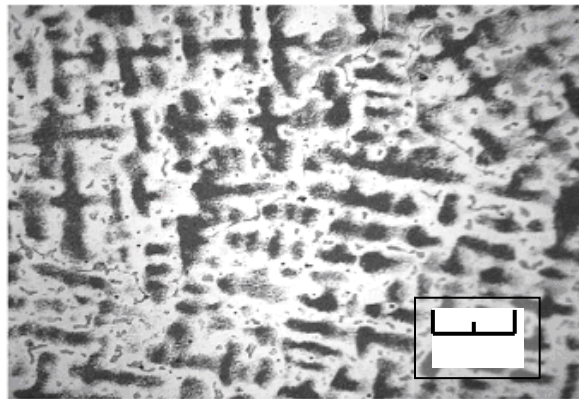
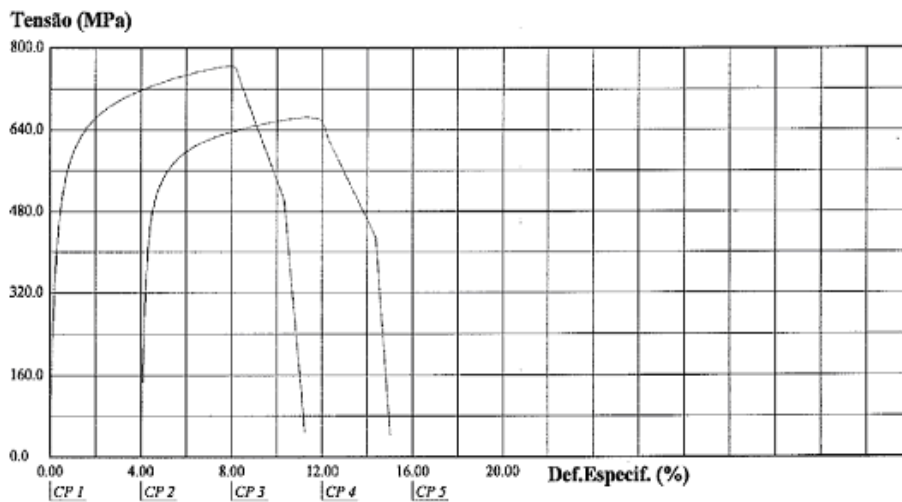


Figura 6.5 Propiedades y estructura en F75-01 con 0,15% C, colada en nuevo procedimiento.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **04/09/2006** Hora: **11:25:03** Trabalho n° **0705**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>corrida: **teste f-75 C, 0,20% cacho quente usinado** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracão (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8,43	25,00	634,11	*	9,68
CP 2	8,36	25,00	618,37	441,18	9,75
Número CPs	2	2	2	1	2
Média	8,395	25,00	626,2	441,2	9,713
Desv. Padrão	0,04950	0,0000	11,13	*	0,05008
Mínimo	8,360	25,00	618,4	441,2	9,678
Máximo	8,430	25,00	634,1	441,2	9,749

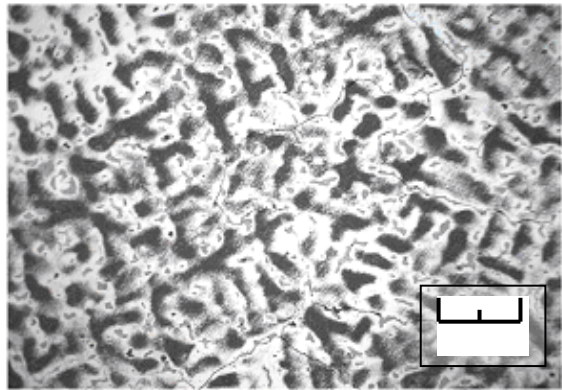
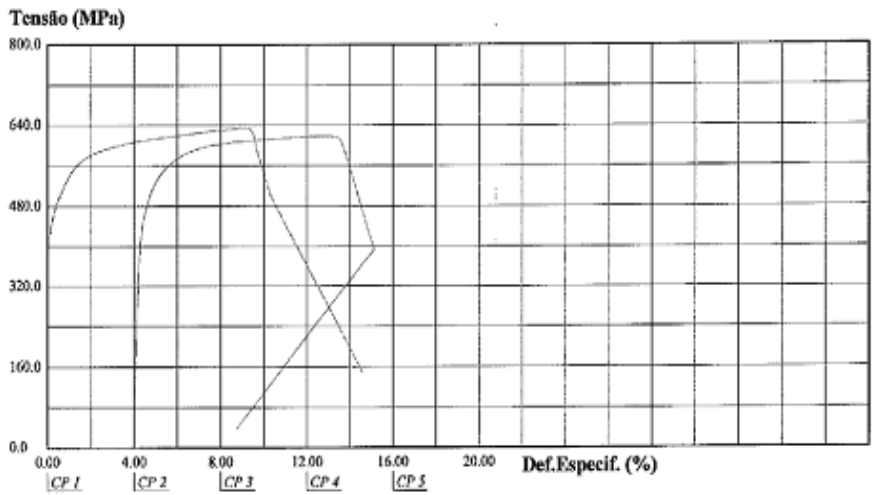


Figura 6.6 Propiedades y estructura en F75-01 con 0,20% C, colada en nuevo procedimiento.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: Emic DL10000 Célula: Trd 28 Extensômetro: Trd 1 Data: 04/09/2006 Hora: 11:41:58 Trabalho n° **0706**
 Programa: Tesc versão 3.01 Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>corrida: teste f-75 C. 0,25% cacho quente usinado material: ASTM F75 condicao TT: AS CAST

Corpo de Prova	Dímetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia traço (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.26	25.00	734.55	440.59	9.65
CP 2	8.35	25.00	674.48	492.09	7.28
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.305	25.00	704.5	466.3	8.466
Desv.Padrão	0.06364	0.0000	42.48	36.42	1.679
Mínimo	8.260	25.00	674.5	440.6	7.279
Máximo	8.350	25.00	734.6	492.1	9.654

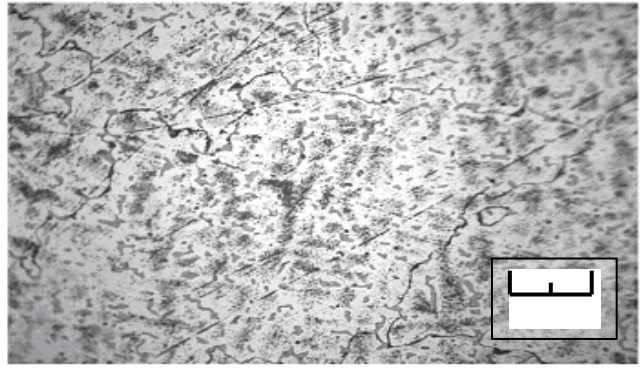
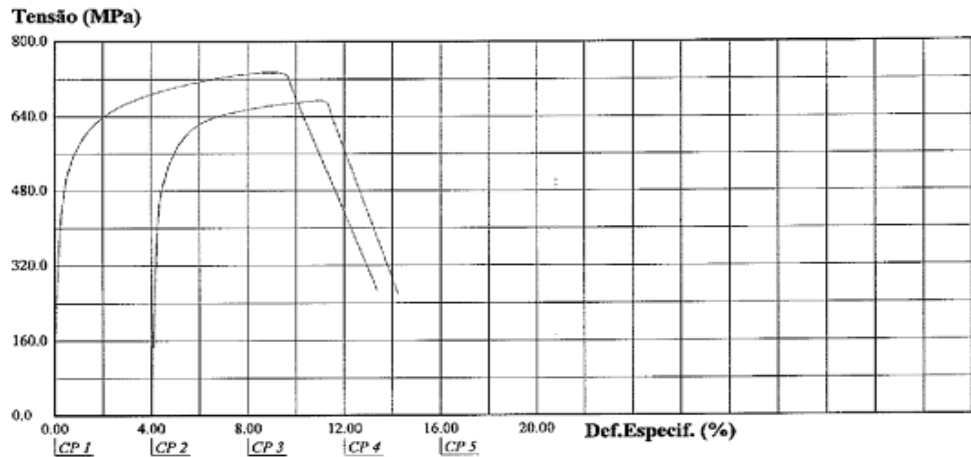


Figura 6.7 Propiedades e estrutura em F75-01 com 0,25% C, colada em novo procedimento.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS

LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: Emic DL10000 Célula: Trd 28 Extensômetro: Trd 1 Data: 04/09/2006 Hora: 13:25:54 Trabalho n° **0708**
 Programa: Tesc versão 3.01 Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>corrida: teste f-75 C, 0,30% cacbo quente usinado material: ASTM F75 condicao TT: AS CAST

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.06	25.00	696.19	483.41	3.03
CP 2	8.60	25.00	648.39	455.29	3.48
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	8.330	25.00	672.3	469.3	3.253
Desv. Padrão	0.3818	0.0000	33.80	19.89	0.3219
Mínimo	8.060	25.00	648.4	455.3	3.025
Máximo	8.600	25.00	696.2	483.4	3.481

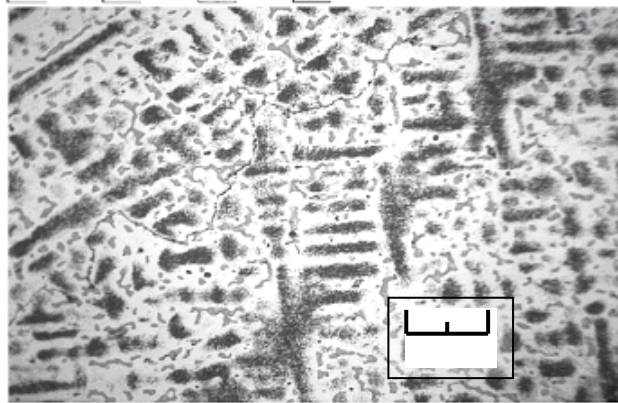
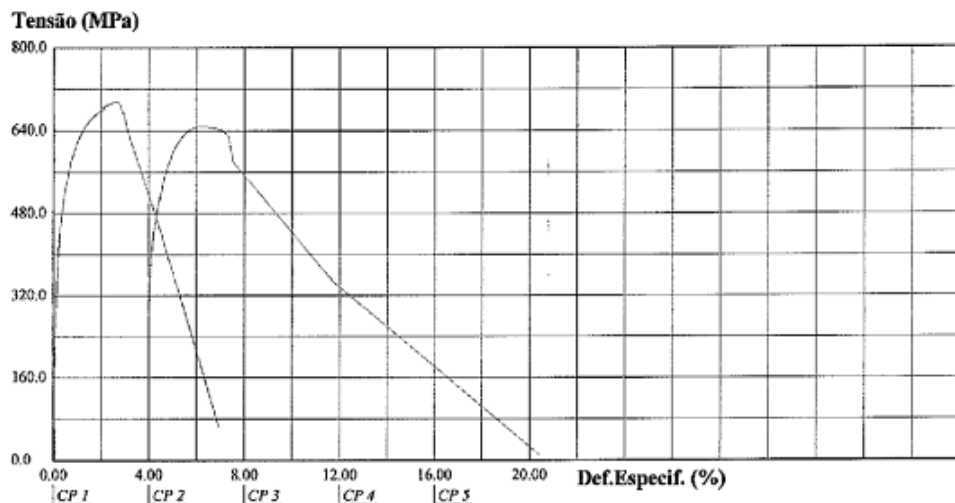


Figura 6.8 Propiedades e estrutura em F75-01 com 0,30% C, colada em novo procedimento.

