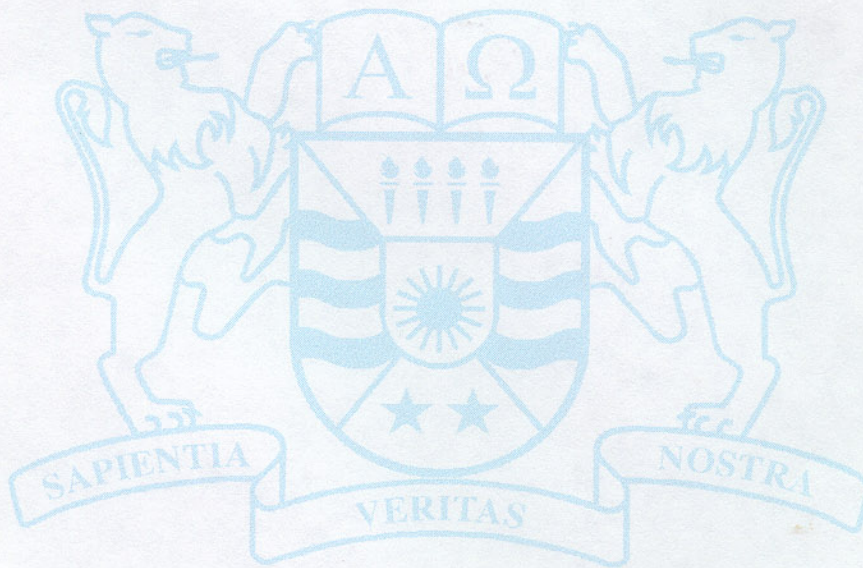


UNIVERSIDAD DEL BIO BÍO
FACULTAD DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA

SEMINARIO DE TITULACIÓN

DEFORMACIÓN EN BANDEJAS DE LATÓN DE LA PRENSA MULTIPISOS EN LA PLANTA DE TABLEROS DE
PARTÍCULAS MADERAS Y SINTÉTICOS S. A. (MASISA), CHIGUAYANTE
CONDUENTE AL TÍTULO DE INGENIERO DE EJECUCIÓN MECÁNICO



PEDRO MAURICIO NAVARRETE NEIRA, GUIADO POR EL
PROFESOR MIGUEL ÁNGEL VALENZUELA BARRA, INGENIERO
CIVIL METALÚRGICO.

CIUDAD UNIVERSITARIA, DICIEMBRE DEL AÑO DOS MIL

"En las cosas sagradas hay que someterse incondicionalmente a la Biblia, pero en las cosas naturales, debe dirigirse la explicación de la Escritura hacia los seguros resultados de la investigación científica."

Galileo Galilei

Florenca, 1613

*A Mi madre, Elizabeth sin cuya abnegada
dedicación nada hubiese sido posible.*

*A todos aquellos para quienes la Ingeniería
es una disciplina sin Sagradas Escrituras
ni Sumos Sacerdotes.*

Agradezco a mi profesor guía, Sr. Miguel Valenzuela Barra, por todo el conocimiento transferido, tanto a mi persona como a todos sus alumnos y su constante esfuerzo por despertar el interés en la investigación de los fenómenos. Al Sr. Juan Carlos Figueroa Barra, por su buena voluntad e inmejorable disposición a reforzar mi incipiente conocimiento de la técnica de análisis por Elementos Finitos, compartiendo su material bibliográfico personal y facilitándome herramientas más allá de sus obligaciones académicas.

A Cecilia y José, presentes en horas difíciles, presentes en las encrucijadas, dando la nota justa en la sinfonía de acciones humanas llamada amistad.

UNIVERSIDAD DEL BÍO BÍO

FACULTAD DE INGENIERÍA
DEPARTAMENTO DE MECÁNICA

Resumen

DEFORMACIÓN EN BANDEJAS DE LATÓN DE LA PRENSA
MULTIPISOS EN LA PLANTA DE TABLEROS DE PARTÍCULAS
MADERAS Y SINTÉTICOS S. A. (MASISA), CHIGUAYANTE

Autor: NAVARRETE NEIRA, PEDRO MAURICIO

Profesor Guía: Valenzuela Barra, Miguel Ángel

MEMORIA PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO DE
EJECUCIÓN MECÁNICO

Concepción. 2004

Durante los últimos años, ha existido un interés creciente por optimizar procesos productivos y reducir sus costos. En esta línea, se han desarrollado herramientas para la toma de decisiones en el ámbito de la gestión de recursos humanos y administrativos principalmente. No obstante, la toma de decisiones respecto de la optimización de procesos productivos en cuanto a tecnología de materiales, carece de desarrollo en el contexto regional y nacional.

El presente seminario pretende ilustrar cómo aplicar las ciencias de la ingeniería y la investigación directa para optimizar un proceso sustituyendo un material de acuerdo a un modelo teórico basado en análisis de laboratorio y el modelamiento utilizando la técnica de análisis por elementos finitos aplicados a las bandejas de conformación de paneles aglomerados, fabricadas en aleación de cobre, en un proceso deductivo – inductivo.

El primer capítulo muestra el contexto de la empresa, su quehacer y su posición en el mercado.

El segundo capítulo acota la investigación, se presentan los datos obtenidos en terreno y cómo éstos fueron procesados y analizados en laboratorio

El tercer capítulo, presenta las el análisis deductivo a partir de la teoría disponible del comportamiento de las aleaciones en base de cobre y la química del adhesivo utilizado en el proceso yb su reactividad con el material de la bandeja.

El tercer capítulo muestra el análisis por elementos finitos, partiendo de sus fundamentos, la toría de falla aplicable en este caso y el modelamiento de la bandeja junto con su interpretación

Por último, se presentan en capítulos separados las conclusiones y recomendaciones en cuato al proceso y en cuanto al material de sustitución.

ÍNDICE

DEFORMACIÓN EN BANDEJAS DE LATÓN DE LA PRENSA MULTIPISOS EN MADERAS Y SINTÉTICOS S. A.,	
PLANTA CHIGUAYANTE.....	1
INTRODUCCIÓN.....	2
GENERALIDADES.....	7
LA EMPRESA.....	8
<i>Reseña Histórica.....</i>	<i>8</i>
<i>Producción.....</i>	<i>10</i>
<i>Productos.....</i>	<i>12</i>
Productos de la Planta Chiguayante.....	13
Placa MASISA.....	13
Masisa Melamina.....	13
LA LÍNEA.....	15
OBJETIVO DE LA INVESTIGACIÓN.....	19
LA FALLA.....	19
ANTECEDENTES.....	20
LA INVESTIGACIÓN.....	21
DATOS DE CAMPO.....	22
<i>Observación del proceso.....</i>	<i>22</i>
<i>Medición de temperatura superficial de la plancha en el proceso.....</i>	<i>26</i>
<i>Medición de la temperatura superficial de una misma plancha a medida que se enfría.....</i>	<i>28</i>
<i>Medición de espesores.....</i>	<i>32</i>
PRUEBAS DE LABORATORIO.....	39
<i>Medición de dureza v/s Tratamientos Térmicos aplicados.....</i>	<i>39</i>
<i>Análisis químicos.....</i>	<i>41</i>

<i>Análisis Metalográficos</i>	42
ANÁLISIS DEDUCTIVO	49
BASES TEÓRICAS.....	50
<i>Modos de solidificación de aleaciones en base a cobre</i>	51
Preámbulo.....	51
Análisis Térmico.....	52
Sesgo Térmico	54
Solidus Efectivo.....	55
Modo de Solidificación de Algunas Aleaciones	56
Aleación 1A (88Cu-10Sn-2Zn) y Aleación 89Cu-11Sn.....	56
Aleación 3A (80Cu-10Sn-10Pb).....	59
Aleaciones 4A (85Cu-5Sn-5Pb-5Zn), 4A + 5% Pb, 5A (81Cu-3Sn-7Pb-9Zn), BNF (87,5Cu-7,5Sn-3Pb-2Zn) e Inco (84,5Cu-6,5Sn-3,5Pb-3,5Zn-2Ni).....	65
Aleaciones 2A (88Cu-6Sn-1,5Pb-4,5Zn) y 2B (87Cu-8Sn-1Pb-4Zn)	66
Aleaciones 6A (72Cu-1Sn-3Pb-24Zn), 6B (67Cu-1Sn-3Pb-29Zn) y 6C (61Cu-1Sn-1Pb-37Zn).....	68
Aleaciones 7A (61Cu-0,75Sn-0,75Pb-35,5Zn-1Fe-0,75Al-0,25Mn) y 8A (58Cu-39,25Zn-1,25Fe-1,25Al-0,25Mn)	72
Bronce de Hélice (80Cu-10Al-5Fe-4Ni-1Mn).....	74
Aleación 12A (87Cu-1Sn-4Zn-2Fe-1Al-1Mn-4Si).....	75
Resumen.....	76
Conclusiones.....	79
<i>Reacción entre la resina y el material de la plancha</i>	81
Fraguado	81
HIPÓTESIS	83
Formulación.....	83
Validación mediante la metodología de Análisis por Elementos Finitos (A.E.F.).....	84
ANÁLISIS POR ELEMENTOS FINITOS (A.E.F.)	85
FUNDAMENTOS	86

<i>Preámbulo</i>	86
PROCEDIMIENTO.....	91
<i>Elementos y sistemas estructurales</i>	92
<i>Ensamblaje y análisis de una estructura</i>	94
<i>Condiciones de Contorno</i>	98
ESFUERZOS Y CRITERIOS DE FALLA.....	100
<i>Concepto de esfuerzo</i>	100
Esfuerzos principales.....	101
<i>Placas y cáscaras</i>	102
<i>Criterio de falla</i>	104
Tresca.....	106
Von Misses.....	107
<i>Fundamentación del Modelamiento por Elementos Finitos de la bandeja de latón</i>	107
Elemento escogido para modelar la bandeja.....	109
Placa.....	109
<i>Criterios de Modelamiento</i>	110
Criterios Generales.....	110
Razón de aspecto.....	111
Aplicación de condiciones de borde.....	112
Aplicación de cargas.....	112
Simetría en análisis estático.....	113
MODELAMIENTO DE LA BANDEJA.....	117
<i>Objetivo</i>	117
<i>El modelo</i>	117
Descripción del problema.....	118
El modelo de elementos finitos.....	119
Definición de las características de los elementos finitos.....	120
Chequeo del modelo.....	121
<i>Interpretación de resultados gráficos</i>	123

Desplazamientos resultantes	124
Esfuerzos resultantes	126
Sistema de referencia de la representación de esfuerzos	127
Precisión.....	128
<i>Interpretación numérica de los resultados.....</i>	<i>132</i>
Desplazamientos y rotaciones nodales	132
Esfuerzos nodales resultantes.....	139
<i>Discusión de Resultados.....</i>	<i>146</i>
Ajuste del modelo.....	146
Patrón de deformación	146
Patrón de esfuerzos.....	146
Contraste de la Hipótesis.....	148
CONCLUSIONES.....	149
CAUSAS DE LA DEFORMACIÓN	150
<i>El fenómeno Térmico</i>	<i>151</i>
RECOMENDACIONES	157
MATERIAL.....	158
PROCESO.....	159
ANEXO.....	161
BIBLIOGRAFÍA.....	163
BIBLIOGRAFÍA.....	164

SEMINARIO DE TITULACIÓN

DEFORMACIÓN EN BANDEJAS DE LATÓN DE LA
PRENSA MULTIPISOS EN MADERAS Y
SINTÉTICOS S. A., PLANTA CHIGUAYANTE

INTRODUCCIÓN

El presente seminario es un análisis de falla, como tal, pretende explicar su mecanismo de generación y proponer una solución apropiada. En él, la aplicación de conocimientos de base en las ciencias de la ingeniería implica un alto dominio de conceptos, y la integración de éstos en un sistema coherente, que permita una visión del problema con una claridad meridiana, hacer la correcta selección de las herramientas conceptuales a aplicar e integrar con eficiencia los datos aportados por la experimentación diseñada.

Nuestro caso obedece a la necesidad de solucionar una falla recurrente detectada en el proceso de prensado en la Planta perteneciente a Maderas y Sintéticos S. A. (MASISA), ubicada en la comuna de Chiguayante, consistente en la aparición de un patrón de deformación en las bandejas usadas para el transporte y conformado de los paneles de madera aglomerada conocidos en el

y conformado de los paneles de madera aglomerada conocidos en el mercado como paneles MASISA, no atribuibles al efecto directo de ningún equipo o sistema existente en la línea. Esta anomalía afectó drásticamente su vida útil, provocando recambios de todas las bandejas de la línea en frecuencias crecientes, con la consiguiente pérdida de productividad atribuible al aumento de los costos de operación imputables al fenómeno descrito.

Este fenómeno cuenta con un largo seguimiento de parte de la Planta, conociéndose estudios realizados por la Universidad de Concepción desde el año 1985, sin resultados concluyentes, lo cual determinó el interés de nuevos enfoques (Y nuevos analistas) para resolver la falla.

La estructura de la redacción de este seminario coincide con la secuencia cronológica del plan de trabajo propuesto para llevar a cabo el análisis. Éste comienza con el estudio del proceso productivo que realiza la Planta. Luego, se estudió la línea desde donde surgió la falla.

Producto del análisis del estudio precedente, junto con la información provista por la Planta respecto de su visión de la fenomenología observada, surge el planteamiento del problema de ingeniería propiamente tal. Lo anterior consta en la primera parte del presente seminario: Generalidades.

El planteamiento del problema define el marco teórico desde donde se abordará el trabajo, se determinan las variables a

medir, los datos que se investigarán en terreno y los que se recabarán en el laboratorio luego de los análisis que se decidirá realizar.

Una vez cumplidos todos los ensayos, dentro y fuera de la línea, disponemos de un conjunto de datos que conviene analizar desde una perspectiva teórica adecuada, basada en conocimientos científicos básicos e información proveniente de publicaciones de especialistas, de modo de actualizar el marco teórico pertinente.

Debemos notar en este punto que la fase de investigación bibliográfica a la cual hacemos referencia en el párrafo precedente, muchas veces es reemplazada por el criterio experto de los analistas de amplia trayectoria, lo cual reporta dividendos en cuanto a la velocidad de los informes evacuados, pero al mismo tiempo, puede llegar a convertirse en el principal obstáculo para analizar los datos con un enfoque apropiado. Luego, se sigue que la experimentación carente de respaldo teórico actualizado y continuamente revisado puede llevar a consolidar conceptualizaciones erróneas. Lo mismo ocurre en el caso del apego irrestricto a la teoría carente de datos experimentales, lo cual lleva el peligro adicional de simplificar excesivamente los fenómenos reales. El camino del analista de fallas oscila entre la biblioteca, el laboratorio, y la Planta Industrial. Entre la paciencia, la intuición y la

observación.

A la luz de la teoría asimilada, podemos interpretar los datos de manera tal, que nos es posible formular una hipótesis referente al mecanismo de falla. Lo anterior constituye lo que hemos denominado *Análisis Deductivo*, por tratarse de un proceso en el cual, a partir de una globalidad, extraer una deducción aplicable a una situación particular.

Si podemos establecer una correcta reformulación del problema, podremos investigar el nuevo escenario mediante una técnica numérica (Tal como la metodología de análisis por Elementos Finitos, aquí elegida), y así, dependiendo de los resultados obtenidos, validar parte de nuestra hipótesis.

Hemos decidido presentar la técnica de Análisis por Elementos Finitos (A.E.F.), separadamente in extenso, y así, ilustrar de mejor forma la aplicación de esta metodología.

Luego de finalizado el análisis deductivo y el análisis por elementos finitos, estaremos en posición de presentar las primeras conclusiones.

Finalmente, se presentan las recomendaciones que fue posible abstraer del proceso anterior.

GENERALIDADES

LA EMPRESA

RESEÑA HISTÓRICA

En el año 1960 se constituye en Valdivia la sociedad de responsabilidad limitada denominada Maderas Aglomeradas Ltda., la que posteriormente, en enero de 1964, se transforma en Maderas y Sintéticos Sociedad Anónima MASISA. El objeto principal de la sociedad es la fabricación y comercialización de tableros de partículas de madera aglomerada y otros productos del mismo material destinado a emplearse en la fabricación de viviendas, muebles y otros bienes de similar naturaleza.