Tabla 6.1 Propiedades mecánicas en función de la variación del % de C.

Faja del % de C	RT (MPa)	L E (MPa)	% Al.	Dureza (HRc)	
0,01 % - 0,045%	674	400	9,18	16	
0,046% - 0,090%	647	420	9,47	18	
0,091% - 0,140%	578	440	10,41	19	
0,141% - 0,190%	715	473	8,26	21.5	
0,191% - 0,240%	626	441	9,71	22	
0,241% - 0,290%	704	466	8,46	26	
0,291% - 0,340%	672	469	3,25	28	
Norma	0,35 max.	655 min.	450 min.	8 min.	25 a 35

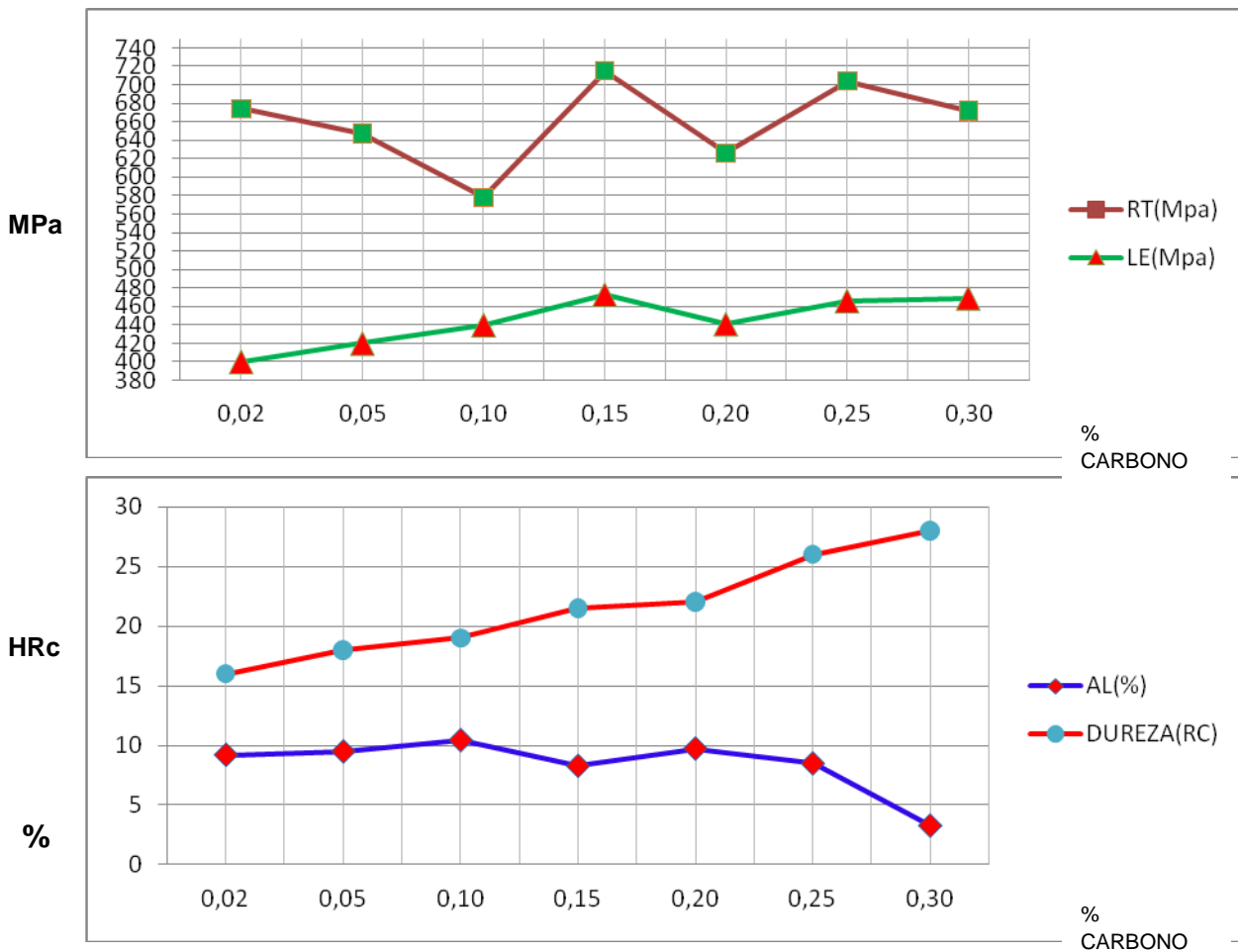


Figura 6.9 Propiedades mecánicas de la tabla 6.1, mostradas en gr

Tabla 6.2 Análisis química de las corridas experimentales variando el % C.

ANÁLISIS QUÍMICAS DE LAS CORRIDAS VARIANDO EL % C.						
FIGURA	% Co	% Cr	% Mo	% Ni	% C	SUMA
6.2	64,6	28,41	6,3	0,32	0,02	99,65
6.3	64,98	27,9	6,41	0,33	0,05	99,67
6.4	64,8	28,13	6,37	0,25	0,102	99,65
6.5	64,9	27,95	6,4	0,31	0,15	99,71
6.6	64,83	27,93	6,44	0,33	0,201	99,73
6.7	64,8	27,91	6,43	0,28	0,25	99,67
6.8	64,99	27,8	6,36	0,29	0,302	99,74
NORMA	Base	27 - 30	5 - 7	0,5 max.	0,35 max.	

En la tabla 6.1 se presentan los resultados con los valores medios de los ensayos mecánicos realizados. Se observa que existe apenas una estrecha franja de carbono en la aleación de 0,241% a 0,290%, con el análisis químico conseguido de 0,25% de C durante la experiencia, donde todas las propiedades mecánicas son atendidas, lo que por sí solo ya es una gran limitación para la producción en alta escala. Los mismos datos de la tabla 6.1 son mostrados gráficamente en la figura 6.9 apenas para efectos de analice y comparación.

La dispersión de datos mostrados en la tabla 6.1, la entendemos producto de la variación de los porcentajes de los demás elementos presentes en el metal, ver tabla 6.2. Ellos, también se encuentran dentro de los límites establecidos por la norma, pero no son idénticos al tratarse de diversas coladas, en las cuales se pretendía especialmente mantener con gran precisión el % de C para efectos del estudio propuesto.

7 DISCUSION.

Según lo expuesto en los capítulos 5 y 6, tanto la actuación sobre el proceso, modificando la temperatura del molde, y con esto aumentando la tasa de enfriamiento, como la variación de la composición química de la aleación, influyen notablemente sobre las propiedades mecánicas finales del material. De esta forma es posible deducir que ambos caminos estudiados y experimentados presentan características positivas y negativas cuando se analizan separadamente, lo que nos lleva a concluir que:

Cada forma por separado solo consigue atender todos los parámetros de la norma dentro de una pequeña faja de alta precisión del proceso. Así, separadamente, no se puede tener garantía de éxito, cuando son necesarias producciones de alto volumen.

En el caso de la operación sobre tasa de enfriamiento, cuanto más alto es el gradiente de temperatura utilizado se obtienen elevadas resistencias a tracción y elevados niveles del índice de fluencia. Sin embargo, en el límite más alto de resistencia mecánica los alargamientos se presentan extremadamente bajos. Cuando se actúa sobre la composición química, a menor porcentaje de carbono mayor es el alargamiento, pero la resistencia a la tracción y el límite de fluencia se muestran muy abajo de lo especificado. Por este prisma de análisis, ninguna de las formas por sí sola resuelve con facilidad el problema original; así, una solución híbrida parece ser la salida para el problema.

En esta solución híbrida es posible tener grados de libertad mayores en las composiciones químicas y tasas de enfriamiento más amplias, consiguiendo así aprovechar todas las ventajas y contrarrestar las condiciones adversas de cada sistema separado. Esta solución resuelve perfectamente nuestro problema, mismo requiriéndose que para ser utilizada es necesario que para cada tipo de piezas se establezcan claros y estrictos parámetros de composición química y de tasa de enfriamiento a aplicar. Esta fue la forma de producción que imaginamos y colocamos en práctica en nuestra empresa, y la confirmamos diariamente con la atención a nuestros clientes. No afirmamos que sea la mejor ni la única, ni mucho menos que ella tenga que ser aplicada por otros fundidores, porque si bien ella se muestra eficiente, no es de modo alguno simple de aplicar.

Nuestros clientes pueden testimoniar cómo el sistema se muestra eficiente en el cumplimiento de la norma ASTM F75, después de un período de serios problemas como he relatado anteriormente y de cómo el número de piezas defectuosas bajó casi al 0%, manteniendo el proceso sobre control estadístico y con distribución centrada con relación a la media, o sea propiciando índices de capacidad bastante elevados a través de cualquier sistema de control utilizado.

Conscientes de las limitaciones para atender los requisitos normativos, siempre en busca del refinamiento de los procesos utilizados, continuamente en nuestra empresa se buscan formas, dentro del campo aceptado por la norma, para trabajar con mayor seguridad y precisión. Por ser una solicitud recurrente de universidades, colegios técnicos y clientes, describimos en el Anexo 1 “Proyección Tecnológica” nuestra visión técnica a futuro. El propósito es posicionar al lector en relación con salidas pocas o nunca aprovechadas que la norma permite, así como nuevos y más complejos procesos de producción. En el Anexo 1 se discute y se presentan las tecnologías consideradas para futuras mejoras, su evolución en el tiempo y sus posibilidades tecnológicas concretas.

Finalmente, se invita a quién este trabajo haya mostrado el inicio de un camino, a continuarlo juntos, en la búsqueda de nuevas soluciones, inclusive muy diferentes de las aquí presentadas.

8 CONCLUSIONES.

Se estudió el proceso para obtener una estructura bruta de colada que cumpliera con las propiedades mecánicas y con la composición química especificadas por la norma ASTM F75, para aleaciones Co-Cr-Mo destinadas a implantes ortopédicos humanos. Lo anterior en el marco de una disminución del contenido de Ni de 1% en la versión 1998 de la norma, para 0,5% en la versión 2001 de la misma.

Las principales conclusiones de este estudio, realizado en las instalaciones fabriles y de laboratorios de la empresa “Fundimazza Industria e Comercio de Microfundidos de Aços e Ligas Especiais”, localizada en la ciudad de Cordeiropolis - São Paulo - Brasil, que fabrica piezas destinadas a implantes ortopédicos humanos en aleaciones de Co, son:

1 – Al aplicar a la nueva aleación versión 2001 las mismas condiciones de proceso de la aleación versión 1998, no se lograban satisfacer los requerimientos de propiedades mecánicas, comunes a ambas normas. Esto significaba que era necesario obtener una microestructura que permitiera atender las exigencias de propiedades mecánicas, con la nueva composición química de la versión 2001.

2 – Mediante un adecuado control del contenido de Carbono y de las condiciones de enfriamiento para cada tipo de pieza a producir, se llegó a satisfacer las exigencias de la norma, para aleaciones con el contenido de Ni de la norma versión 2001. Específicamente se estableció una faja de carbono de 0,14% a 0,18%, y una tasa de enfriamiento desde $T_{colada} - 500^{\circ}\text{C}$ a $T_{colada} - 900^{\circ}\text{C}$, en función del espesor medio de las piezas.

Se estableció que los resultados positivos se relacionan con la obtención de una estructura con menor cantidad de carburos presentes, por un lado, y un refinamiento de la estructura dendrítica producto de mayores tasas de enfriamiento, por otro. Un sistema híbrido de abordar los parámetros del proceso, demostró que era perfectamente aplicable en nuestro caso.

En el Anexo 1 son mostradas otras posibilidades de mejoras en el proceso, que la norma permite, tales como tratamientos térmicos de disolución de carburos, nitrogenación del metal líquido vía sólidos y se analizan formas de alterar la estructura de solidificación buscando mejorar aún más las propiedades mecánicas y de biocompatibilidad.

El autor del presente texto estuvo a cargo de esta investigación en la empresa, junto a los clientes y a los órganos de control externo de ANVISA. Finalmente, el nuevo procedimiento expuesto, al ser aplicado en la planta respectiva, permitió efectivamente atender las expectativas de los clientes y los requerimientos de la nueva norma.

ANEXO 1

PROYECCIÓN TECNOLÓGICA.

En este anexo, se expone la secuencia temporal en que visualizamos se deberán dar las tendencias, requisitos y procesos en el área de implantes ortopédicos humanos, cubiertos por la ASTM F75, aprovechando oportunidades que brinda la propia norma

A - Tratamientos térmicos de disolución de carburos.

Los ítems 3.1.5 y 6.1.5 de la norma, tratan de la posibilidad real de producir las piezas con diversos tratamientos térmicos y, entre ellos, el de disolución de carburos.

Este tratamiento térmico es discutido y descrito en la literatura técnica de las aleaciones de Co-Cr-Mo, donde se aborda el mejoramiento de las propiedades mecánicas, alejando la eventualidad de reacciones que den fases frágiles y asegurando una ductilidad elevada.

En este tratamiento, los carburos en general son disueltos en la matriz y, con un rápido enfriamiento, son imposibilitados de formarse nuevamente. Ello permite obtener propiedades mecánicas prácticamente imposibles de ser conseguidas en piezas en estado bruto de colada, con una consecuente mejora en la maquinabilidad.

En nuestro laboratorio, analizamos probetas con las estructuras y propiedades mostradas en la figura 6.8, fundidos y colados en la forma tradicional. Estos resultados se pueden comparar con las del mismo metal fundido con superior tasa de enfriamiento (baja temperatura del molde) y posteriormente tratados a 1250°C por una hora y enfriados rápidamente. Los resultados se muestran en las figuras An.1 a An.3. En la comparación de la figura 6.8 con la figura An.1 se puede observar el refinamiento de la estructura y el aumento en las propiedades mecánicas por efecto de la mayor tasa de enfriamiento. Comparando la figura An.1 con la figura An.2 observamos las grandes diferencias en las propiedades mecánicas, especialmente de alargamiento y de la estructura metalográfica, producto del tratamiento térmico de disolución de carburos realizado. La figura An.3 es una ampliación fotográfica de la figura An.2.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **04/09/2006** Hora: **11:03:44** Trabalho n° **0704**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>>> corrida: **teste f-75 C. 0,30% cacho frio usinado** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	8.02	25.00	839.22	494.43	3.52
CP 2	7.63	25.00	862.37	564.40	3.92
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	7.825	25.00	850.8	529.4	3.719
Desv.Padrão	0.2758	0.0000	16.37	49.48	0.2865
Mínimo	7.630	25.00	839.2	494.4	3.516
Máximo	8.020	25.00	862.4	564.4	3.921

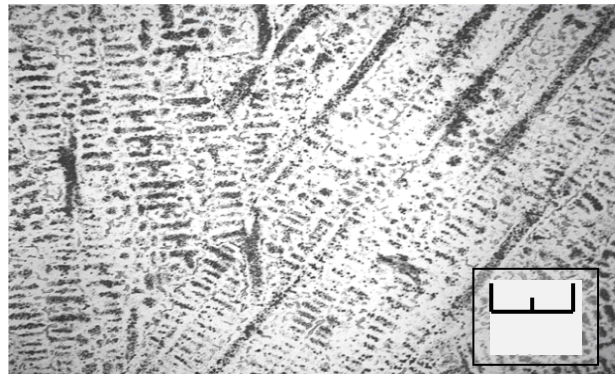
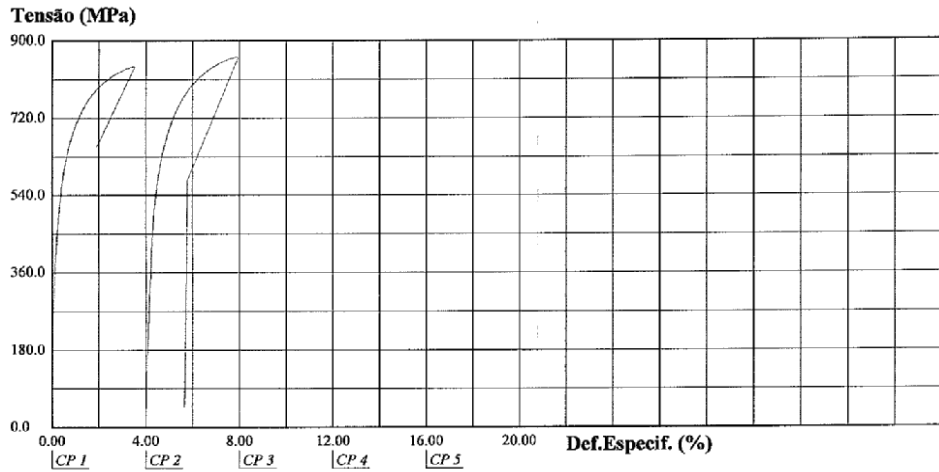


Figura An.1 Propiedades y estructura en aleación con 0,30% C fundida con elevada tasa de enfriamiento .

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **28/06/2006** Hora: **08:08:13** Trabalho n° **0499**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>>>>>>>> corrida: **teste f-75 cacho frio solubilizado** material: **ASTM F75** condicao TT: **Solubilizado**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia traçao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	9.40	25.00	767.58	503.01	13.82
CP 2	9.40	25.00	774.11	479.61	13.86
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	9.400	25.000	770.8	491.3	13.84
Desv.Padrão	0.0000	0.0000	4.616	16.54	0.02661
Mínimo	9.400	25.000	767.6	479.6	13.82
Máximo	9.400	25.000	774.1	503.0	13.86

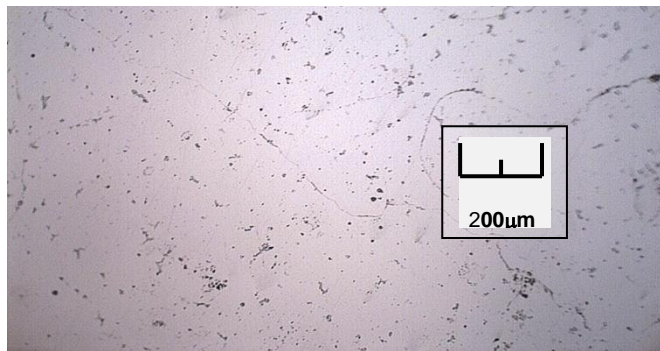
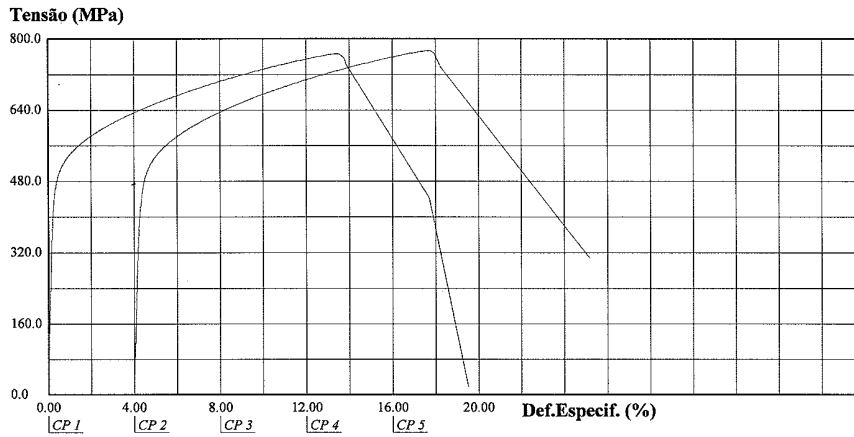


Figura An.2 Propriedades mecânicas e estrutura de la mesma aleación de la figura An.1, con un ulterior tratamiento de disolución de carburos .