Un año después se constituye la filial Laminadora de Maderas S.A., para la fabricación de productos de madera nativa, tales como: chapas para el recubrimiento de tableros, tulipas para

producción de tableros contrachapados y puertas de diferentes estilos.

En el año 1967 se crea la filial Forestal Tornagaleones Ltda., hoy transformada en sociedad anónima, dedicada a la forestación, reforestación, plantación, cosecha y comercialización de predios forestales y sus productos.

Posteriormente, en diciembre de 1968, las actividades industriales se extendieron a la zona de Concepción, al fusionarse MASISA con la sociedad Maderas Aglomeradas Pinihue S.A., agregándose así otra línea de producción de tableros de partículas en Chiguayante.

Las actividades crecen significativamente en el año 1984, con la adquisición de la sociedad Maderas y Paneles S.A., MAPAL, ubicada en la zona de Coronel, Concepción, propietaria de un complejo industrial compuesto por dos líneas de producción de tableros de partículas, una línea para melaminizar tableros y una de impregnación de papel melamínico.

A fines de 1989 se constituye la filial Químicos Coronel S.A., dedicada a la fabricación de resinas adhesivas para satisfacer la demanda de todas las plantas, insumo clave para la calidad de los productos MASISA.

Desde sus inicios, en 1964, MASISA ha concentrado sus esfuerzos en entregar a la industria del mueble y la construcción productos de máxima calidad, diseñados y elaborados

con tecnología de vanguardia.

Esto, unido a una activa política de expansión, ha llevado a MASISA a ocupar el primer lugar en la producción y comercialización de tableros de madera y MDF en Chile y Latinoamérica, con un volumen de producción que sobrepasa los 900.000 m³ por año.

En su constante búsqueda de nuevos mercados, hoy en día MASISA está presente con plantas industriales, oficinas comerciales y bodegas en Chile, Argentina, Brasil y Perú, a través de sus filiales MASISA Argentina S.A., Madeiras e Sintéticos do Brasil Ltda., Maderos y Sintéticos del Perú S.A., Químicos Coronel S.A. (Quien administra la Planta Chiguayante), Aserraderos Aragón S.A., Forestal Tornagaleones S.A., Portuaria Corral S.A. y Transportes Fluviales S.A.

Además, exporta sus productos a más de 30 países en Africa, Asia, Europa y América, traspasando así las fronteras nacionales y latinoamericanas para responder a las necesidades de millones de clientes en todo el mundo.

PRODUCCIÓN

Las rentas consolidadas para el período de nueve meses, finalizado el 30 de septiembre de 1997, desglosadas en áreas de mercado fueron como sigue:

Tabla i: Ingresos por área de mercado

Chile	45,2%
Argentina	23,7%
Brasil	19,0%
Korea	2,8%
Perú	1,5%
Uruguay	1,4%
Otros Países	6,4%

Las ventas totales, desglosadas en m³, para el mismo período, se muestran en la *Tabla ii*:

Tabla ii: Ventas totales en m³.

Producto	MASISA Chile	MASISA Argentina	Consolidado*
Tablero de Partículas (TP)	136.371	66.873	202.863
TP Melaminado	71.106	53.098	124.205
TP enchapado	21.067		21.067
<i>Total TP</i>	<i>228.545</i>	<i>119.971</i>	<i>348.135</i>
MDF	66.144	82.053	138.897
MDF melaminado	594	23.265	23.859
MDF enchapado	397		397
<i>Total MDF</i>	<i>67.135</i>	<i>105.308</i>	<i>163.153</i>

*:Se excluyen ventas entre plantas

Los porcentajes de utilización de la capacidad (Producción sobre la capacidad teórica de producción) y los volúmenes de producción por planta, para el mismo período, se muestran en la *Tabla iii*:

Tabla iii: Porcentajes de producción por planta.

Planta	Tablero de Partículas		MDF	
	Producción	% utilización de capacidad	Producción	% utilización de capacidad
Chiguayante	62.647	93%	-	-
Valdivia	67.536	86%	-	-
Coronel	112.318	94%	79.326	88%
Argentina	122.224	86%	90.281	100%
<i>Total</i>	<i>364.726</i>	<i>89%</i>	<i>169.607</i>	<i>94%</i>

PRODUCTOS.

Los tableros MASISA, tanto los de partículas como los MDF son fabricados con fragmentos de madera unidos entre sí mediante resinas adhesivas, las que fraguan en presencia de temperatura y presión aplicada durante un tiempo determinado.

En la fabricación de los tableros de partículas de MASISA se utiliza madera de pino en Chile y eucaliptos en Argentina, y en su casi totalidad están compuestos por tres capas: una capa media de mayor tamaño de partículas y menor densidad, y dos externas con partículas más finas con mayor densidad.

Todo esto en busca de una óptima relación entre características técnicas y costo, que permite ofrecer una amplia variedad de recubrimientos, tanto con chapas como con melaminas y folios.

Los tableros FibroFácil, el MDF de MASISA, tanto en Chile como en Argentina están fabricados con madera de pino, la que es transformada en fibra de la más alta calidad, que gracias a un estudiado proceso de producción entrega un tablero de inmejorables terminaciones.

Los tableros MASISA, dada su condición de productos industriales, presentan las ventajas propias de estos: grandes dimensiones, variedad de formatos y espesores, superficies lisas y homogéneas y sobre todo cualidades normalizadas (normas DIN para tableros de partículas), que aseguran un alto estándar de

calidad, estable en el tiempo.

PRODUCTOS DE LA PLANTA CHIGUAYANTE.

Placa MASISA

Es un tablero de partículas de madera unidas entre sí mediante un adhesivo ureico, agrupando las ventajas más importantes de los tableros aglomerados, las cuales son: grandes dimensiones, variados espesores, superficies lisas y homogéneas, y cualidades normalizadas según normas DIN para tableros de partículas. En construcción, Placa MASISA en general es recomendada como revestimiento de tabiques, muros y pisos de zonas no expuestas a la humedad como también en instalaciones comerciales, utilería y escenografías. En mueblería, como parte integral de muebles, partes y piezas para su posterior recubrimiento.

Placa MASISA puede ser recubierta con todo tipo de laminados plásticos, chapas de madera y folios.

MASISA Melamina

MASISA Melamina es un tablero de partículas o MDF recubierto por ambas caras con un folio decorativo impregnado con resinas melamínicas, lo que le otorga una superficie cerrada, libre de poros, dura y resistente. Por la alta calidad del producto, MASISA Melamina no permite el desarrollo de microorganismos, por lo que queda clasificado como un material ideal para ambientes altamente sanitizados, permitiendo resistir en forma

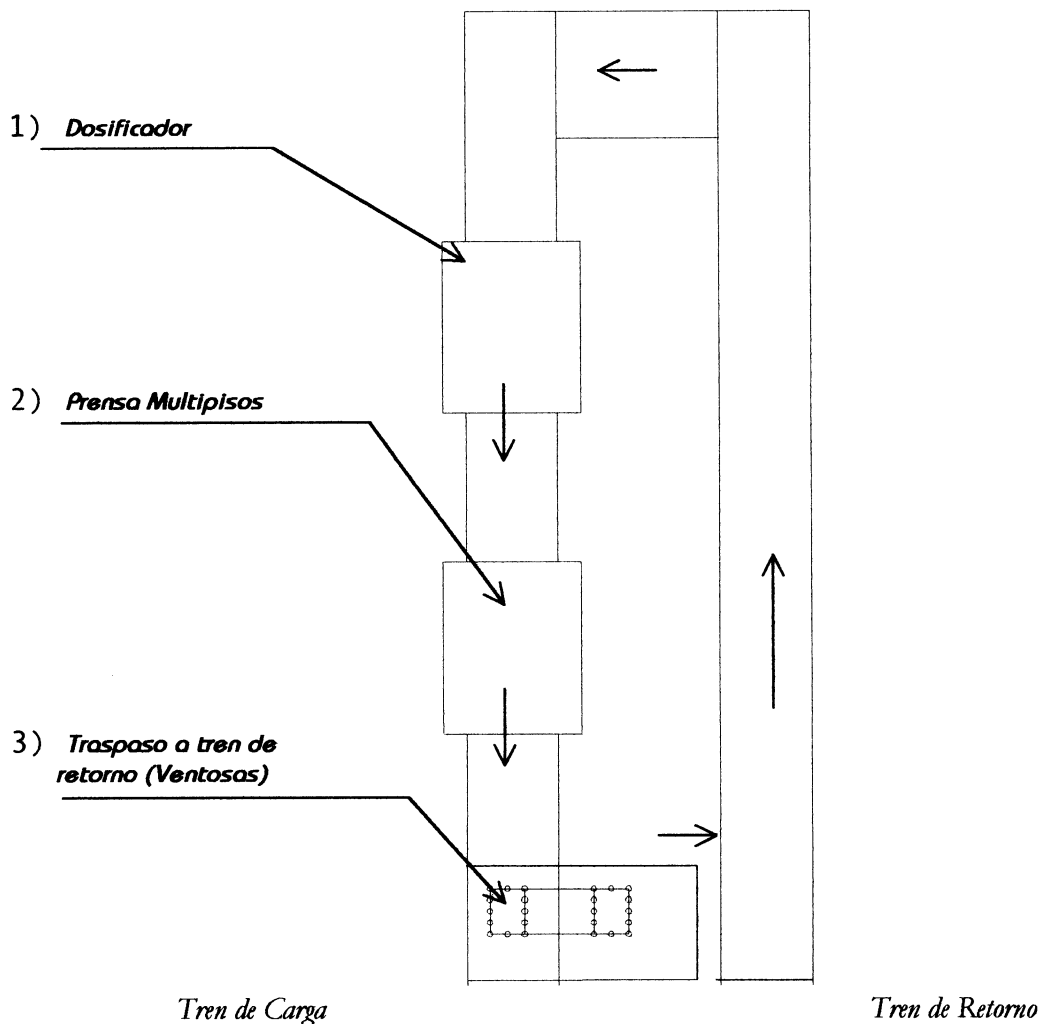
eficiente el calor y uso de líquidos agresivos utilizados comúnmente para limpiar. Es un producto que no requiere trabajo adicional de terminación, lo que sumado a las ventajas asociadas a un producto industrial (estabilidad dimensional, grandes dimensiones y superficies homogéneas), permite hacer aún más fácil su trabajabilidad.

MASISA Melamina es un producto que puede ser utilizado en muebles de cocina y baño, hogar, oficina, hospitales e instalaciones comerciales.

Por las características estéticas de MASISA Melamina, las molduras en madera sólida son un complemento ideal para los muebles fabricados con este producto. Para ello, MASISA ha desarrollado cuatro molduras que pueden ser aplicadas con adhesivos del tipo PVA o colas.

Por último, una línea de molduras de MDF recubiertas con folio melamínico, las cuales pueden ser aplicadas con el mismo tipo de adhesivo empleado para el caso de las molduras de madera.

LA LÍNEA



Esquema simplificado del la línea de prensado.

Un esquema simplificado de la línea donde se presentó la falla se muestra en la figura precedente. Se puede apreciar el circuito que recorren las bandejas de latón. Cada circuito completo se denomina *prensada*, llevándose un registro de la producción en prensadas por turno.

Básicamente, se trata de un circuito cerrado ordenado en torno a dos ejes principales, que hemos denominado *Tren de carga* y *Tren de retorno*, en donde las bandejas de latón juegan un papel fundamental, ya que éstas participan en todos los procesos de transformación del material, desde el *Dosificador (1)*, del cual reciben el material particulado mezclado con el aglutinante, hasta la *Prensa Multipisos*, en donde son sometidas a una presión y una temperatura tales, que sea posible el conformado del panel. A la salida de ésta, son separadas del panel ya conformado, el cual continúa hacia la línea siguiente de corte, mientras que las bandejas son trasladadas hacia el tren de retorno por el *Elevador de Ventosas (3)*, dándose comienzo a un nuevo ciclo. A continuación, ofreceremos más detalles de cada uno de los elementos listados.

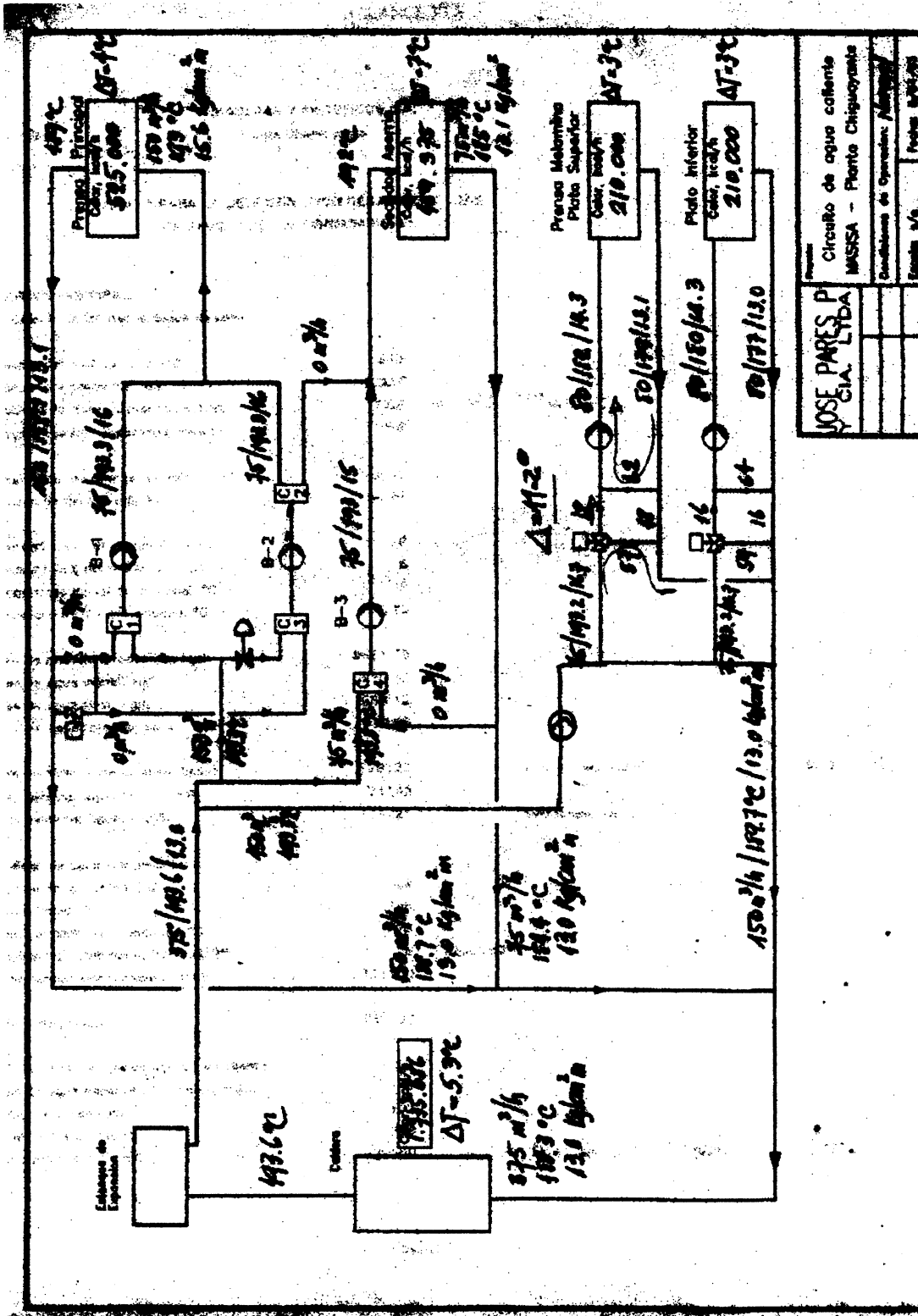
Podemos distinguir tres grandes estaciones en el Tren de Carga, describiéndose a continuación las operaciones fundamentales de cada una de ellas:

1. *Dosificador*: Esta estación alimenta el material particulado, mezclado con el aglutinante (urea-formaldehído). La dosificación se realiza por capas de granulometría variable: fina en las superficies, con un centro más grueso. El dosificador es alimentado, a su vez, con aserrín, y cola, la que proviene del área de cocina de cola, donde ésta se activa bajándole el ph, por

medio de un baño ácido. A la mezcla de aserrín y cola dosificada en la bandeja se le denomina *queque*.