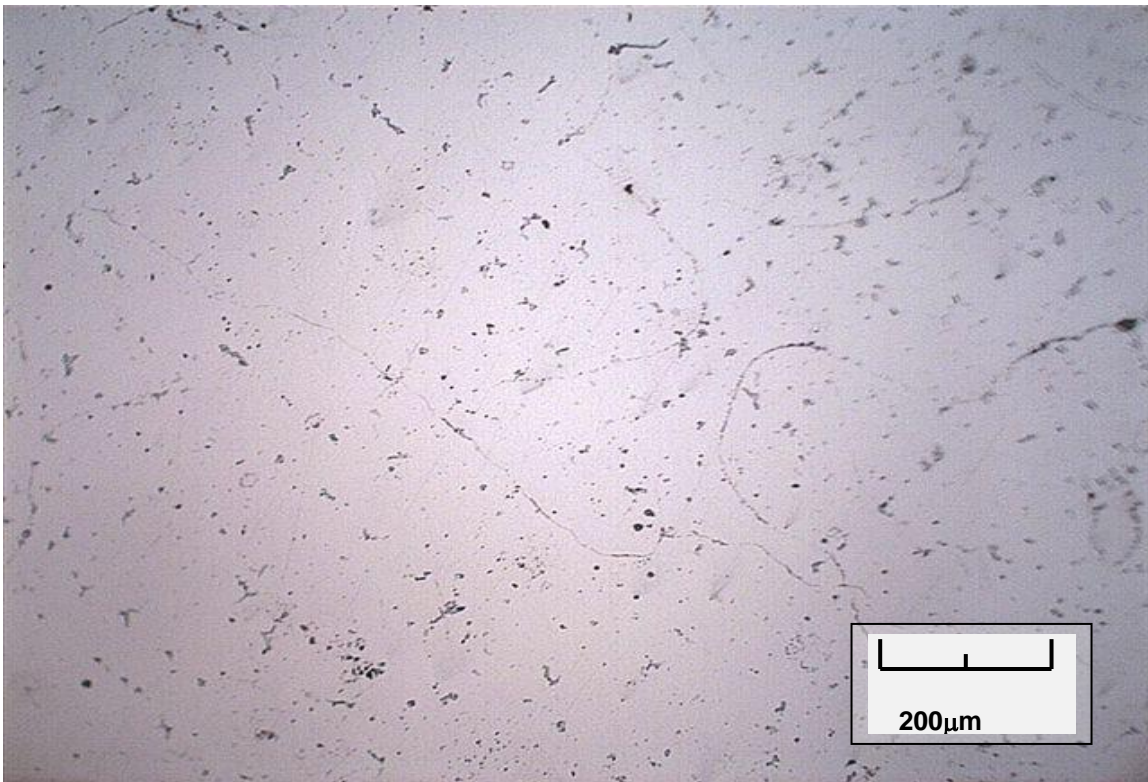


Figura An.3 - Metalografía de la misma aleación mostrada en An.2 ampliada.

Los excelentes resultados que se obtienen al aplicar el tratamiento de disolución de carburos, son comprobados en los ensayos de fatiga en bases tibiales que están siendo realizados en paralelo, los cuales muestran resultados realmente sorprendentes. Entendemos así que este tratamiento debería ser intensamente utilizado por los clientes, ya que representa una enorme mejoría de los productos microfundidos. El es permitido por la norma, mas nunca utilizado en producto alguno en producción.

B - Nitrogenación de la aleación vía sólido.

Otro punto de sorprendente importancia, mas que ha pasado desapercibido a los ojos de los fabricantes de implantes, es la posibilidad de nitrógenar la aleación. La norma establece los límites 0,00% a 0,25% de N. Esto ha sido mal interpretado por los proyectistas de implantes al leer la norma. Muchas veces entienden que la presencia de este nitrógeno es indeseable y pretenden mantenerlo en niveles extremadamente bajos.

Ellos imaginan que es proveniente de gases disueltos en el metal y que en el estado sólido se presentaría como porosidades en el momento del mecanizado o del pulimiento de la pieza. Es verdad que el nitrógeno puede ser incorporado por absorción en alta temperatura en el metal en estado líquido y ser culpable de este tipo de problemas, pero esta condición deriva de una situación totalmente anómala y proveniente de un descontrol total en el proceso de fusión. No es de este problema que la norma trata, sino de otra condición conocida desde los años 40.

En la citada época empresas fabricantes de aleaciones Co-Cr-Mo, tales como Carpenter y Haynes en los Estados Unidos, utilizaban la nitrogenación en sus metales vía burbujas de gas nitrógeno en el metal fundido, lo que contribuía para la presencia de nitrógeno en solución sólida después de la solidificación del metal. Este nitrógeno tenía como función mejorar las propiedades mecánicas y, fundamentalmente, la resistencia a fatiga y la resistencia a corrosión intergranular. El proceso utilizado en la época tenía como gran obstáculo la imposibilidad de controlar con precisión el nivel final de N en el metal, ya que el mismo variaba en función de la temperatura de colada y del tiempo empleado en el colado del primer molde hasta el último molde de una hornada. De esta forma, en las fundiciones de la época se hacía medición del porcentaje de nitrógeno molde a molde, lo que transformó el proceso en gran escala extremadamente caro e impracticable.

Con la aparición de ferroaleaciones nitrogenadas y de metales puros nitrogenados, ahora es absolutamente practicable la nitrogenación de aceros, como es el caso del ISO 5832-9 y de aleaciones de Co como es el caso del ASTM F75. Es entonces aplicable la nitrogenación vía sólido, que consiste en la adición de un sólido portador de nitrógeno al metal durante la fase de fusión del mismo. Conociendo el rendimiento o nivel de absorción de N por cada kg de ferroaleación o metal puro nitrogenado adicionado, el control de N final es bastante simple. Por otra parte, Brasil es fabricante de ferroaleaciones nitrogenadas, mas no de metales puros nitrogenados que son fabricados básicamente en Estados Unidos y vendidos por volumen mínimo de 500 kg. Este es el principal problema para el normal desarrollo de este extraordinario proceso en Brasil, ya que por ser el F75 una aleación de 0,75% de fierro máximo, no permite alcanzar elevados niveles de nitrogenación y mantener el metal

dentro de las especificaciones en relación al hierro admisible con la utilización de una ferroaleación nitrogenada, que tiene un máximo 5% de N y el porcentaje restante básicamente Fe. La nitrogenación del F75 es deseable en atención a que aumenta la ductilidad, eleva sensiblemente la resistencia a diversos tipos y formas de corrosión, y aumenta la resistencia a fatiga.

Metalúrgicamente se explican estas modificaciones en el metal con la adición de N, en dos pasos secuenciales. El N adicionado en porcentajes hasta 0,10% se presenta básicamente en una solución sólida intersticial en la red cristalina rica en Co, deformándola y con esto mejorando las propiedades de tracción (RT) y de límite de fluencia (LF). Adiciones de N superiores a 0,15%, permiten la formación de carbonitratos de Cr y Mo finamente dispersos en la matriz cristalina, impidiendo la formación de carburos macizos del tipo $C_6 M_{23}$, así como su migración a los bordes de granos. No existirá, por tanto, una red continua y de fragilidad elevada de carburos en la región intergranular, y con esto mejoran las propiedades de resistencia a la corrosión intergranular y por puntos (pits), así como la resistencia a fatiga.

Debemos considerar también, que el cuerpo humano no presenta ningún tipo de reacción contraria frente a pequeños porcentajes de N presentes en la aleación metálica, existiendo trabajos europeos que llegan a 0,65% de adición de N [14].

Lo mencionado anteriormente, sumado a la capacidad de la nitrogenación de elevar la resistencia máxima de tracción y del límite de fluencia de la aleación, traería como consecuencia directa un implante de mayor durabilidad, de mayor biocompatibilidad y de procesamiento más simple para el fabricante final.

Fue con esta visión y con esas limitaciones que se realizaron algunas experiencias de nitrogenación vía sólidos, utilizando nuestras materias primas con las cuales habíamos desarrollado la nitrogenación de aceros. De esta forma se adicionó una ferroaleación nitrogenada, hasta el límite de aumento en el baño metálico del porcentaje de hierro máximo permitido. Los resultados de estas experiencias se muestran en las figuras An.4 a An.8 para una aleación de 0,30% de C, donde se consiguió adicionar N hasta el valor de 0,11% de N, con el porcentaje de hierro en el límite de 0,73% de Fe; o sea, todavía conforme norma.

Fueron fundidos moldes de probetas para ensayos mecánicos en la condición normal, moldes de probetas con elevada tasa de enfriamiento y, posteriormente, las probetas de ensayos fundidas en la primera condición fueron sometidas al tratamiento térmico de dilución de carburos para obtener las propiedades finales.

Aprovechamos de experimentar todos los procesos hasta aquí descritos, tales como colada tradicional, colada con elevada tasa de enfriamiento, nitrógenación de la aleación y dilución de carburos, secuencialmente, y así comparar la evolución de las propiedades mecánicas y las alteraciones micro estructurales conseguidas.

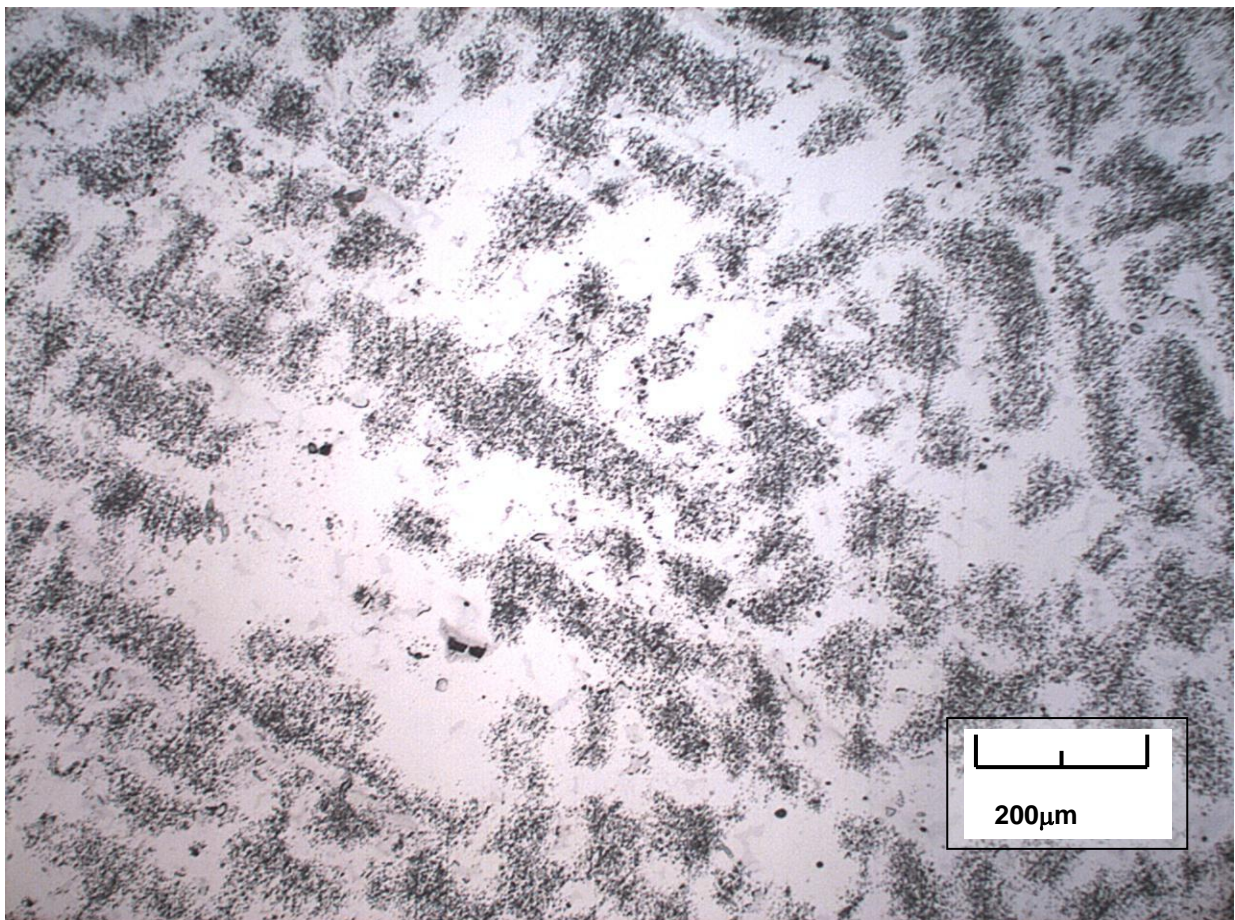


Figura An.4 -Estructura de pieza colada en el proceso normal, bruto de colada con 0,11% de N.

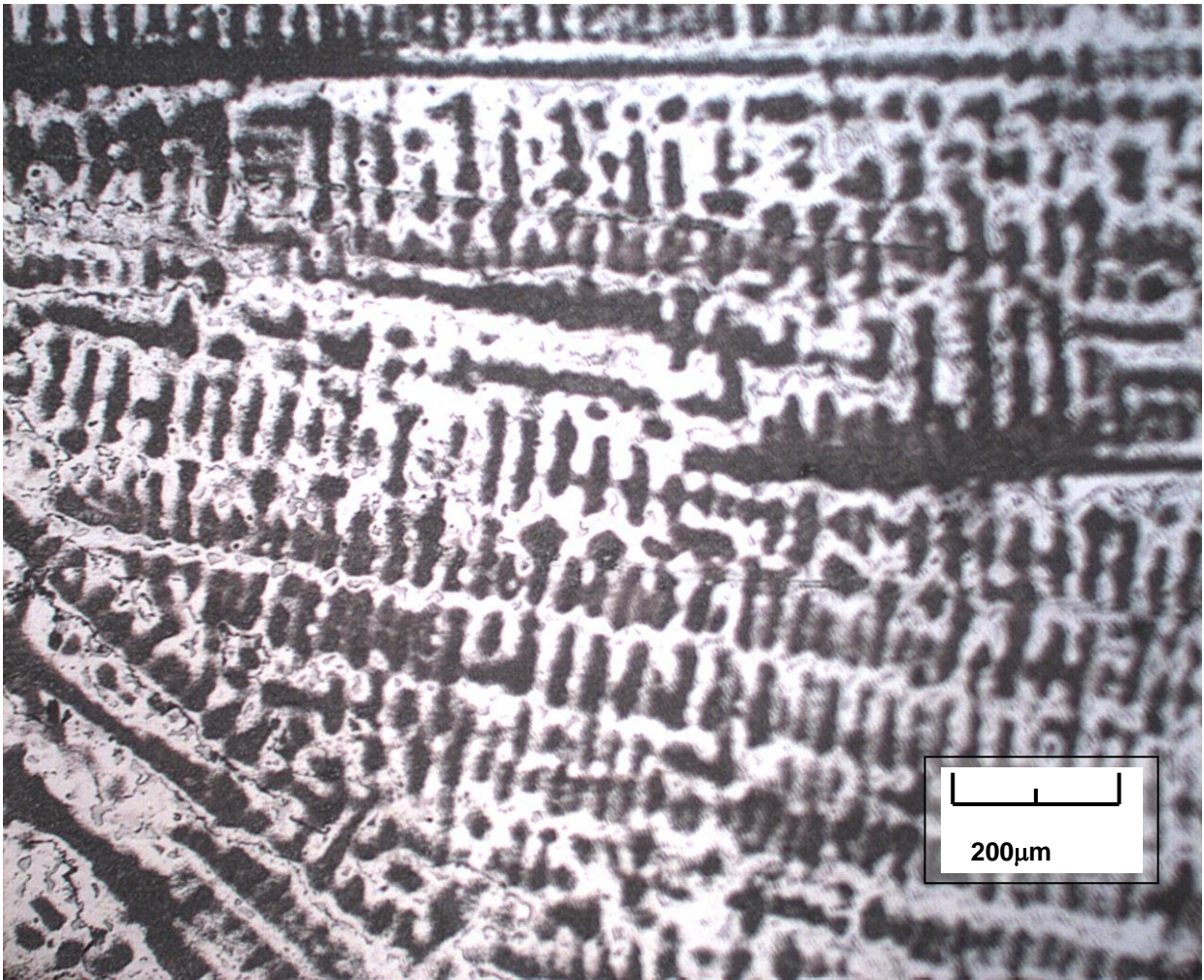


Figura An.5 - Estructura de pieza colada con elevada tasa de enfriamiento, bruto de colada, de la misma aleación mostrada en la figura An.4.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **27/06/2006** Hora: **08:08:51** Trabalho n° **0492**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>> corrida: **teste f-75 nitrogenado quente bruto de fusão** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	9.40	25.00	590.15	515.46	10.75
CP 2	9.40	25.00	694.17	508.86	10.27
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	9.400	25.00	642.2	512.2	10.51
Desv Padrão	0.0000	0.0000	73.55	4.666	0.3396
Mínimo	9.400	25.00	590.1	508.9	10.27
Máximo	9.400	25.00	694.2	515.5	10.75

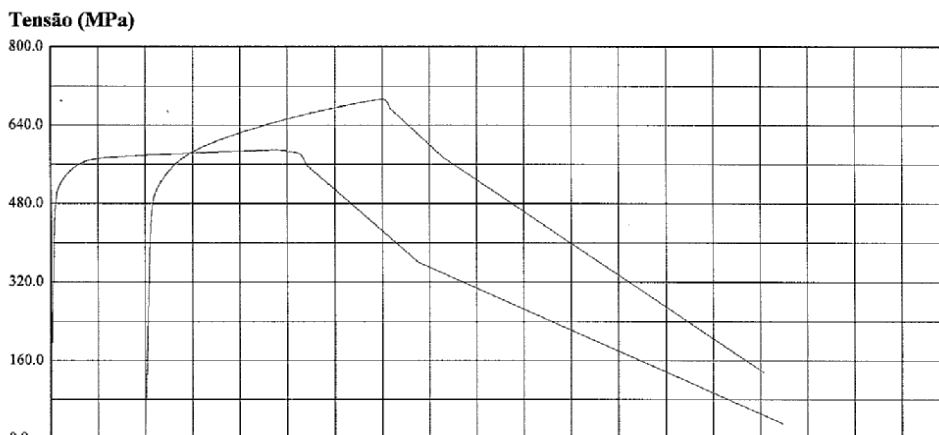


Figura An.6 - Propriedades mecânicas de peça colada em . processo normal, bruto de colada, nitrogenado a 0,11% de N.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **28/06/2006** Hora: **10:02:51** Trabalho n° **0502**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>corrida: **teste f-75 cacho frio nitrogenado bruto fusão** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	9.40	25.00	839.57	608.74	5.35
CP 2	9.40	25.00	798.93	606.40	3.59
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	9.400	25.00	819.2	607.6	4.470
Desv. Padrão	0.0000	0.0000	28.74	1.653	1.244
Mínimo	9.400	25.00	798.9	606.4	3.590
Máximo	9.400	25.00	839.6	608.7	5.349

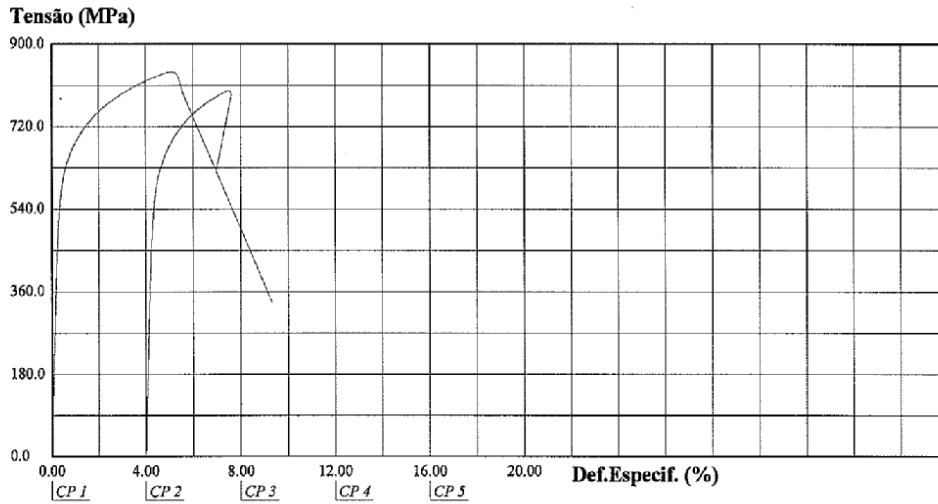


Figura An.7 - Propiedades mecánicas de pieza colada con elevada tasa de enfriamiento, bruto de colada, nitrogenado a 0,11% de N.

FUNDIMAZZA MICROFUNDIDOS DE AÇOS
LABORATORIO DE ENSAIOS MECANICOS

Relatório de Ensaio

Máquina: **Emic DL10000** Célula: **Trd 28** Extensômetro: **Trd 1** Data: **28/06/2006** Hora: **07:43:13** Trabalho nº **0498**
 Programa: **Tesc versão 3.01** Método de Ensaio: **metodo geral com Extensometro**
 Ident. Amostra: >>>> corrida: **teste f-75 nitrogenado quente solubilizado** material: **ASTM F75** condicao TT: **AS CAST**

Corpo de Prova	Diâmetro (mm)	Compr. Base (mm)	resistencia tracao (MPa)	limite escoamento (MPa)	alongamento (%)
CP 1	9,40	25,00	688.72	435.98	19.64
CP 2	9,40	25,00	676.14	464.78	15.39
Número CPs	2	2	2	2	2
Média	9,400	25,000	682.4	450.4	17.52
Desv. Padrão	0,0000	0,0000	8,896	20,37	3,009
Mínimo	9,400	25,000	676,1	436,0	15,39
Máximo	9,400	25,000	688,7	464,8	19,64

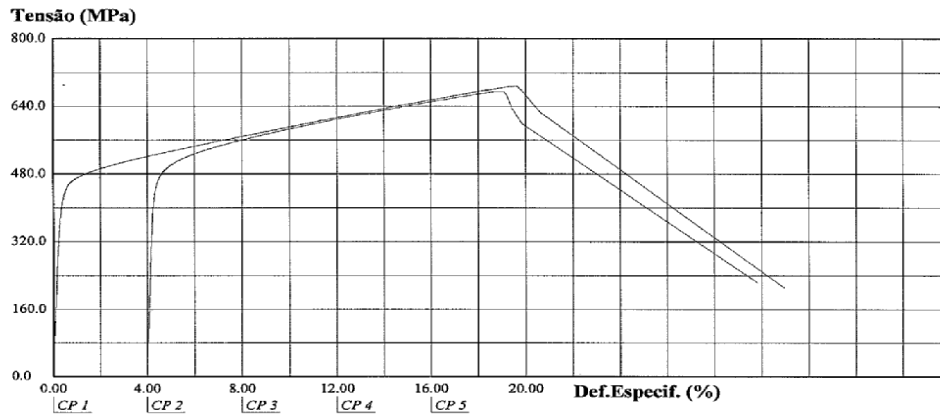


Figura An.8 - Propiedades mecánicas de pieza colada en la condición normal, nitrogenado a 0,11% de N. y con dilución de carburos.