2. *Prensa Multipisos*: Tiene capacidad para admitir siete bandejas, las cuales son comprimidas entre platos calentados por medio de un circuito interior de agua caliente. (En los anexos podemos apreciar el circuito interno de agua caliente de un plato de prensa). El agua ingresa a los platos por un interesante mecanismo de cañerías de acero, articuladas por codos y prensa-estopas, de modo que los platos pueden ser comprimidos por sendos pistones hidráulicos sin dejar de ser irrigados.
3. *Elevador de Ventosas*: Una vez que las bandejas son extraídas de la prensa, pasan a una estación en donde son separadas del panel conformado, en esa estación además, son izadas de a dos, por medio de un arreglo de ventosas. Este singular medio de trasladar las bandejas de tren obedece a la necesidad de evacuar con suficiente rapidez las bandejas de la mesa donde son separadas del panel. Los transportadores de cadena, (Que predominan en el resto de las secciones), se han mostrado ineficientes generando congestión.

Para concluir, presentamos el esquema del circuito de agua caliente proveniente de la caldera, donde podemos apreciar la magnitud de la energía consumida en el proceso.



Proyecto	
Circuito de agua caliente	
MASISA - Planta Chiguayante	
Condiciones de Operación: []	
Escala: 3/4	
Fecha: 1975/10/6	
Jose Pares P	
CIA LTDA	

OBJETIVO DE LA INVESTIGACIÓN

Explicar las causas reales que dan origen al fenómeno de deformación de las planchas de latón, además de proponer una solución al problema.

LA FALLA

Actualmente se observan dos fallas relacionadas:

Alabeo de las planchas en sentido longitudinal, según un patrón observado, el cual estaría asociado a un mecanismo, tanto de suministro como de disipación calórica, en presencia de una configuración particular de fuerzas, que producen tal patrón de deformación. La recepción de calor está relacionada con la configuración del recorrido del agua caliente al interior de las placas de prensa y, por otro lado, el mecanismo de disipación de calor, está relacionado tanto con la distribución de las reglas de madera prensada de alta densidad, como con las corrientes de aire de distinta temperatura que circulan tanto sobre como debajo de las planchas.

Pérdida de masa por desgaste de la plancha en la zona inferior de las mismas; esto puede deberse al desgaste abrasivo de la guía sobre la plancha, una vez deformada, debido a la gran

diferencia de dureza entre la madera laminada de alta densidad respecto al bronce.

Estas fallas interfieren con la calidad final del producto, reduciendo la vida útil de las planchas y generando su recambio en períodos cada vez menores respecto de los niveles históricos (De 9 meses en partidas de años anteriores a tres meses en el último recambio), lo cual obviamente encarece el proceso.

ANTECEDENTES

De los antecedentes aportados por la Planta, podemos consignar que la mayor frecuencia de cambio de planchas, o sea la mayor rapidez con que las planchas se deforman más allá de lo tolerable, está relacionada con el cambio de proveedor de las mismas, lo que lleva asociado un cambio en su proceso de manufactura. Anteriormente se ordenaban planchas de bronce laminadas en caliente, de mayor dureza que las recibidas actualmente que corresponden a planchas laminadas en frío según lo manifestado por el propio fabricante. En lo sucesivo, abordaremos este detalle desde la perspectiva de los datos obtenidos mediante distintos ensayos y pruebas de terreno para determinar en qué forma afecta la condición actual (desfavorable) y la forma de atacar el problema.

LA INVESTIGACIÓN

DATOS DE CAMPO

Con el objeto de analizar los factores que generan la falla y cómo estos afectan al material, se realizaron distintas pruebas y mediciones, tanto de la plancha misma, de factores ambientales, como de las características del proceso, las cuales consistieron en:

OBSERVACIÓN DEL PROCESO

Se aprecia que existen grandes sollicitaciones térmicas sobre estas planchas, existiendo una notable diferencia de temperatura desde la salida de la prensa, la separación del panel y el recorrido hasta reiniciar el ciclo, asociado a corrientes convectivas circulando alrededor, todo esto induce a que existan

LA INVESTIGACIÓN

tensiones diferentes entre la zona superior e inferior de las planchas, ocasionando las deformaciones permanentes, fenómeno que es remarcado en el sector de la prensa y justo a la salida de ella. En las fotos 1 y 2 se aprecia este efecto.

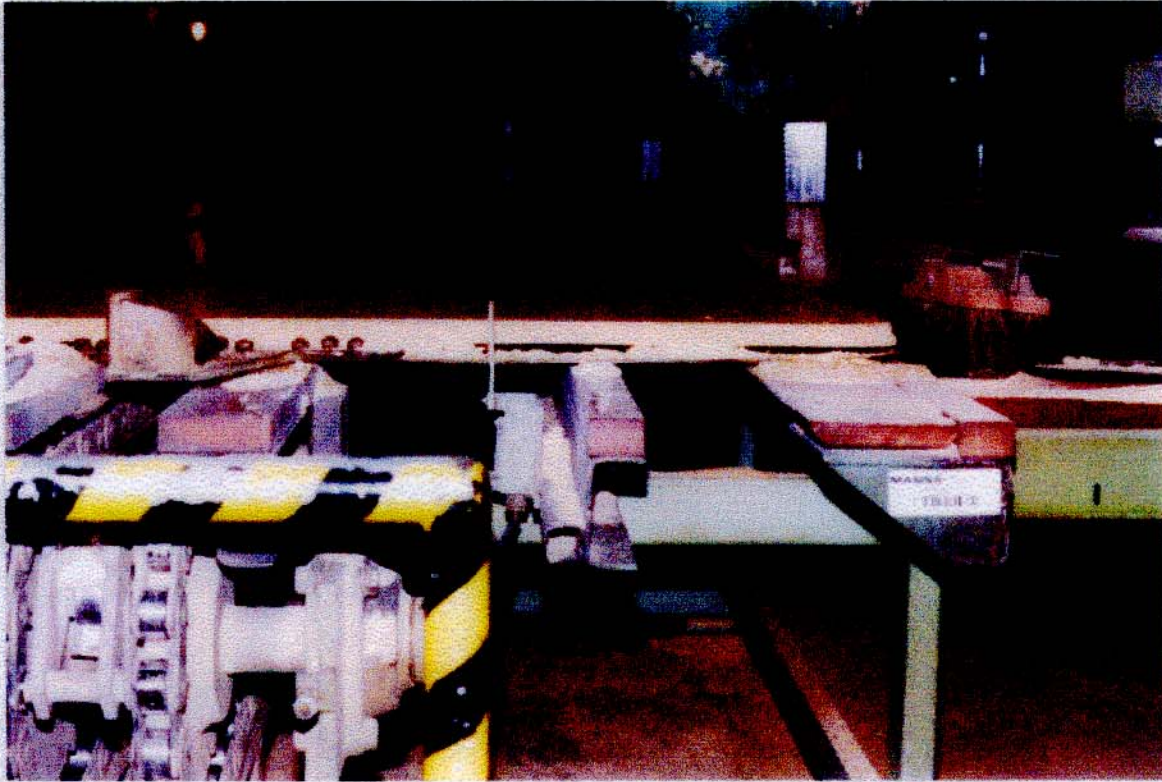


Foto 1: Se aprecia justo a la salida de la prensa una separación entre el fondo del panel y la superficie superior de la plancha de latón, lo cual indica que en este punto ya se están produciendo tensiones.

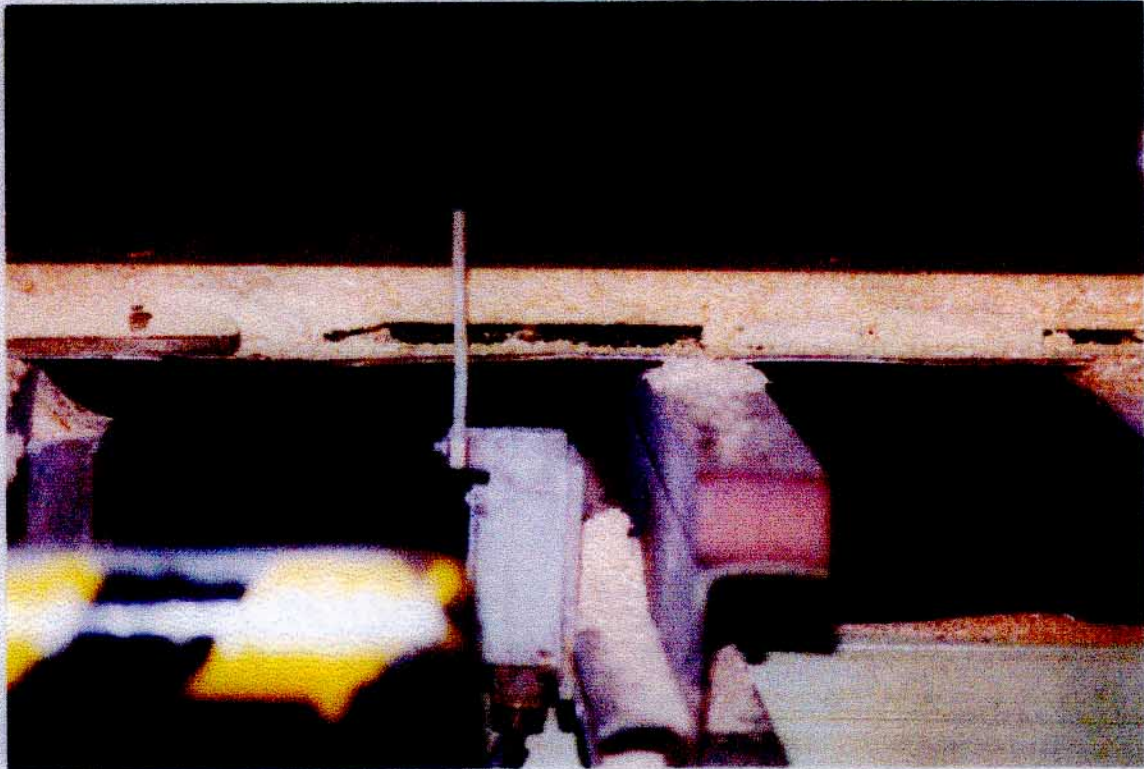


Foto 2: Acercamiento de la zona mostrada en la foto 1. Nótese que es posible apreciar la deflexión entre guías.

También existe otro efecto secundario producto de la deformación de la plancha que es el desgaste superficial de ésta, debido al roce producido sobre unos pocos puntos de la plancha en el momento de la separación del tablero. Véase foto 3.



Foto 3: Se observa desgaste superficial de la plancha de latón, después del desprendimiento del panel sobre ésta. La irregularidad de los desgastes es producto de las deformaciones, tanto en el sentido longitudinal como transversal.

El ciclo promedio de una plancha es de 16 min. La presión de trabajo de la prensa es de 300 bar en cada pistón y la presión específica en las placas de la prensa es de 19 [bar/cm²].

El ciclo incluye 26 bandejas. El suministro de calor lo brinda una caldera de agua caliente, de 150 [m³/h], la prensa recibe 525.000 [kCal/h], el agua a la entrada de las placas de prensa registra una temperatura de 193°C y a la salida, 189°C,

generando una Δt de 4°C.

MEDICIÓN DE TEMPERATURA SUPERFICIAL DE LA PLANCHA EN EL PROCESO

Estas temperaturas fueron obtenidas utilizando equipo infrarrojo y termocupla, en las caras superior e inferior de la plancha durante la detención de la misma en la mesa de traspaso del panel aglomerado en el extremo opuesto a la prensa. Esta medición tiene por objeto constatar gradientes de temperatura entre las superficies durante el enfriamiento, hecho que, unido a la pérdida de espesor observada en la medición anterior, nos permite establecer la primera hipótesis que permita explicar la falla, esto es la deformación progresiva por desgaste de la plancha contra las reglas de madera de alta densidad, bajo dilatación y contracción térmica.

Las temperaturas superior e inferior correspondientes a un mismo punto son simultáneas.

Estas mediciones abarcaron todas las planchas, a cada plancha se le midió temperatura en cuatro puntos, siendo simultáneos los puntos de encima y debajo de la plancha, a la izquierda y a la derecha.

$$\sigma = 17.000.000 * 1,13 * 10^{-5} * 75,6$$

$$\sigma = 14.523 \text{ [psi]}$$

Si consideramos que para un material recocido, que el límite elástico es de 14.000[psi], se justifica plenamente que la deformación se produce por motivos térmicos.

MEDICIÓN DE LA TEMPERATURA SUPERFICIAL DE UNA MISMA PLANCHA A MEDIDA QUE SE ENFRÍA.

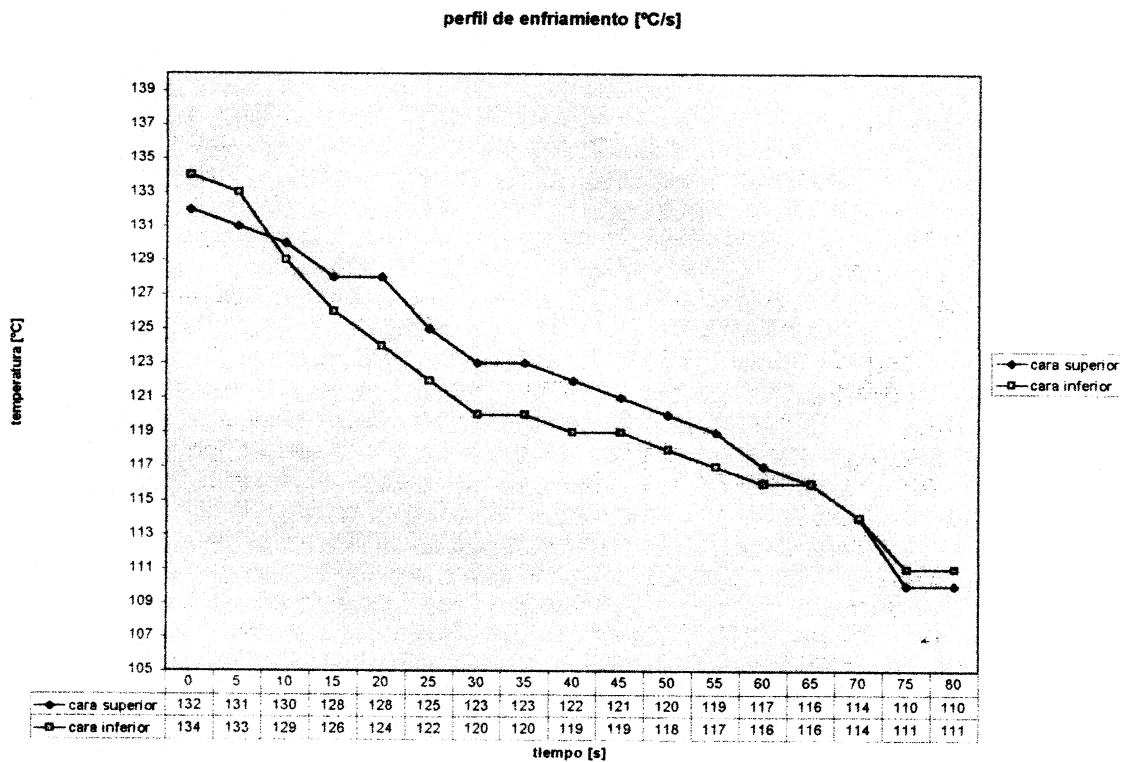
Conservando las condiciones de la medición anterior, podremos dilucidar la tasa de enfriamiento de las planchas. Esta medición se le realizó a la última plancha del proceso (Séptima), en un ciclo de prensado, durante la espera en la mesa de trabajo del panel, a la salida de la prensa.

Los resultados se tabulan a continuación:

TABLA 2: Medición de la temperatura superficial de una misma plancha a medida que se enfría.

Tiempo [s]	Temperatura			Tasa de enfriamiento	
	Arriba	Abajo	$\Delta^{\circ}T$	arriba	Abajo
		[$^{\circ}C$]		[$^{\circ}C/s$]	
0	132	134	-2	-0,2	-0,2
5	131	133	-2		
10	130	129	1	-0,4	-0,6
15	128	126	2		
20	128	124	4	-0,6	-0,4
25	125	122	3		
30	123	120	3	0	0
35	123	120	3		
40	122	119	3	-0,2	0
45	121	119	2		
50	120	118	2	-0,2	-0,2
55	119	117	2		
60	117	116	1	-0,2	0
65	116	116	0		
70	114	114	0	-0,8	-0,6
75	110	111	-1		
Promedio	122,44	121,13		-0,33	-0,25
Desviación estándar	6,36	6,56		0,26	0,26

Una interesante observación es que la plancha se enfría a una tasa que se mantiene casi constante alrededor de $0.2[^\circ\text{C}/\text{s}]$ en la cara superior de la plancha entre $40[\text{s}]$ y $65[\text{s}]$, para luego aumentar a $0.8[^\circ\text{C}/\text{s}]$ a los $75[\text{s}]$, lo que no ocurre en la cara inferior donde la tasa de enfriamiento presenta un comportamiento distinto. Nótese que la parte inferior se enfría en promedio más lento, lo que se observa claramente en el valor final de la tasa en esa cara.



El gráfico anterior refleja el perfil de enfriamiento de la última plancha que llega a la mesa de traspaso, la cual tiene un tiempo de reposo de 12 minutos respecto de la primera plancha.

Esto es importante, puesto que la diferencia de temperaturas es menor, dado el tiempo de enfriamiento previo, es decir, es el caso más favorable en cuanto a sollicitaciones térmicas.

Del gráfico precedente podemos apreciar claramente que, a partir de 20s y hasta 40s, la plancha se enfría sobre la bandeja con una diferencia de temperatura que fluctúa alrededor de 3°C, lo que genera una sollicitación térmica que se calcula por medio de las siguientes ecuaciones:

$$\varepsilon = \alpha \Delta^{\circ}T$$

$$\sigma = E\varepsilon$$

$$\sigma = E \alpha \Delta^{\circ}T$$

, donde:

$$E = 17.000 \text{ [kpsi]}$$

$$\alpha = 1,13 \cdot 10^{-5}$$

$$\Delta^{\circ}T = 5,4 \text{ [}^{\circ}\text{F]}$$

, así:

$$\sigma = 17.000 \cdot 1,13 \cdot 10^{-5} \cdot 5,4$$

$$\sigma = 1.037 \text{ [psi]}$$

Lo cual no explica la deformación, pero, como hemos dicho, este es el caso más favorable, lo cual no ocurre con las primeras 3 planchas que salen de la bandeja, tal como se vio anteriormente.

Con estas preguntas, podemos mapear el régimen de acumulación de tensiones internas de origen térmico y aclarar este

aspecto. Una vez aclarado lo anterior, persiste otra interrogante sin aclarar, ésta es, la pérdida de dureza en la superficie inferior de la pieza que se evidencia en la pérdida de espesor de la plancha. Para ésto, debemos preguntarnos:

¿Existe diferencia de dureza entre el lado superior e inferior en planchas usadas, correspondientes al gradiente de temperatura observado?

¿Existe diferencia de dureza entre planchas nuevas y planchas sin uso?

¿Con qué dureza llegan las planchas nuevas?

Para resolver sobre cual es la dureza de las planchas y su correspondiente distribución, se recurre al uso de un durómetro sobre muestras obtenidas convenientemente (Nuevas, usadas de uso moderado, usadas de corta duración, etc.). Para resolver la segunda pregunta, es preciso realizar un análisis más fino, éste consiste en observar la estructura metalográfica de las muestras con el fin de descubrir patrones de recristalización de granos, esto es, si las condiciones del proceso cambian drásticamente la dureza y resistencia al desgaste, o bien se trata de una condición preexistente (De fábrica). Una conclusión favorable en cualquiera de los sentidos mencionados cuestiona la idoneidad de la selección del material actualmente usado, la respuesta de ambas preguntas permitirá especificar el material apropiado para las condiciones de operación predominantes.

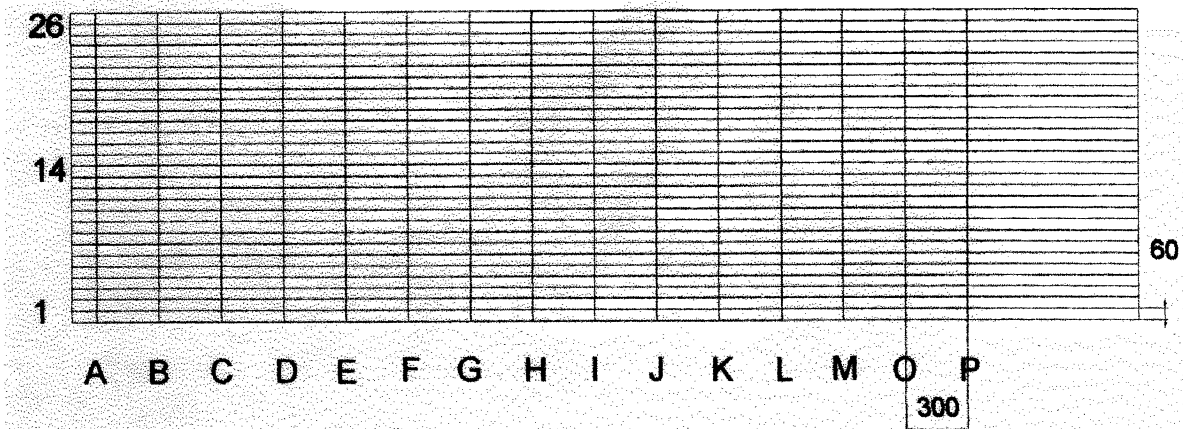
MEDICIÓN DE ESPESORES

Tal como puede apreciarse en la siguiente tabla, se midió el espesor puntual de una de las planchas desechadas (Flejeada a golpe como 14 ENE 98), misma de las cuales se obtuvo las muestras para el primer conjunto de metalografías según la trama que puede observarse en la figura.

Según se muestra en la figura, se realizó una medición de espesores mediante el uso de un equipo ultrasónico. Los resultados obtenidos se muestran en la siguiente tabla:

TABLA 3: Medición de Espesores:

Filas	Columnas															
	[mm]															
	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O	P
1	2.9	2.8	2.8	2.8	2.7	2.7	2.7	2.7	2.6	2.7	2.7	2.7	2.6	2.7	2.7	2.8
2	2.9	2.8	2.8	2.8	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.7	2.9
3	2.9	2.8	2.9	2.8	2.7	2.6	2.7	2.6	2.6	2.7	2.7	2.6	2.7	2.8	2.8	2.6
4	2.9	2.8	2.4	2.7	2.7	2.6	2.5	2.6	2.5	2.3	2.3	2.4	2.5	2.6	2.3	2.6
5	2.9	2.8	2.4	2.7	2.7	2.6	2.3	2.3	1.8	2.3	2.5	2.4	2.3	2.5	2.4	2.5
6	2.5	2.6	2.9	2.7	2.4	2.7	2.7	2.7	2.1	2.5	2.5	2.6	2.6	2.7	2.5	2.9
7	2.8	2.8	2.9	2.9	2.7	2.7	2.7	2.6	2.4	2.7	2.7	2.6	2.7	2.7	2.7	2.8
8	2.9	2.9	2.9	2.8	2.8	2.8	2.8	2.7	2.6	2.7	2.7	2.7	2.7	2.8	2.7	2.9
9	2.9	2.9	2.9	2.9	3.0	2.8	2.8	2.8	2.7	2.8	2.8	2.7	2.8	2.9	2.7	2.8
10	2.9	2.9	2.9	2.9	2.9	2.8	2.8	3.0	3.0	3.0	2.8	3.2	3.2	3.2	2.7	2.9
11	2.9	2.9	2.9	2.9	2.8	2.8	2.9	3.1	3.0	3.0	3.1	3.2	3.2	3.2	2.8	2.8
12	2.8	3.0	3.0	3.0	2.9	3.0	3.1	3.0	3.0	3.0	3.1	3.2	3.2	3.2	2.8	3.0
13	2.9	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.1	3.1	3.3	3.1	3.1	3.2	3.1	3.2	2.8	2.8
14	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.2	3.1	3.3	3.1	3.1	3.2	3.0	3.2	2.8	3.0
15	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.1	3.3	3.1	3.1	3.1	3.0	3.2	2.8	2.8
16	2.9	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.2	3.0	3.1	3.0	3.0	3.2	2.8	2.8
17	2.5	2.8	3.0	3.0	3.0	3.0	3.1	2.9	3.2	3.0	3.0	3.0	2.9	3.2	2.8	2.8
18	2.6	2.5	2.9	2.9	2.9	2.9	2.9	2.8	3.0	3.0	2.9	3.0	2.7	3.2	2.9	2.9
19	2.7	2.8	2.9	2.9	2.9	2.9	2.6	2.6	2.6	2.8	2.5	2.8	2.8	2.9	2.6	2.8
20	2.8	2.8	2.8	2.7	2.8	2.6	2.7	2.5	2.7	2.4	2.3	2.6	2.3	2.8	2.5	2.7
21	2.8	2.9	2.9	2.8	2.4	2.7	2.7	2.5	2.1	2.4	2.6	2.7	3.1	3.0	2.9	2.8
22	2.9	2.9	3.0	3.0	2.6	2.9	2.9	2.7	3.0	2.9	2.9	3.0	3.1	3.0	2.9	2.8
23	2.9	2.9	3.0	3.0	2.9	2.9	2.9	2.8	3.0	3.0	3.0	3.0	3.1	3.0	2.9	3.0
24	2.9	2.9	3.0	3.0	3.0	2.9	3.1	2.9	3.0	3.0	3.0	3.0	3.1	3.0	2.9	2.8
25	3.0	2.9	3.0	3.0	3.0	2.9	2.8	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.1	2.9	2.9
26	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	2.9	2.9	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	3.0	2.9	2.8



Tal como puede observarse, el punto de menor espesor (1,8mm), correspondiente al punto I-5 se encuentra en una franja de espesores reducidos que abarca las filas 4 y 5, condición que se repite en las filas 20 y 21 en menor medida.

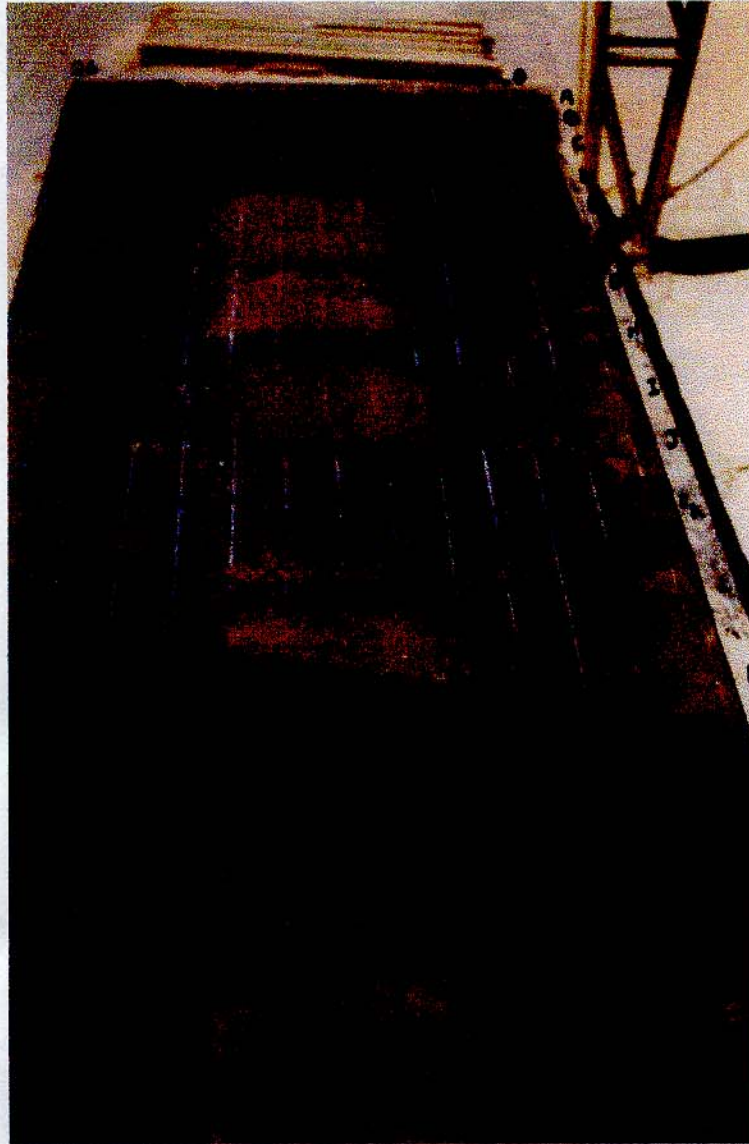


Foto 4: Se aprecia la plancha a la cual se le extrajeron cuatro muestras, además de la retícula que se practicó para chequear el espesor de toda el área.

Los resultados de los espesores indican que, aparte de observarse deformación en dos zonas a todo lo largo de la

plancha, también hay ondulaciones visibles por el desgaste originado por el roce entre el panel y la plancha (Ver foto 5)



*Foto 5: Zonas de desgaste originadas entre el panel y la superficie de la plancha.
Esta ondulación debería estar relacionada con la distribución del calentamiento de la prensa.*

La deformación en dos zonas longitudinales de la plancha, visibles también en la foto 5, trae como consecuencia un desgaste de tipo abrasivo en esos mismos lugares, pero en el lado reverso de la plancha. Véanse fotos 6, 7 y 8.

Este desgaste se aprecia muy severo, de alto roce con deformación plástica y desprendimiento de material.



Foto 6: Reverso de plancha de foto 5. Se muestra marcadas con una flecha la zona que presenta el máximo desgaste.

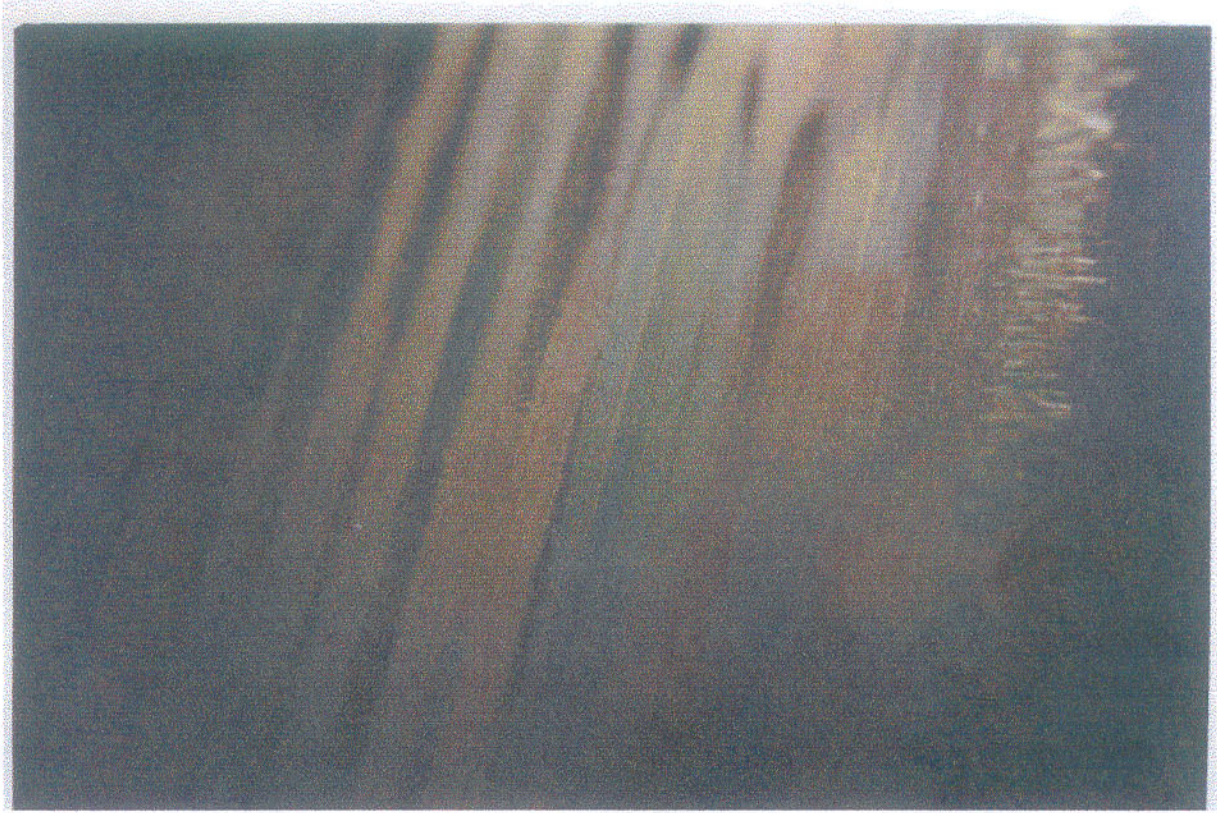


Foto 7: Un acercamiento de la foto 6, donde se aprecian claros desgastes longitudinales y también algunas picaduras, las cuales bien pueden originarse en el aplastamiento de partículas duras de madera contra las guías; esto también es causal de microdeformaciones en la plancha.