Finalmente, es importante reafirmar que estas propiedades fueron obtenidas con menos del 45% del nivel de nitrogenación aceptado por la norma y así mismo las diferencias mecánicas y físicas mostradas son realmente auspiciosas.

Tabla An.1 – Aleación con 0,30% C, nitrogenada.

Experiencia	Proceso	RT (MPa)	LF (MPa)	% Alar.
	Solicitado en la norma	655	455	8
1	Colado tradicional - Fig. 8.6	642,2	512,2	10,51
2	Colado con Elev Tasa Enfr.- Fig 8.7	819,2	607,6	4,47
3	Tradicional + Disol. de Carb. - Fig. 8.8	682,4	450,4	17,52

Resultados: Los datos de la tabla An.1 resumen las propiedades mecánicas de tres experiencias, con diversos procedimientos de producción ya descritos en este trabajo, para una misma aleación con 0,30% de C, ahora nitrogenada con 0,11% de N, comparándolas con las exigencias mínimas de la norma.

Comparando las experiencias 1 y 2 observamos resistencia a la tracción (RT) baja en la experiencia 1, y bastante alta en la experiencia 2, como consecuencia de la elevada tasa de enfriamiento utilizada en esta última. Consecuentemente, el alargamiento en la experiencia 1 es bien mayor. Esto refuerza que nuestra decisión de buscar un proceso híbrido es correcta, porque ninguno de los dos resultados cumple las exigencias de la norma. El mayor alargamiento mostrado por la experiencia 1 es producto del N presente en la aleación colada en el procedimiento tradicional.

En la experiencia 3 se procedió a someter probetas de la experiencia 1 a un tratamiento de disolución de carburos. Los resultados muestran que el tratamiento eleva la resistencia a la tracción (RT) y el alargamiento, más bajó el Límite de Fluencia (LF), lo que es explicado por el elevado porcentaje de carbono en la aleación. El crecimiento de la ductilidad es evidente en las dos experiencias, cuando comparadas a las solicitaciones mínimas de la norma, lo que es consecuencia de la adición de N .

C - Fundición bajo vibración. Éste es un ítem agregado a este trabajo en 2006, y que permaneció sin mayores alteraciones hasta el mes de julio de 2009, cuando recibimos informaciones que nos obligaron a re-escribir y re-analizar el texto y visión de este ítem. Si observamos todas las metalografías mostradas en este trabajo, se

concluye que el ASTM F75 tiene su solidificación normal en forma dendrítica, independiente de tasas de enfriamiento elevadas durante el colado o de cualquier tratamiento térmico ejecutado posteriormente.

Esto es considerado como la solidificación normal de este tipo de aleación.

Imaginábamos que era posible transformar la solidificación dendrítica en una solidificación equiaxial. Pensamos que debía existir una forma de alterar esto, al menos la teoría así mostraba y, según algunas experiencias básicas que realizamos en nuestra fábrica.

Las nuevas informaciones recibidas en 2009, nos mostraron la existencia de un proceso denominado rheocasting o reofundición en español, absolutamente desconocido para nosotros. El objetivo de este proceso es alterar una solidificación dendrítica, transformándola en una estructura globular. El ASM Metal Handbook volumen 15 [15] presenta este proceso en 2 páginas (719-720), describiéndolo como un proceso para la obtención de un semisólido que incorpora principios de fundición y de forja, para ser utilizado después de diversas fases de inyección y tratamientos térmicos, de grande utilización a partir de los años 70 en aleaciones básicamente de Al. En estas mismas dos páginas es citada una referencia al uso en superaleaciones [16], pero que cuando consultada resultó tratarse de una superaleación de Ni. Otro artículo [17] consultado cita la necesidad de utilización de los conceptos de deformación plástica, recristalización y hasta refusión en una aleación AlCu para obtener los resultados deseados. La utilización de las técnicas de metalurgia de polvos es también citada en diversos artículos. Otro punto recurrente es presentado en tres Tesis de Maestreado [18], [19] y [20], donde se describe la adición de cargas sólidas al metal líquido para la obtención de composites, previamente a la inyección en matrices metálicas y al procesamiento de conformación mecánico, necesarios en las aleaciones de Al estudiadas por los investigadores. El proceso de reofundición utiliza energía mecánica de cualquier tipo, para quebrar las dendritas y durante la adición de una eventual carga sólida en el metal líquido, antes de ser utilizado. Esto es realizado en una estación preparatoria y siempre anterior a cualquier otra operación del proceso, conforme diagramas del proceso (figuras página 42 y 43 [18], y también figura 3.7 página 11[19]).

En la tabla An.2 comparamos las principales características entre los procesos de reofundición y de microfusión, para efectos de estudio de aplicabilidad.

Tabla An.2 – Comparación entre los procesos de reofundición y microfusión

Fases de proceso	Reofundicion	Microfusión
Objetivo	Alterar estructura base	Producir una pieza fundida
Genera un metal...	Semisólido	Líquido
Utiliza agitación del metal	Si	No
Acepta adición de sólidos	Si necesario	No
Estación de trat. de metal	Obligatoria	No
Tipo de fundición	Por inyección	Por gravedad
Tipo de molde	Matriz metálica	Molde cerámico
Conformación mecánica	Si	No
Tratamiento Térmico	Si	Si
Aplicación principal	Aleaciones de Al, Mg, Cu, Ti.	Aceros, superaleaciones de Co y Ni
Tiempo de proceso del metal	Varios minutos	Máximo 45 s del horno al molde

El análisis de los datos de la tabla An.2 nos indican que existen más diferencias que semejanzas entre los dos procesos. Lo que transforma nuestra idea original, posible de ser comparada a un proceso de reofundición, es solamente la idea de transformar una estructura dendrítica en equiaxial, buscando mejoras en las propiedades mecánicas finales de la aleación, ya que los métodos tradicionales de la reofundición son inaplicables a nuestro caso.

El breve más importantísimo contacto con los estudios y desarrollos del proceso de reofundición, nos hacen pensar en la gran cantidad de problemas que tendremos que resolver en nuestro proceso de microfusión para llegar a los resultados que los colegas de reofundición ya consiguieron. El origen de este futuro desarrollo comenzó para nosotros, con la lectura de un pequeño artículo publicado en enero del 2005 en la revista “Fundição e Serviços” y podría haber pasado desapercibido ya que nada tiene que ver con las aleaciones de Cobalto y tampoco con los aceros. Este artículo

informaba que sería montada en Liege - Bélgica una pequeña unidad de fundición de oro puro para experimentar la alteración de la solidificación dendrítica de este metal, con el objetivo de mejorar las propiedades mecánicas finales del oro transformado en alambre necesario para utilizarlo en el área electrónica destinada a espacio-naves y aviones de combate. Esta simple información aparentemente sin relación con nuestros problemas del día a día, nos llevó a meditar y concluir que: si una estructura siempre dendrítica, como es el caso del oro de alta pureza, es posible de ser alterada y que esto sería necesario tecnológicamente para elevar todas las propiedades mecánicas y físicas del producto final, nos preguntamos ¿será que esto tendría un gran valor aplicado a nuestra principal aleación dendrítica como es el caso del ASTM F75? El sistema utilizado en esta nueva unidad, consistiría en fundir el oro puro en condiciones tales que su estructura normalmente dendrítica fuese modificada para una estructura granular policristalina y equiaxial a través de una fuente de vibración. Ciertamente una alteración de esta naturaleza traería enormes diferencias en las propiedades mecánicas del producto resultante, ya que por la propia condición de policristalinidad de la estructura, las dislocaciones tendrían mucha más dificultad en moverse, trayendo con esto un considerable aumento en las propiedades físicas como un todo. La idea básica está mostrada en la figura An.9.

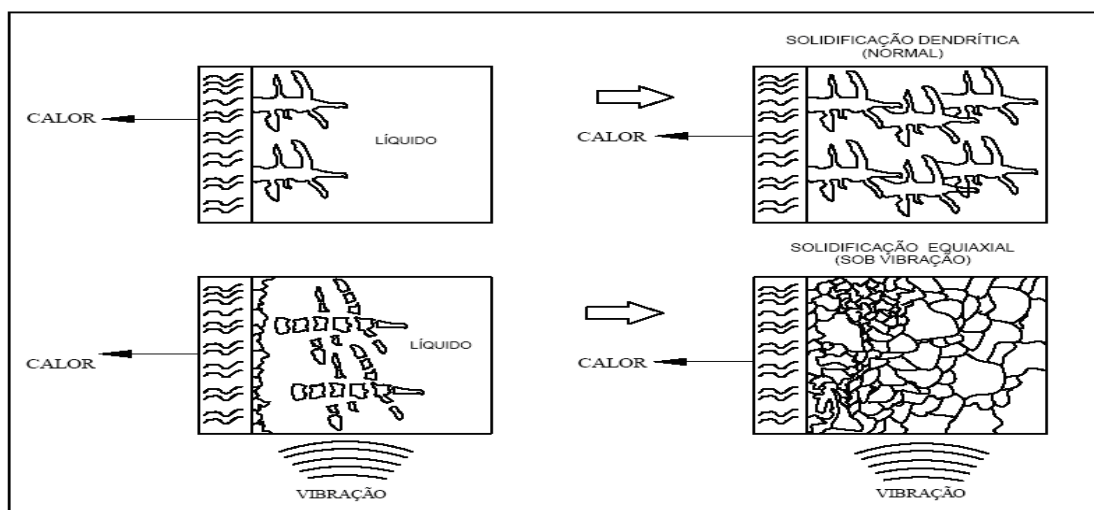


Figura An.9 Esquema comparativo de fundición bajo vibración y fundición normal


























En la figura An.9, la primera fila de dibujos muestra esquemáticamente el inicio y el fin de la solidificación normal dendrítica de un pequeño segmento de un molde después del colado tradicional y después de su solidificación final. En la segunda fila mostramos esquemáticamente la misma secuencia de colado de la misma aleación, esta vez bajo el efecto de vibración de alta o media frecuencia. En los primeros instantes del colado las dendritas tienden a formarse, pero una fuente externa de vibración provoca el quiebre de las mismas en diversos segmentos que son transformados en gérmenes de nucleación de granos y de inicio de nuevas dendritas. Esta formación incipiente vuelve a ser quebrada como las primeras, repitiéndose este ciclo de formación y ruptura hasta que todo el líquido este solidificado.