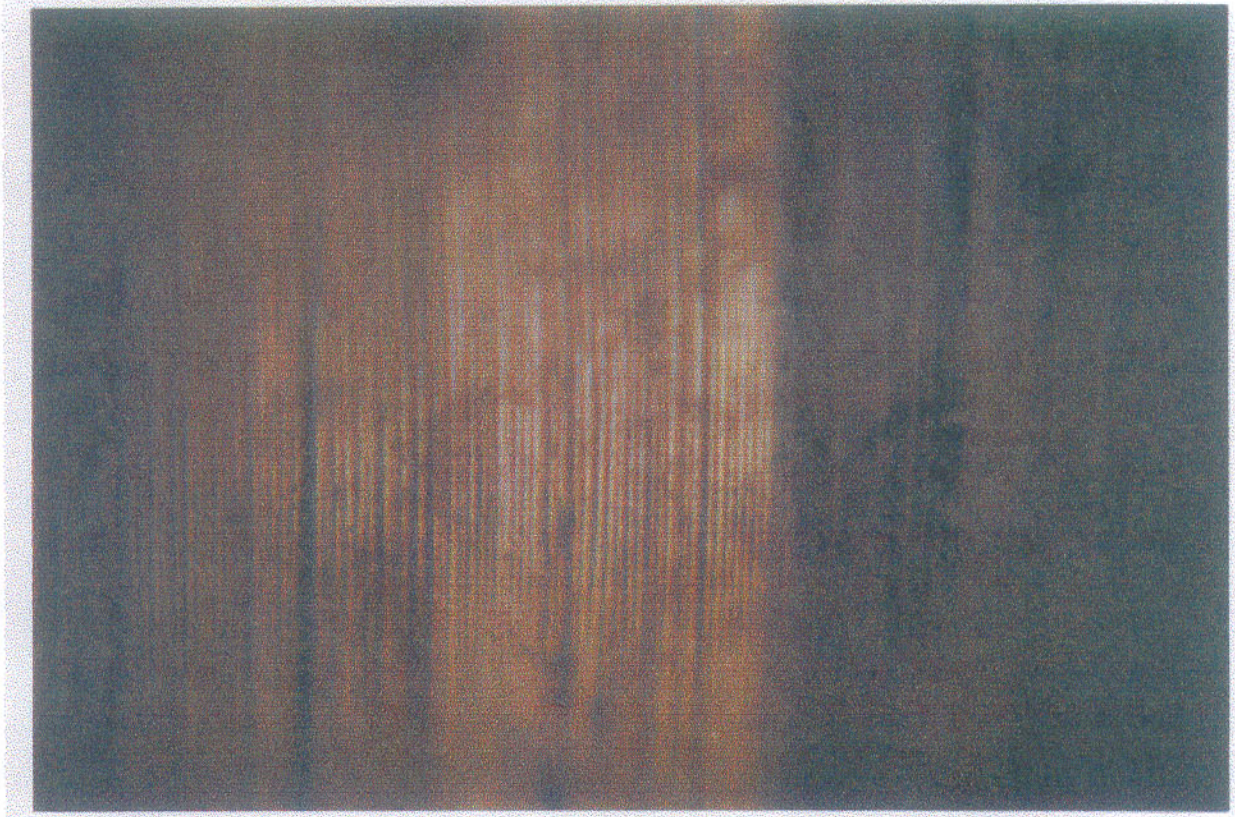


Foto 8: Con mayor aumento se comprueba el fuerte grado de deformación y desgaste en la plancha. Los surcos son profundos y es en estas zonas en que la plancha tenía los menores espesores.

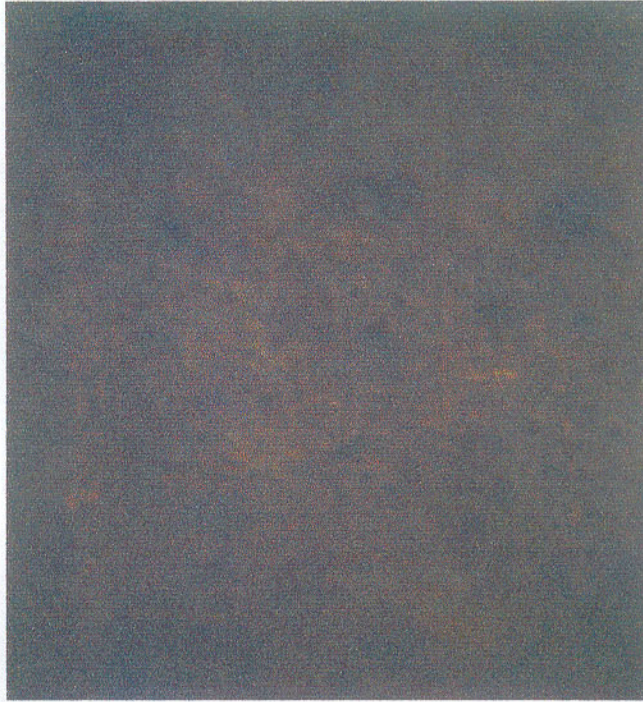


Foto 9: Acercamiento de foto 7, donde se muestran las picaduras o deformaciones de la superficie de la plancha, producto del aplastamiento de partículas duras.

PRUEBAS DE LABORATORIO

MEDICIÓN DE DUREZA V/S TRATAMIENTOS TÉRMICOS APLICADOS

Estos tratamientos de recristalización tienen por objetivo comprobar la teoría de un posible ablandamiento de las planchas cuando son expuestas al ciclo de calentamiento de la prensa.

Para ello se elegirán dos tipos de planchas: de 3 meses de duración y, como contrapartida, la de 9 meses de duración.

El tratamiento se hará en horno eléctrico y se colocarán 11 muestras. La temperatura será de 170°C y las probetas se sacarán cada 5 horas y la última muestra será extraída transcurridas 45h.

En la tabla siguiente se muestran los resultados.

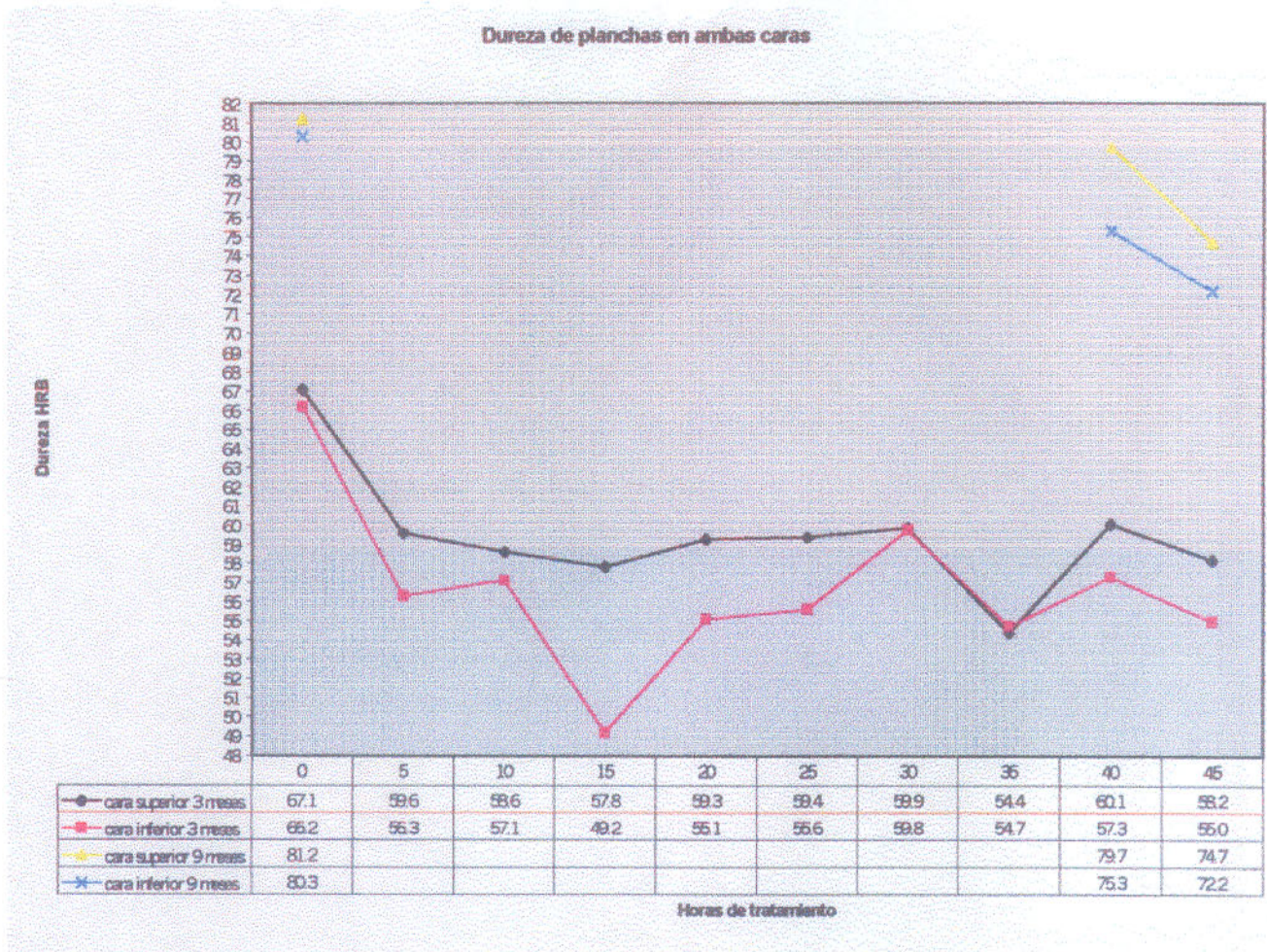
TABLA 4: Muestra De Plancha De Latón TT 170°C

Horas	Plano	Duración	
		3 meses HRB	9 meses HRB
0	Superior	67,1	81,2
	Inferior	66,2	80,3
5	Superior	59,6	
	Inferior	56,3	
10	Superior	58,6	
	Inferior	57,1	
15	Superior	57,8	
	Inferior	49,2	
20	Superior	59,3	
	Inferior	55,1	
25	Superior	59,4	
	Inferior	55,6	
30	Superior	59,9	
	Inferior	59,8	
35	Superior	54,4	
	Inferior	54,7	
40	Superior	60,1	79,7
	Inferior	57,3	75,3
45	Superior	58,2	74,7
	Inferior	55,0	72,2

Los ensayos de recristalización indican que efectivamente se produce ablandamiento a temperatura de trabajo y en tiempos razonables de proceso especialmente en planchas que tuvieron mal comportamiento, en la otra plancha de mejor comportamiento la dureza bajó levemente. A continuación se grafican estos datos.

Las metalografías de estas muestras se utilizaron en las micrografías 1 a 5, de la sección siguiente.

*Gráfico de resultados de tratamientos térmicos.
Dureza Vs. Tiempo de permanencia*



ANÁLISIS QUÍMICOS

Se analizaron dos muestras: Una de 9 meses de duración en el proceso y otra de 3 meses (Defectuosa). Los resultados fueron sorprendentes.

Ambas eran muy similares, vale decir, correspondían a un latón amarillo, de norma ASTM B36, aleación N°8.

TABLA 5: Análisis químico de espectrometría, realizado a las muestras obtenidas.

MUESTRA	Cu	Zn	Otros
3 meses	66.1%	33.86%	0.004%
9 meses	66.5%	33.43%	0.07%

Hay escasa presencia de otros elementos aleantes, tales como Pb, P (Usado como desoxidante) y Sn. Además, hay mínima presencia de inclusiones, tales como óxido, alúmina, sulfuros u otros.

ANÁLISIS METALOGRAFÍCOS

Con el fin de aclarar la diferencia de propiedades en materiales que, al parecer son semejantes, se analizarán 3 muestras típicas.

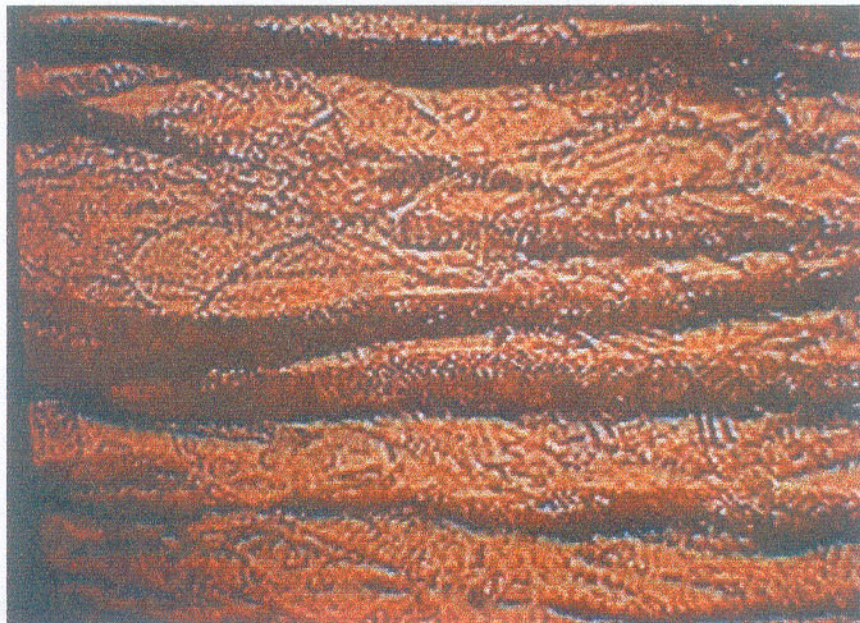
- Muestra de planchas de latón con 9 meses de uso, las cuales pueden considerarse como aceptables. (Ver micrografía)
- Muestras de planchas de latón con 6 meses de uso. (Ver micrografía)
- Muestra de plancha de latón con 3 meses de uso, las cuales se consideran como malas.