La idea es simple y de hecho funciona, para lo cual basta escoger el tipo de fuente generadora de vibraciones sea del tipo ultrasónica o de acción mecánica y determinar para el material fundido una frecuencia y una amplitud que genere el quiebre de las dendritas incipientes, sin afectar obviamente la integridad del molde cerámico ni su resistencia mecánica en caliente durante el colado.

Una experiencia realizada en nuestras instalaciones de fábrica se ejecutó a partir de una fuente de vibración mecánica con muy pocas posibilidades de variación de frecuencia y de amplitud. Sin embargo, los resultados metalográficos mostraron que en estas condiciones también bastante limitadas, tenía por lo menos 20% de la estructura en la forma equiaxial, mas con diversos y muy diferentes tamaños de grano mezclados. Éste es nuestro proyecto a desarrollar en los próximos años.

Considerando las nuevas informaciones recibidas con relación a otros procesos que buscan el mismo objetivo, como es el caso de la reofundición, entendemos que el hecho de poder contar solamente con el tiempo entre el inicio de la colada hasta el final del tiempo local de solidificación para conseguir la transformación del metal deseada dentro del molde cerámico, ya será un gran problema entre otros muchos, que tendremos que resolver. Con todo entendemos este desafío como algo verdaderamente significativo en el estudio de las propiedades de este material para implantes y que precisa ser considerado como una posibilidad concreta de ser un interesante aporte tecnológico. Al llegar a este punto de nuestro trabajo no podemos dejar de imaginar lo que podríamos conseguir en un futuro próximo si fundiéramos implantes con las características mostradas en la tabla An.3.

Tabla An.3 – Efectos de diversas condiciones aplicadas simultáneamente.

	RT	LE	% Al	Resist. Fatiga	Resist. Corrosión
Aleación de bajo % de C					
Fundición con elevada tasa de enfriamiento.					
Adición de N vía sólidos a nivel de 0,25% o mayor.					
Fundición bajo vibración de frecuencia y amplitud controlada.					
Piezas sometidas a TT de disolución de carburos.					

En estas condiciones no es absurdo imaginar un implante para toda la vida; que no se desgasta y que tiene una extraordinaria biocompatibilidad, con una resistencia a la fatiga del orden de 10.000 Newton a 25.000.000 de ciclos, con resistencias mecánicas en tracción del orden de 1500 MPa, límite de fluencia de 1200 MPa, alargamiento de 25% a 35% y reducciones de área de hasta 50%. Todas estas características hoy inimaginables, asociadas a una maquinabilidad semejante a la que muestran los aceros convencionales actualmente. ¿Sería esto lo que los fabricantes de implantes ortopédicos desearían tener en sus fábricas en producción? Entendemos que sí. Esto puede ser una realidad concreta en un futuro no muy distante.

D – Avances conseguidos desde 2005 a 2009

Iniciamos este trabajo porque teníamos un serio problema. No conseguíamos producir los implantes ortopédicos después de la alteración de la norma en la versión 01.

Nuestra meta primaria, era conseguir y establecer un procedimiento de producción seguro, reproducible dentro de condiciones industriales y que cumpliera con todas las condiciones establecidas por la norma ASTM F75-01. Esto fue conseguido plenamente como mostramos en el cuerpo del trabajo presentado

Nuestra empresa, hace uso intensivo de los sistemas de mejoría continua, tanto que tiene escrito en la entrada de todas las 4 fábricas del grupo la frase, “*Siempre pensamos en cómo mejorar mañana, lo que hoy ya estaba bien*”. Esta forma de actuar en el mercado nos llevo a introducir en este trabajo este Anexo 1, donde hablamos de someter las piezas a tratamientos térmicos, en especial al de disolución de carburos, así como también de la necesidad de nitrógenar la aleación para mejorar la resistencia a corrosión y mejorar la resistencia a fatiga. La redacción del texto principal está con base a nuestra visión de 2005. Ahora veremos la evolución hasta julio de 2009.

En inicio de 2006, iniciamos contactos con un conocido fabricante de ferroaleaciones, y financiamos el desarrollo para la fabricación de un metal puro nitrogenado, y así en junio de 2006 estábamos haciendo el primer lote de producción de una aleación compuesta de 90% de Cr con 10% de N. En noviembre de 2006 comenzamos a nitrógenar toda nuestra producción de ASTM F75. Lo que parecía una cosa a ser alcanzada futuramente, se transformo en una realidad a corto plazo.

Camino semejante fue seguido, para el tratamiento térmico de las piezas ahora ya nitrogenadas. En marzo de 2007 encomendamos la fabricación de un horno a gas con temperatura de hasta 1300°C de operación y atmosfera controlada.

Demoramos en convencer los clientes, de la necesidad de alterar los proyectos de sus piezas, para introducir el tratamiento térmico de disolución de carburos, más ahora en 2009, 50% de los implantes que producimos, ya son tratados normalmente.

Como ejemplo de nuestra actual condición de producción, mostramos los resultados de dos hornadas de producción de implantes en estado bruto de colada y después de tratadas térmicamente para disolución de carburos. Las figuras An.10 a An.13, muestran las propiedades mecánicas de las coladas, siendo

CERTIFICADO DE ANÁLISES

Nº 23987-A

Data: 23/07/09

Ref. Liga: ASTM F75 REV 07

Operador: MARCIO

Cliente : BAUMER S/A

Pedido : 5147

Isto é para certificar que o material

Descrição 0.156.11 HASTE FEMORAL

Amostra: 23987/1

OF Nº : 27257

NF Nº :

tem esta análise química:

C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	Mo%	Fe%
0.147	0.623	0.858	0.003	0.004	28.307	0.392	5.691	0.258
-----	-----	-----	-----	-----	27.000	-----	5.000	-----
0.350	1.000	1.000	0.020	0.010	30.000	0.500	7.000	0.750
Al%	Cu%	Ti%	V%	Nb%	B%	Zr%	W%	Sn%
0.015	0.007	0.006	0.015	0.004	0.002	0.061	0.160	0.003
-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----
0.100	-----	0.100	-----	-----	-----	-----	0.200	-----
N%	Co%							
0.208	63.238							
-----	-----							
0.250	-----							

Notas : "LIBERAÇÃO CONFORME NORMA DIN EN 10204"

QUANTIDADE DE PEÇAS NESTE CERTIFICADO:

Gerenciador C.Q. : _____

Figura An.14 – Análisis química de la hornada nº 23987.

CERTIFICADO DE ANÁLISES

Nº 24020-B

Data: 29/07/09

Ref. Liga: ASTM F75 REV 07

Operador: MARCIO

Cliente : BAUMER S/A

Pedido : 5265

Isto é para certificar que o material

Descrição X.220709.9.100 HASTE
EXCENTRICA MOBILE
BEARIN

Amostra: 24020/1
OF Nº : 28295
NF Nº :

tem esta análise química:

C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	Mo%	Fe%
0.149	0.726	0.835	0.006	0.003	27.811	0.416	5.777	0.385
-----	-----	-----	-----	-----	27.000	-----	5.000	-----
0.350	1.000	1.000	0.020	0.010	30.000	0.500	7.000	0.750

Al%	Cu%	Ti%	V%	Nb%	B%	Zr%	W%	Sn%
0.015	0.008	0.006	0.015	0.006	0.002	0.062	0.163	0.003
-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----
0.100	-----	0.100	-----	-----	-----	-----	0.200	-----

N%	Co%							
0.242	63.368							
-----	-----							
0.250	-----							

Notas : "LIBERAÇÃO CONFORME NORMA DIN EN 10204"

QUANTIDADE DE PEÇAS NESTE CERTIFICADO:

Gerenciador C.Q. : _____

Figura An.15 – Análisis química de la hornada nº 24020.

Hornada	Condicion	RT (MPa)	Lde F (MPa)	% Alarg.	% Red.de Area
23987	Bruta	699,9	574,4	11,08	11,36
23987	Tratada	757	500,9	20,46	25,38
24020	Bruta	738,2	574,3	10,06	11,56
24020	Tratada	739,6	527,5	19,88	26,48

En la tabla An.4 están resumidos los resultados mostrados en gráficos en las figuras An.10 a An.13. Estos números muestran inequívocamente que conseguimos desarrollar un proceso confiable, reproducible y seguro de producción, que atiende con tranquilidad las especificaciones de la norma y que supera todas las expectativas de los clientes y, a través de ellos, las de nuestros pacientes, que son al final de cuentas la razón de ser de este trabajo.

Falta todavía un último elemento a ser considerado, sin el cual todo nuestro esfuerzo sería en vano. Es necesario que la Agencia Nacional de Vigilancia Sanitaria- ANVISA homologue los resultados obtenidos para poder ser utilizados en producción.

Esta homologación es realizada periódicamente con la solicitud de probetas para ensayos de propiedades mecánicas, para ser analizados en un laboratorio externo acreditado por esta entidad y que pertenezca a la Red Brasileira de Laboratorios.

Este trámite fue realizado varias veces durante estos años y un ejemplo es mostrado en las figuras An.16 en estado bruto y An.17 con tratamiento de disolución de carburos. Estos ensayos fueron realizados por LABMAT en 17/12/2007.

Del análisis de estos resultados se comprueba que todos los ensayos realizados en nuestros laboratorios están absolutamente correctos y coherentes con los resultados obtenidos por el organismo de control externo.

Ahora sí podemos producir piezas destinadas a implantes ortopédicos humanos conforme norma ASTM F75. Tenemos un proceso de producción homologado y legalmente autorizado.

Nuestro objetivo inicial, fue cumplido totalmente.



RELATÓRIO DE ENSAIO/ANÁLISE

Nº 0026.07454-07I-M1

RELATÓRIO PRELIMINAR

"Laboratório pertencente à Rede Brasileira de Laboratórios de Ensaio"



Empresa Solicitante: FUNDIMAZZA IND. E COM. DE MICROFUNDIDOS
FAZ. IBICA BA, 280 - 13490-000 - CORDEIRÓPOLIS / SP

Informações fornecidas pelo solicitante:

Material.....: ASTM F 75

Amostra.....: C.P.: 88 - Bruto de Fusão

Documento.....: S/N

Fornecedor Declarado.: ---

Natureza Ensaio/Análise: Mecânico

RESULTADOS OBTIDOS

1. Ensaio de tração:

Propriedades	Resultados obtidos	ku _c *
Limite de Resistência, MPa	724	± 2,6 MPa
Limite de escoamento (0,2%), MPa	552	± 2,6 MPa
Alongamento (4D _g), %	9,0	± 0,17 %
Redução de Área, %	9,0	± 0,17 %

Obs.:

Preparação: CONFORME NORMA ASTM A370-2007. CORPO-DE-PROVA CONF. FIGURA 4. (Diam. 6,40 mm)

Ensaio: BASEADO NA NORMA ASTM A370-2007.

Condições Ambientais: Temperatura: 26 °C

Equipamento: LBM002 - Máquina Universal de Ensaio EMIC DL 60 - Certif. de Calibração Nº 601/06 - Validade: 23/8/2008
LBM002-1 - Extensômetro - Certificado de calibração Nº 3972/06 - Validade: 2/3/2008

Procedimento de análises/ensaios: PT 002 - Rev. E - Ensaio de Tração em Materiais Metálicos

Local do Ensaio: Labmat/Matriz

* A incerteza expandida de medição relatada é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k=2, o qual para uma distribuição t com *ν* graus de liberdade efetivos corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com a publicação Guia para a Expressão da Incerteza de Medição - Edição Brasileira

Data do recebimento da amostra: 11/12/2007

Data da realização do ensaio / análise: 17/12/2007

Piracicaba, 17 de Dezembro de 2007 -

--	--

Signatário Autorizado
Carimbo e Assinatura

Carimbo e Assinatura

Figura An.16 – Resultados de ensayos físicos obtidos por laboratorio externo en la condición de bruto de colada



RELATÓRIO DE ENSAIO/ANÁLISE

Nº 0026.07453-07I-M1

RELATÓRIO PRELIMINAR

Laboratório pertencente à Rede Brasileira de Laboratórios de Ensaios



Empresa Solicitante: FUNDIMAZZA IND. E COM. DE MICROFUNDIDOS
FAZ. IBICA BA, 280 - 13490-000 - CORDEIRÓPOLIS / SP

Informações fornecidas pelo solicitante:

Material.....: ASTM F 75

Amostra.....: C.P.: 8 - Com Tratamento de Ductilização

Documento.....: S/N

Fornecedor Declarado.: ---

Natureza Ensaio/Análise: Mecânico

RESULTADOS OBTIDOS

1. Ensaio de tração:

Propriedades	Resultados obtidos	ku _c *
Limite de Resistência, MPa	793	± 2,6 MPa
Limite de escoamento (0,2%), MPa	565	± 2,6 MPa
Alongamento (4D ₀), %	15,5	± 0,17 %
Redução de Área, %	26,5	± 0,17 %

Obs.:

Preparação: CONFORME NORMA ASTM A370-2007. CORPO-DE-PROVA CONF. FIGURA 4. (Diam. 6,40 mm)

Ensaio: BASEADO NA NORMA ASTM A370-2007.

Condições Ambientais: Temperatura: 26 °C

Equipamento: LBM002 - Máquina Universal de Ensaio EMIC DL 60 - Certif. de Calibração Nº 601/06 - Validade: 23/8/2008
LBM002-1 - Extensômetro - Certificado de calibração Nº 3972/06 - Validade: 2/3/2008

Procedimento de análises/ensaios: PT 002 - Rev. E - Ensaio de Tração em Materiais Metálicos

Local do Ensaio: Labmat/Matriz

*A incerteza expandida de medição relatada é declarada como a incerteza padrão de medição multiplicada pelo fator de abrangência k=2, o qual para uma distribuição t com 107df graus de liberdade efetivos corresponde a uma probabilidade de abrangência de aproximadamente 95%. A incerteza padrão de medição foi determinada de acordo com a publicação Guia para a Expressão da Incerteza de Medição - Edição Brasileira

Data do recebimento da amostra: 11/12/2007

Data da realização do ensaio / análise: 17/12/2007

Piracicaba, 17 de Dezembro de 2007

--	--

Figura An.17 – Resultados de ensayos físicos obtenidos por laboratorio externo en la condición con tratamiento de disolución de carburos

BIBLIOGRAFÍA ESPECÍFICA.

- [1] ASTM F75 – 01. Standard Specification for Cobalt–28Chromium–6 Molybdenum Alloy Casting, and Casting Alloy for Surgical Implants (UNS R30075)¹.
- [2] ASTM F75 – 98. Standard Specification for Cobalt–28Chromium–6 Molybdenum Alloy Casting, and Casting Alloy for Surgical Implants (UNS R30075)¹.
- [3] Phillip Vallentine Tobias. A Evolução Humana. Disponible en: http://ctjovem.met.gov.br/index.php?action=/content/view&cod_objeto=8916 Consultado en: 15 de julio de 2006 y disponible también en <http://www.jornaldaciencia.org.br/Detalhe.jsp?id=3660> .
- [4] Le Clerc M.F. – Investment Castings in Surgery and Dentistry – Historical Background pp. 440 – 455. Vol. 1-Chapter 12.4 - 3ª Edition-Oxford-1994.
- [5] Cobalt Facts Disponible en: http://www.thecdi.com/cdi/images/documents/facts/COBALT_FACTS-Metallurgical_%20uses.pdf Consultado en: 18 de octubre de 2006.
- [6] Scharnweber Dieter - Molecular Bioengineering - Metals as Biomateriais 01 05.04.2005 Disponible en: http://www.tu-dresden.de/mwiwwpww/Lecture_01.pdf Consultado en:10 de septiembre de 2006.
- [7] Brooks Charlie R. - Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys - ASM International – Chap. 6 pp. 229 – 245 – USA – December 1982.
- [8] Beltran A.M. - High temperature strenght of Co - Superalloys II – edited by C.T. Sims – New York – USA – 1987.
- [9] Garcia Amauri - Solidificação Fundamentos e Aplicações - Campinas – SP Editora Unicamp – 2001 Cap. 1 pp. 19 – 24 Cap. 6.3 pp. 214 – 221.
- [10] Determinação numérico / experimental do Coeficiente de Transferência de Calor na Interface Metal / Molde durante a solidificação de aço inoxidável Aisi 304 – Revista Matéria,v.10,n.1 pp. 80-92, marzo de 2005 consultado en: 18 de septiembre de 2006 Disponible en: <http://www.materia.coppe.ufrj.br/sarra/artigos/artigo10634>
- [11] ASTM A985 /A985M – 04a - Standard Specification for Investment Castings – General Requirements for Pressure Containing Parts.
- [12] ASTM E – 112 / 04 - Test method for determining average grain size.
- [13] ASTM E- 3 – 2001 - Standard method of preparation of metallographic specimens.

[14] Centro de Informática U.M. Guimarães – Universidade do Minho – Portugal
Aula sobre Implantes Ortopédicos em Co-Cr-Mo - 50 slides . Consultado en 03 marzo de 2006.

Disponível em: <http://www.engmateriais.uminho.pt/paginas/InfAlunos/disciplinas/Co-Cr-Mo.ppt#293,20,Metal/Polietileno>

[15] ASM Metals Handbook Vol. 15 – Castings – Chapter -Molding and castings processes –Semisolid Metal Casting and Forging –pp719-720- 4ª Printing – March 1998.

[16] J. Cheng, D. Apelian and R. D. Doherty – Rheocasting Superalloys – Metall. Trans. A, Vol 17A (nº 11) – Nov 1986 –pp 2049-2060. Free Preview in:
<http://www.springerlink.com/contet/e465723q48200691>

[17] M. Margarido; M.H. Robert – Production of rheocast slurries by partial melting through alternative thermomechanical treatment -J. Braz. Soc. Mech. Sci. & Eng. v.25 n.2 Rio de Janeiro abr./jun. 2003. Disponível em:
<http://www.scielo.br/img/revistas/jbsmse/v25n>

[18] Galhego Thibes Luiz Antonio – Desenvolvimento de processo para obtenção de pastas reofundidas de metais e ligas não-ferrosas – Dissertação de Mestrado – Universidade Estadual de Campinas – Brasil – Agosto 1991.

[19] Gomez Barbosa Salomon – Obtenção e caracterização mecânica do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/SiC_p, produzido por reofundição – Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Pernambuco –Brasil – Agosto de 2006.

[20] Gonçalves da Silva Nelson – Desenvolvimento do compósito Al-5,0Si-1,0Cu/Al₂O₃. Caracterização microestrutural e trabalhabilidade – Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Pernambuco – Brasil – Agosto 2005.

BIBLIOGRAFÍA GENERAL.

[21] Callister William D - Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução Quinta Edição - LTC Editora – Rio de Janeiro – 2002.

[22] Sidney H. Avner - Introduccón a la Metalurgia Física - 1966 Editora del Castillo S.A. – Madrid – España – pp. 559.

[23] Colpaert Humbertus – Metalografia dos produtos metalúrgicos mas comuns –

- terceira edição : junho 1983 – 6ª reimpressão no 2000 - Editora Edgard Blücher Ltda. - 412 páginas – Sao Paulo – Brasil.
- [24] Teoh S.H. – Fatigue of Materials: a review - International Journal of Fatigue 22 (2000) pp. 835 – 837.
- [25] Ferrante Maurizio - Princípios de Seleção de Materiais para Implantes - 2006-UFSCar – Departamento de Engenharia de Materiais – São Carlos - SP – Brasil.
- [26] Schwer Roger E. and Klemp III Theodore - Metallurgical benefits of Air Induction Melted – OAD Refined – Continuous Cast Nickel, Cobalt and Iron Based Alloys – Cannon-Muskegon Corporation – Presented at I.C. Seminars, 29 January at 8 February 1991 in Taiwan, Korea and Japan.
- [27] Klemp III Theodore and Kiely James P. - Remelting practice for the Precision Caster – Cannon-Muskegon Corporation 1995.
- [28] Azevedo C.R.F e Hippert Jr.E. – Analise de Falhas em implantes cirúrgicos no Brasil: a necessidade de uma regulamentação adequada. – IPT- SP – Cad.Saúde Publica ,Rio de Janeiro 18(5): 1347 – 1358, set - out. 2002.
- [29] Medical Applications of Medical Materials: Skeletal Replacement and Repair - Medical Applications of Materials – 65 pages.
- [30] Fonseca K.B.,Pereira H.H. e Silva S.N. – Avaliação de Falhas de Implantes Coxo-Femorais e Joelhos retirados de pacientes - Unileste M.G. – Revista Matéria v.10,n.3 pp 472 – 480, 2005.
- [31] McGrory Brian J. - Alternative bearing surfaces in hip replacement surgery - Maine Joint Replacement Institute - USA - 2002.
- [32] World Intellectual Property Organization - Patent WO 95/17530 – Title: Co-Cr-Mo powder metallurgy articles and process for their manufacture - 29 June 1995.
- [33] Investment Casting Institute – Castings Defects – edited: 2006.
- [34] Investment Casting Institute – Shell Defects – edited: 2006.
- [35] Investment Casting Institute – IC Handbook – edited: 2005.
- [36] Garcia Amauri - Solidificação Fundamentos e Aplicações - Campinas – SP Editora Unicamp – 2001 com 399 paginas.
- [37] Rodrigues Jr. Themistocles – Dictionary: Foundry and Heat Treatment - edited: 2002 – Editor Global Market – Sao Paulo – Brasil.