Micrografía 1: Muestra de 3 meses, sin TT, 500 x. Tamaño de grano ASTM #5



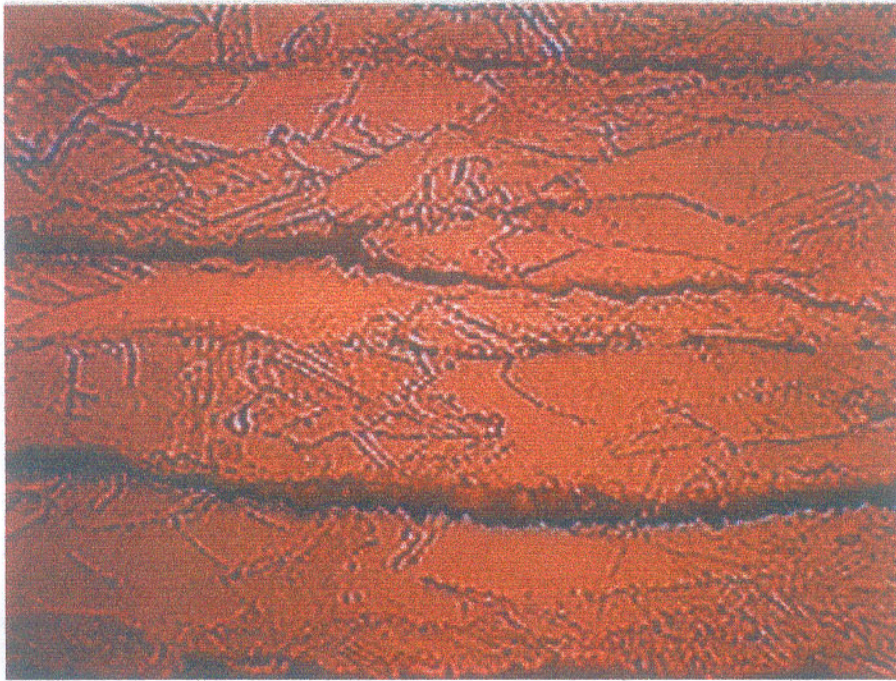
Micrografía 2: Muestra de 6 meses, sin TT, 500 X Tamaño de grano ASTM #8



Micrografía 3: Muestra de 9 meses, sin TT, 500X. Tamaño de grano ASTM #8



Micrografía 4: 3 meses, 45 h TT a 170°C. 500X Tamaño de grano ASTM #7



Micrografía 5: Muestra de 9 meses, 45 h TT a 170°C. 500 X Tamaño de grano ASTM #7 a 8

De estas micrografías se aprecia un detalle que, a la larga es de vital importancia y que es la presencia de fase β y que desde el momento de su laminación, ha quedado deformada, abarcando grandes zonas de la matriz del latón.

El color oscuro de esta fase obedece a su menor resistencia a la corrosión, de tal manera que, cuando se ataca químicamente ($\text{Fe}_2\text{Cl}_3 + \text{HNO}_3$), la probeta para su observación metalográfica,

ésta se disuelve a mayor velocidad, quedando en bajorrelieve de manera que lo que se observa como manchas oscuras, son las sombras proyectadas (Microsurcos).

ANÁLISIS DEDUCTIVO

BASES TEÓRICAS

Según lo consignado en la introducción, debemos estructurar nuestro análisis en torno a un marco teórico adecuado, a la luz del cual surjan nuevas formas de entender los fenómenos observados.

A continuación, presentaremos un concepto importante a nuestro entender, el cual corresponde al agrietamiento en caliente de las aleaciones industriales en base a cobre, para lo cual debemos entender primeramente el modo en que éstas solidifican.

El agrietamiento en caliente se basa en la teoría de deformación de Pellini, la cual sugiere que las deformaciones que se producen en estado sólido de piezas fundidas, están

relacionadas con la presencia de películas metálicas líquidas intergranulares. Dicho de otro modo, la solidificación de los metales es discontinua y debe ser estudiada en condiciones fuera de equilibrio para explicar fenómenos como el que suscita este seminario.

MODOS DE SOLIDIFICACIÓN DE ALEACIONES EN BASE A COBRE

PREÁMBULO

Consideraremos el modo de enfriamiento del tipo de aleaciones de cobre. Se muestra que los cambios que tienen lugar, tanto en la cantidad como en la composición de las fases sólida y líquida durante la solidificación pueden ser interpretados desde los diagramas de fase y del resultado del análisis térmico fuera del equilibrio, los cuales también se muestran. Esto demuestra que en algunos casos, fases líquidas pueden estar presentes a temperaturas muy por debajo de las cuales usualmente se considera que éstas deben solidificar, lo cual puede tener una importante influencia en el fenómeno en estudio.

Al revisar la literatura relacionada observamos varias discrepancias en los datos de solidificación de varias aleaciones y, en adición a esto, muchos de los datos conciernen a mediciones bajo condiciones de equilibrio.

Particularmente, en el caso de nuestra aleación en estudio, el desconocimiento de lo anterior puede producir resultados no deseados cuando estos datos se aplican a casos reales, tales

como la elaboración de nuestras bandejas, donde las condiciones de enfriamiento durante su manufactura no pueden considerarse como condiciones de equilibrio, pudiendo existir películas metálicas líquidas a temperaturas inferiores a aquellas indicadas por estudios en condiciones de equilibrio.

Como primer paso, realizaremos el análisis térmico de las aleaciones estudiadas en la investigación sobre agrietamiento en caliente a velocidades de enfriamiento correspondientes a las observadas en coladas industriales.

Estos datos fueron usados en conjunto con el diagrama de fase (0 de equilibrio) disponible, en un intento por explicar el modo de solidificación de estas aleaciones y de racionalizar las reacciones que ocurren cuando la aleación pasa desde el estado líquido al sólido usando datos disponibles de varias fuentes, esperando que lo último nos permita una comprensión más exacta de la aleación en estudio.

ANÁLISIS TÉRMICO

Las investigaciones realizadas fueron examinadas usando la técnica del análisis térmico diferencial, a velocidades de enfriamiento que variaron entre 1 y 100 °C/min. Las velocidades de enfriamiento en el extremo caliente de las barras usadas en la investigación de agrietamiento en caliente fueron de orden de 75 a 100 °C/min, según lo estimado con las termocuplas localizadas a 10 mm del extremo caliente. En algunos casos, se

consideró necesario usar velocidades de enfriamiento menores en el análisis térmico para detectar un número de reacciones que se habrían perdido a velocidades de enfriamiento superiores. Los valores reportados, en consecuencia, corresponden a velocidades de enfriamiento de 10°C/min, la cual es razonablemente cercana a las velocidades de enfriamiento de las fundiciones reales.

Los resultados del análisis térmico informado están dados en la *tabla 6*, junto con la composición química de las aleaciones. Los datos encontrados en la literatura (En condiciones de equilibrio), son mostrados en la *tabla 7*.

TABLA 6: Resultados del análisis térmico diferencial

ASTM	Aleación	Composición química %									"Sesgo Térmico", °C (tasa enfriamiento:10°C/min)					Rango
		Cu	Sn	Pb	Zn	Ni	Fe	Al	Mn	Si	A	B	C	D	E	°C
B-143	1A	89,6	9,3	-	1,4	-	-	-	-	-	986	-	-	782	-	204
B-144	3A	80,8	9,5	9,5	-	-	-	-	-	950	-	866	767	319	183	
B-145	4A	84,7	4,9	4,9	4,4	-	-	-	-	1000	920	881	750	322	250	
B-145	5A	81,4	3,0	6,5	8,6	-	-	-	-	987	911	-	760Δ	□	227	
B-146	6A	73,7	1,4	2,2	22,3	-	-	-	-	948	893	-	775	□	173	
B-147	7A	61,5	1,2	1,2	32,8	0,1	1,1	1,0	0,5	890	-	-	860	□	30	
B-147	8A	61,5	0,3	0,7	33,6	0,1	1,2	1,0	0,6	890	-	-	860	□	30	
B-198	12A	91,3	0,2	-	2,4	0,1	1,6	-	0,1	3,0	1010	-	-	907	-	103
-	B.N.F	87,6	7,2	2,7	2,0	-	-	-	-	-	1000	-	842	761	322	239
-	Inco	85,5	6,4	3,8	2,5	2,0	-	-	-	-	1012	862	812	755	322	257
-	4A+Pb	80,2	5,3	9,6	4,3	-	-	-	-	-	972	900	860	755	319	217
-	89-11	89,9	9,8	-	-	-	-	-	-	-	1005	-	-	794	-	211
-	Pr.Br	80,8	-	-	-	3,8	5,0	9,3	0,8	-	1053	-	-	1030	-	23

- A Primera separación de la fase α rica en Cu
- B Separación probable de líquido monotéctico rico en plomo en el sistema Cu-Pb-Zn.
- C Separación de líquido monotéctico rico en plomo en el sistema Cu-Pb-Sn.
- D Solidus efectivo aproximado en todas las aleaciones y también el inicio de la transformación peritética en aleaciones ricas en estaño.
- E Solidificación de la fase rica en plomo.
- Δ Aunque el sesgo no fue observado por el análisis térmico, exámenes metalográficos revelaron la presencia de pequeñas partículas de δ lo cual indica que el solidus "efectivo" está en la vecindad de 760°C.
- Valores aproximados representados por A-D. El rango de solidificación real es generalmente más amplio.
- El análisis térmico no fue llevado a cabo, pero la examinación metalográfica reveló la presencia de fase rica en plomo, la cual probablemente solidifica a una temperatura cercana a 320°C.

TABLA 7: Punto de fusión, obtenido de la literatura.

ASTM	Aleación	Fuente ^o	Composición química %									"Sesgo Térmico" °C			Rango Solid' °C
			Cu	Sn	Pb	Zn	P	Ni	Fe	Al	Mn	X	Y	Z	
B-143	1A	a	88	10	-	2	-	-	-	-	-	1004	843	-	161
B-143	2A	b	88	5,7	1,4	4,4	0,01	0,6	0,07	-	-	988	825	-	163
B-144	3A	b	79	9,3	10,2	0,27	0,01	0,43	0,01	-	-	930	762	314	168
B-145	4A	b	85	4,4	5,1	4,6	0,01	0,7	0,11	-	-	1010	853	317	157
B-147	8A	c	57,84	0,26	0,17	39,3	-	0,08	1,0	1,07	0,5	880	862	-	18
-	89-11	d	89	11	-	-	-	-	-	-	-	1000	831	-	169
-	Pr.Br.	d	81,15	-	-	-	-	5	2,5	9,5	1	1055	1035	-	20

^o Las fuentes se listan a continuación.

- a) Brandt, Bishop y Pellini, "Solidification of various Metals in Sand and chill molds", AFS TRANS. Vol. 62, p. 646-653 (1954).
- b) Kura y Lang, "Mechanical and Physical Properties of Three-Low-Shrinkage, Copper-Base Casting Alloys", Proc. ASTM Vol. 58, p. 775-790.
- c) Johnson and Kura, "Mechanical and Physical Properties of Five Copper-Base Alloys", Proc. ASTM, Vol. 60, p. 796-811.
- d) ASM Metal Handbook Vol 1, "Properties and Selection of Metals". (1961).

X Liquidus.

Y Solidus (Generalmente obtenido por calentamiento).

Z Comienzo de la fusión de la fase rica en plomo.

* El rango de solidificación es: columna X- columna Y.

Sesgo Térmico

La expresión "sesgo térmico" (El cual refiere a las desviaciones en las pendientes de las curvas diferenciales), indica el comienzo de una transformación. En general, el final de tales transformaciones no está bien definida y no pudo ser detectada con precisión. En la *tabla 6*, bajo el encabezado de "Sesgo Térmico", la columna A da la temperatura a la cual la fase α comienza a separarse, las columnas B y C el comienzo de transformaciones monotécticas en los sistemas Cu-Pb-Zn y Cu-Pb-Sn, tal como se verá después; la columna D, el comienzo de la transformación peritéctica en el caso de aleaciones que contienen estaño. Esta última temperatura está probablemente sólo a pocos grados por sobre la temperatura del final de la

transformación, la cual es, de hecho, el solidus efectivo de la aleación y puede ser comparado con los datos de solidus disponibles en la literatura. Para aleaciones que contengan poco estaño o carezcan de él, los valores dados en la columna D fueron obtenidos por calentamiento, en tanto no pudieron ser obtenidos en condiciones de seguridad desde las curvas de enfriamiento. La columna E corresponde al comienzo de la solidificación de la fase rica en plomo a temperaturas en la vecindad de 320 °C.

Solidus Efectivo

Similarmente, el término "*solidus efectivo*", es usado para denotar la temperatura a la cual la última fase rica en cobre solidifica en una colada. Como se dijo, éste puede diferir apreciablemente del solidus de equilibrio, el cual sólo puede ser determinado en condiciones de un enfriamiento suficientemente lento que permita una completa homogeneización de la estructura. Como la expresión solidus efectivo se refiere a la fase rica en Cu, ésta no debe ser tomada en cuenta para la fase rica en plomo, que se encuentra en muchas aleaciones fundidas de cobre, la cual permanece líquida por debajo de una temperatura aproximada de 320°C. Sin embargo, se considera que la solidificación de la última fase rica en Cu es la etapa crítica, aunque en el contexto del agrietamiento en caliente, la presencia de fase líquida rica en plomo, a veces en cantidades

considerables, puede tener un efecto importante.

MODOS DE SOLIDIFICACIÓN DE ALGUNAS ALEACIONES

En un intento por detallar el modo de solidificación de las aleaciones de nuestro interés, se hará uso del análisis térmico de la Tabla 6 y los diagramas de fase de tales aleaciones. Desafortunadamente, muchas de las aleaciones en base a cobre industriales contienen más de tres elementos mayoritarios, y los datos sobre tales sistemas son prácticamente inexistentes. A pesar de esas limitaciones y de la práctica cuestionable de mezclar datos de equilibrio y de no-equilibrio, se cree que puede hacerse una contribución útil a nuestro intento de comprender el mecanismo de solidificación de las aleaciones de cobre.

Aleación 1A (88Cu-10Sn-2Zn) y Aleación 89Cu-11Sn.

Para comenzar con una simplificación, la aleación 1A puede ser considerada que solidifica en la misma forma que la aleación binaria 90Cu-10Sn. El diagrama de equilibrio del sistema Cu-Sn se muestra en la figura 1. Como se dijo, este sistema es notorio por su falta de equilibrio, y afortunadamente, los diagramas han sido preparados para representar con mayor precisión la situación encontrada en las coladas (Ver figura 2).

Combinando los datos de la Tabla 6 y la Fig. 2, puede ser visto que la solidificación comienza por la separación de los cristales α , ricos en cobre a 986°C y esto continúa hasta

762°C, temperatura a la cual el líquido remanente rico en estaño reacciona con el sólido α para dar fase β . Esta reacción, va a completarse a una temperatura constante en el sistema binario Cu-Sn y sobre un corto intervalo de temperatura en el sistema ternario Cu-Sn-Zn. Esto corresponde a la formación peritética de β a 798°C en el sistema binario. Subsecuentemente, esta fase β , se transforma eutectóidicamente en $\alpha + \gamma$, y entonces, γ en $\alpha + \delta$, pero esas son todas las transformaciones en estado sólido y de ahí, no toman parte en el proceso de solidificación. Así, en esta aleación el final de la transformación de la fase β corresponde al solidus. Podría ser notado, sin embargo, que la fase γ , la cual se detecta en la microestructura, está directamente relacionada con la cantidad de fase β formada durante la solidificación y de ahí, a la cantidad de líquido rico en estaño en la última etapa de solidificación. La estrecha relación que une tales eventos, sugiere que durante la etapa final de solidificación, la cantidad de líquido rico en estaño es una a una y media veces la cantidad de γ , lo cual puede ser observado en la microestructura. Esta relación entre la fase γ observada y el líquido del cual proviene variará de algún modo con el contenido de estaño y las condiciones de enfriamiento, pero en general, no será inferior a lo ponderado.

La aleación 89Cu-11Sn solidifica del mismo modo con una leve

modificación de las temperaturas, como puede ser notado en la Tabla 6. En el contexto del agrietamiento en caliente, puede ser de importancia notar que la formación de β ; es decir, de la última porción en solidificar, tiene lugar en esta aleación a una temperatura constante ya que ésta es una aleación binaria simple.

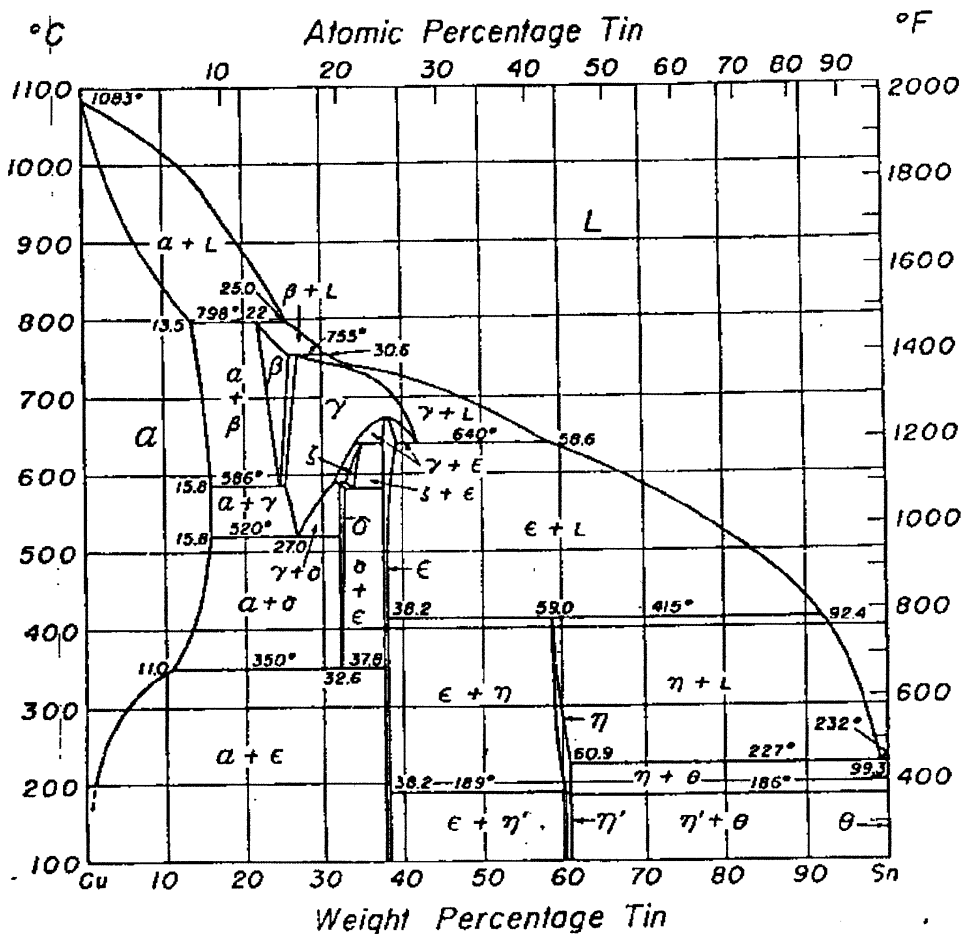


Figura 1: Diagrama Cu-Sn en equilibrio

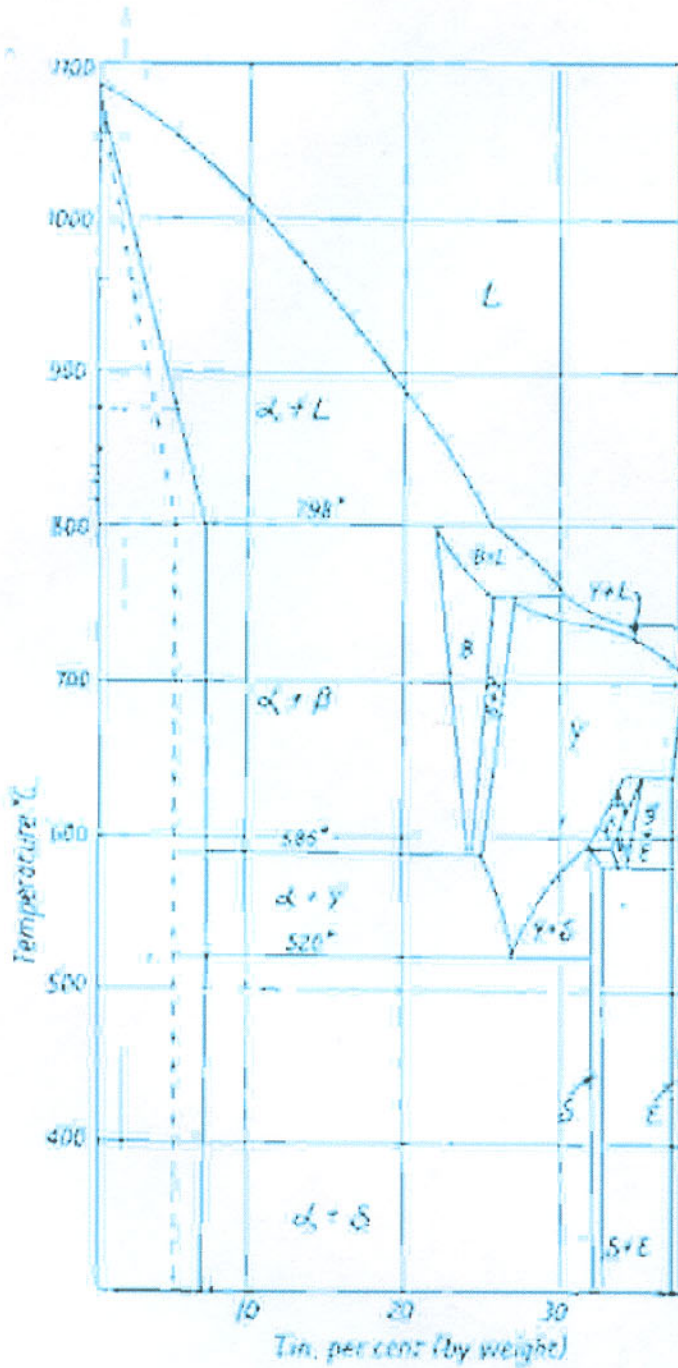


Figura 2: Diagrama Cu-Sn fuera de equilibrio..

Aleación 3A (80Cu-10Sn-10Pb)

En el caso de la aleación 3A, las reacciones son más complejas, y la solidificación puede ser considerada en términos

del diagrama ternario Cu-Sn-Pb.

Cabe hacer notar en este punto, que existen grandes áreas de duda en los diagramas de equilibrio ternarios publicados (Fig. 3, 4 y 6). Algunos puntos pertenecientes a esos diagramas son conocidos con certeza y han sido denotados con letras mayúsculas. Los otros puntos, —denotados por letras minúsculas—, están basados en experimentos, inferencias y extrapolaciones, por cuanto están sujetos a algún error.

La Tabla 6 muestra que para la composición particular de la aleación 3A, la fase rica en cobre, α , se separa primero a 950°C, lo cual es mostrado por el punto 3A en la Fig. 3, el cual representa la esquina rica en cobre en el sistema Cu-Sn-Pb, mostrado en la Fig. 4. El enfriamiento causa la separación posterior de α y la composición del líquido se mueve como se mostró hasta 866°C donde alcanza la línea *Cni*, al tiempo en que la composición de la fase líquida es alrededor de 16% Pb y 13% Sn. Si, como parece razonable, poco o nada del 16% Pb original ha sido depositado con la fase α , este enriquecimiento en plomo del líquido de 10% a 16%, corresponde a la reducción del volumen de líquido a 60% del original, lo cual significa que en este punto sólo 40% de la aleación es sólida, aún cuando la temperatura es ahora casi 100 °C bajo la cual la aleación comenzó a cuajar.

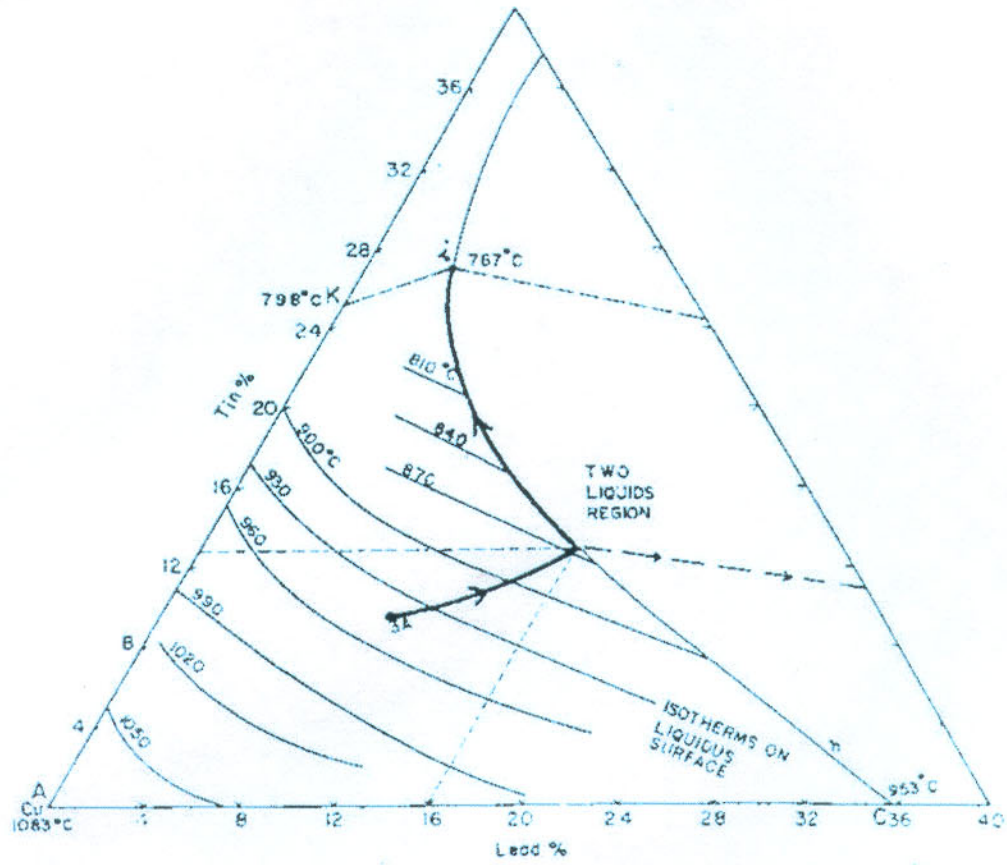


Figura 3: Liquidus y superficie de separación en el diagrama ternario Cu-Pb-Sn.

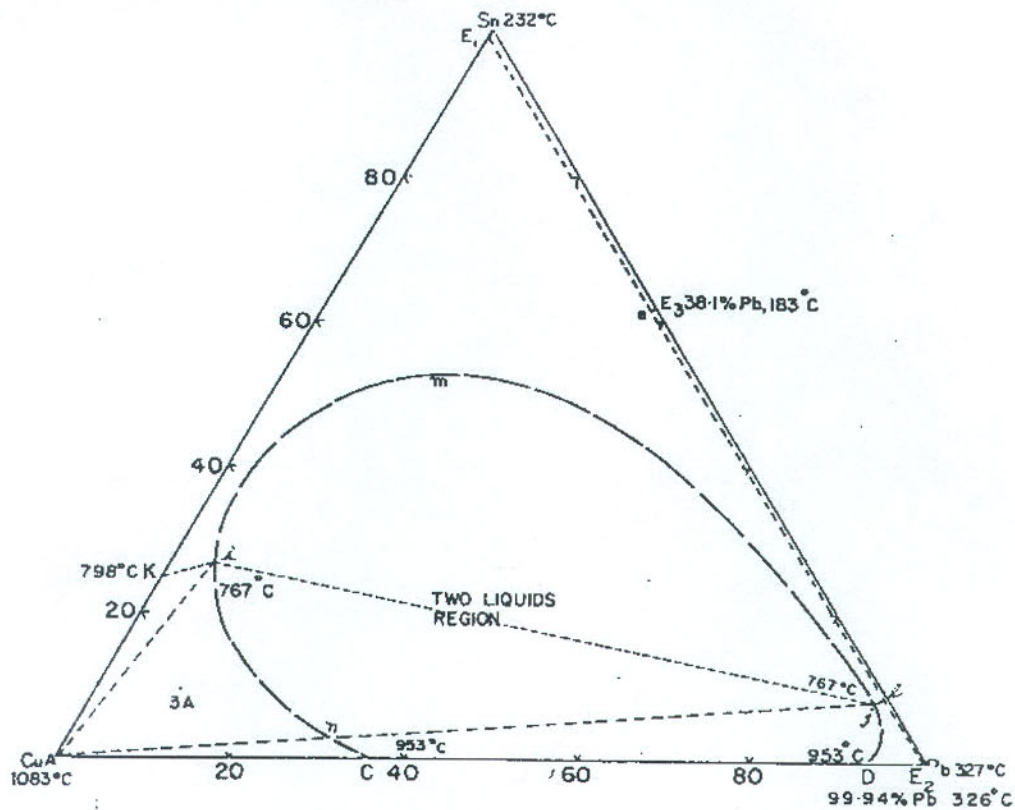


Figura 4: línea del intervalo de miscibilidad sobre las superficies de liquidus del diagrama ternario Cu-Pb-Sn.

La línea Cni forma parte de una curva $CnimjD$ (Fig. 4) la cual representa un intervalo de miscibilidad en el sistema Cu-Sn-Pb. Lo anterior puede ser mejor entendido en referencia al diagrama binario Cu-Pb, (Fig. 5), donde las mismas letras han sido usadas para simbolizar puntos correspondientes de las figuras 4 y 5. Adiciones de plomo al cobre reduce la temperatura de liquidus continuamente a lo largo de AC hasta C , el cual es el límite de miscibilidad del plomo, siendo alrededor de 36% Pb a 953°C . En este punto, aparece en D un

segundo líquido que contiene 92,5% Pb, el cual resulta de la transformación monotéctica $L_1 \leftrightarrow \alpha + L_2$ a lo largo de CD . Así, se verá que en el diagrama binario de la Fig. 5, la región donde hay dos líquidos inmiscibles está rodeada por la línea $CnimjD$.

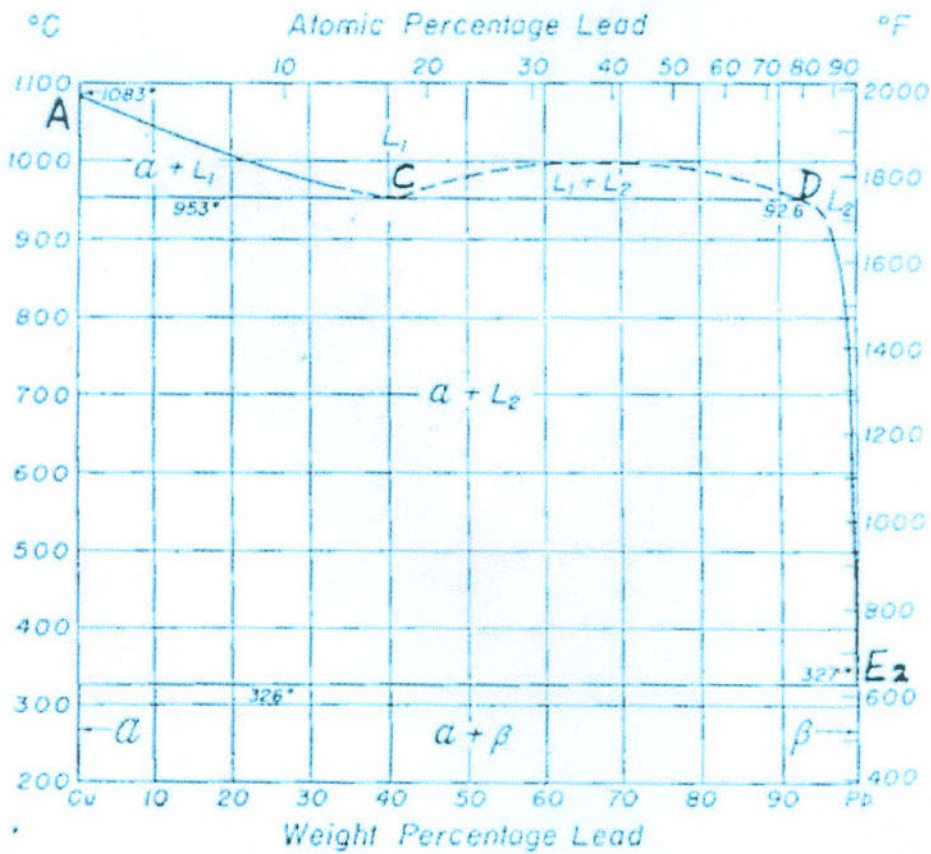


Figura 5: Diagrama de fase Cu-Pb.

Volviendo a la aleación 3A, cuando la composición del líquido alcanza la línea ni a 866°C con un 13% Sn, 16% Pb, una segunda fase líquida (La cual corresponde a la formación de L_2 a lo largo de CD del sistema binario), se forma a través del intervalo de miscibilidad con una composición de líquido rico en plomo entre D y j , (Fig. 4). De nuevo, referente al diagrama binario, éste sugiere que la separación de la segunda fase líquida es acompañada por la separación de una considerable cantidad de sólido α . El posterior enfriamiento causa que la composición del líquido rico en estaño se mueva a lo largo de ni hacia i , y que el líquido rico en plomo se mueva a lo largo de Dj hacia j , resultando en la precipitación de más α . Cuando el líquido rico en estaño alcanza el punto i a 767°C , el líquido rico en plomo ha alcanzado j , a la misma temperatura. En el punto i , β es formada por la reacción peritética de α con el líquido rico en estaño, como en el diagrama binario Cu-Sn. Este punto i es invariante de acuerdo con la regla de fases de Gibbs a presión constante ($L=C-F+1$), ya que hay tres Componentes: Cu, Sn y Pb y cuatro Fases: α , β , líquido rico en estaño y líquido rico en plomo, lo cual da $L=3-4+1=0$ grados de libertad. Esta aleación sustancialmente completa su solidificación a este punto en tanto las fases ricas en carbono y en estaño existan. Aunque allí debe quedar al menos 10% del material rico en plomo en forma líquida ya

que la aleación contiene 10% Pb nada del cual ha solidificado todavía. El posterior enfriamiento causa la precipitación de pequeñas cantidades de fase α rica en Cu del líquido rico en Pb en una forma similar a la representada por la sección DE_2 del diagrama binario Cu-Pb (Fig. 5), donde la eventual solidificación de la fase eutéctica Cu-Pb rica en Pb ocurre alrededor de 326°C. Teóricamente como se muestra en la Fig. 4 la composición de la fase ternaria rica en plomo se movería a lo largo de $j1$ y entonces procede a lo largo del valle eutéctico juntándose con E_2 (El eutéctico Cu-Pb) y el eutéctico ternario Sn-Pb-Cu, hasta que el último líquido remanente solidifica en el punto e a alrededor de 180°C. De hecho, esta reacción no llega a completarse a causa de la falta de equilibrio y el líquido rico en plomo solidifica a 319°C.

Aleaciones 4A (85Cu-5Sn-5Pb-5Zn), 4A + 5% Pb, 5A (81Cu-3Sn-7Pb-9Zn), BNF (87,5Cu-7,5Sn-3Pb-2Zn) e Inco (84,5Cu-6,5Sn-3,5Pb-3,5Zn-2Ni).

La misma explicación básica se mantiene para la solidificación de las aleaciones 4A, 4A + 5% Pb, 5A, BNF e Inco, con las siguientes reservas, causadas principalmente por el hecho de que todas esas aleaciones contienen Zn.

a) Este componente adicional (Zn) da al sistema otro grado de libertad, esto es, puntos tales como i , correspondientes a la reacción monotéctica de la cuarta fase, ya no son invariantes y esas transformaciones ahora ocurren en un

la reacción monotéctica de la cuarta fase, ya no son invariantes y esas transformaciones ahora ocurren en un rango de temperatura.

- b) A medida que el contenido de Zn se incrementa, su efecto en la constitución llega a ser más importante; en verdad el punto de sesgo térmico fue encontrado en la región de 900°C. Esto posiblemente corresponda a la formación del primer líquido rico en Pb en el intervalo de miscibilidad del sistema Cu-Pb-Zn el cual ocurre a una temperatura ligeramente superior que en el sistema Cu-Pb-Sn.
- c) La adición de 2% de níquel a las aleaciones parece reducir la temperatura de los sesgos *B* y *C* (Separación del líquido rico en plomo en el sistema Cu-Pb-Zn y el sistema Cu-Pb-Sn respectivamente) en la tabla 6.

Aleaciones 2A (88Cu-6Sn-1,5Pb-4,5Zn) y 2B (87Cu-8Sn-1Pb-4Zn)

Aunque las aleaciones ASTN 2A y 2B no fueron cubiertas en el proyecto, es interesante observar cómo estas aleaciones relativamente de alto Sn, relativamente de bajo Pb solidifican, ya que los diagramas de equilibrio sugieren que ellas pueden solidificar en una manera algo diferente de las aleaciones de alto Pb.

Los datos proporcionados por Kura y Lang^b para la aleación 2A en la tabla 7 muestran que la fase rica en Cu, α , se separa primero a 988 °C. En tanto cae la temperatura, más α

solidifica dentro del campo Aki de la Fig. 4 y la composición se mueve en el sentido de la línea Ki . Esto alcanzaría una temperatura de alrededor de 780°C cuando β se forma por la reacción peritética entre el líquido rico en Sn y α en la forma ya discutida para la aleación 1A, sin embargo, en el caso de 2A, sigue habiendo 1,5% de Pb para tener en cuenta y la composición del líquido remanente se mueve a lo largo de Ki con posterior formación de β hasta el punto i , a una temperatura de 760°C , donde una fase rica en Pb se forma y la solidificación de las fases ricas en Cu y Sn está sustancialmente completa. La fase rica en Pb va a completar su solidificación a 320°C en la forma ya discutida para 3A. La aleación 2B solidifica en una manera similar, a menos que su contenido de Pb sea muy bajo, solidificando en este caso como 1A.

Así, en todas las aleaciones previamente discutidas la cantidad de fase líquida rica en Sn toma parte en la formación de β , la cual termina al solidus efectivo, dependiendo principalmente del contenido de Sn y está representada a temperatura ambiente por la fase γ . Similarmente la cantidad de fase rica en Pb, la cual está presente durante y mucho tiempo después de la solidificación de la última fase rica en Cu, depende principalmente del contenido de Pb, la que está representada a temperatura ambiente por glóbulos de plomo.

Aleaciones 6A (72Cu-1Sn-3Pb-24Zn), 6B (67Cu-1Sn-3Pb-29Zn) y 6C (61Cu-1Sn-1Pb-37Zn)

Con esta gran cantidad de Zn, la solidificación de estas aleaciones ahora debe ser considerada en términos del diagrama ternario Cu-Zn-Pb (Fig. 6). Afortunadamente, el mecanismo de solidificación es muy similar al previamente descrito en el sistema Cu-Sn-Pb. Así en 6A la solidificación inicia con la separación de la fase rica en Cu a 948°C como se muestra en la tabla 6, la composición del líquido se mueve desde la posición mostrada en la Fig. 6 en el campo $A'C'i'K'$ hacia la línea $C'i'$ la cual alcanza cuando la temperatura cae a 893°C. En este punto, un segundo líquido rico en plomo se forma a través del intervalo de miscibilidad como en el sistema Cu-Sn-Pb. Entonces, la composición del líquido rico en Cu se mueve a lo largo de $C'i'$ hacia i' , con correspondientes cambios en la composición del líquido rico en Plomo y precipitación de cantidades adicionales de α . Bajo circunstancias normales, se esperaría que el líquido rico en Cu se consumiera durante este período, esto es, el punto i' no se alcanzaría y de esta forma, no se formaría β . De hecho no ha sido observada la fase β característica rica en Zn en la microestructura de esta aleación, pero una pequeña cantidad de un constituyente remanente δ fue observado.

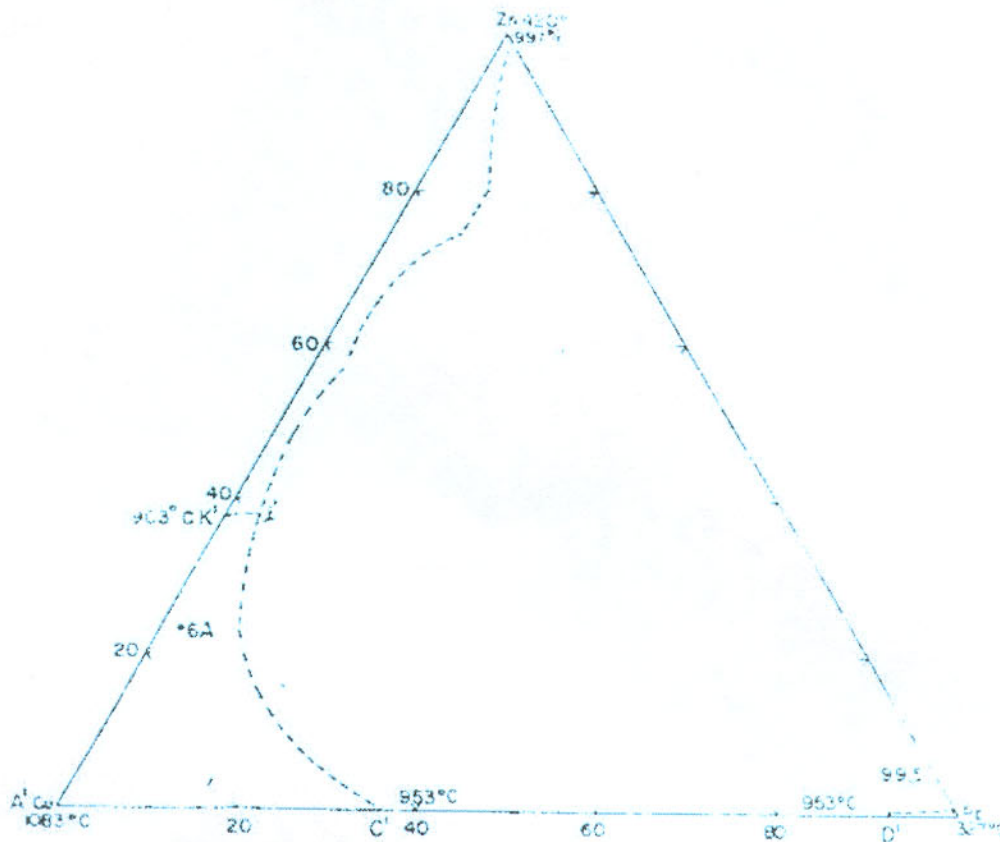


Figura 6: Intervalo de miscibilidad en el sistema Cu-Zn-Pb

Se concluye, de esta forma, que pequeñas cantidades de estaño presentes en la aleación concentradas en el ultimo líquido en solidificar, fueron suficientes para modificar el sistema en forma que éste se comportara como las aleaciones en base a Sn y un tipo de β rica en Sn fue formada (a una temperatura de 775°C como se muestra en la Tabla 6), la cual subsecuentemente transformada al estado sólido en γ y ésta a δ como fue previamente explicado. Así, en este caso, la cantidad final de líquido en el solidus efectivo puede ser influido por el

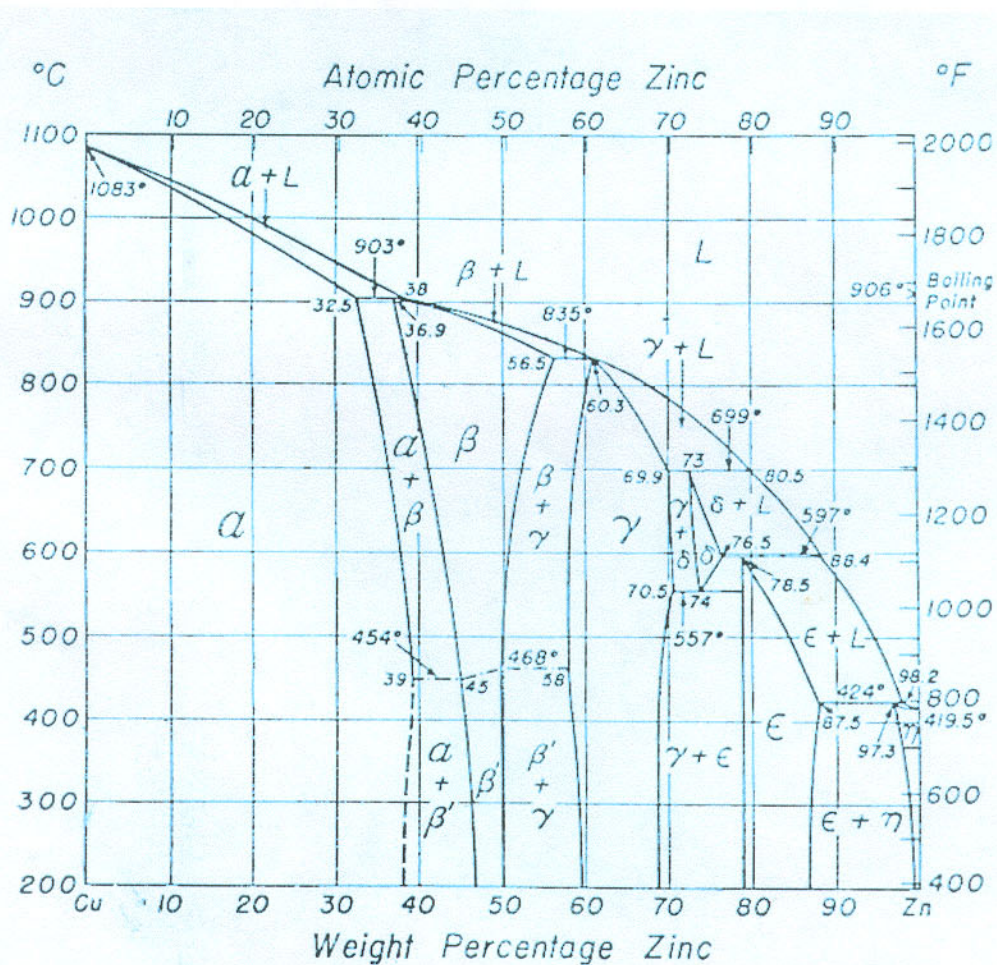
contenido de Sn y/o Zn, y esto es indicado por la cantidad de esta fase modificada δ en la microestructura. Las aleaciones que contienen Zn alcanzan el equilibrio rápidamente, y como fue dicho la aleación 6A con 24% de Zn podría no contener β (o δ). La presencia de δ indica que pequeñas cantidades de Sn tienen una influencia muy grande en el curso de la solidificación final. Como antes, la fase rica en plomo finalmente solidifica a 320°C, y la cantidad de fase rica en Pb presente durante y después de la solidificación de la última fase rica en Cu depende principalmente del contenido de plomo, lo cual se muestra por el número de glóbulos de plomo en la microestructura.

Aunque no fueron estudiadas, podría ser anticipado que la aleación 6B solidificaría en la misma forma en que lo hace 6A. En ambas de las aleaciones arriba descritas se notaría que el contenido de Sn es bajo, el líquido rico en Sn no podría formarse durante la solidificación y esto tendría un marcado efecto en las características de agrietamiento en caliente.

Similarmente, en el caso de 6C el mayor contenido de Zn (37%) asegura que la fase β rica en Zn se forme. De hecho se podría esperar que en esta aleación α solidifica primero y la composición de la fase líquida cambia hasta la línea $K'i'$ con posterior formación de β peritética hasta que i' es alcanzada al tiempo que la fase rica en Pb se forma, y la solidificación

efectiva de las fases rica en Cu y Zn se completa. Las pequeñas cantidades de la fase rica en Pb solidifican a 320°C como antes. En este caso, ya que no fue detectada fase rica en Sn en la aleación similar 7A, se esperaría que cualquier cantidad de Sn presente en la aleación sería distribuida en las fases rica en plomo, α y β , y no formaría una fase separada. Así habría relativamente poca influencia en las etapas finales de solidificación de las fases ricas en Cu.

Figura 7: Diagrama de fase Cu-Zn.



Aleaciones 7A (61Cu-0,75Sn-0,75Pb-35,5Zn-1Fe-0,75Al-0,25Mn) y 8A (58Cu-39,25Zn-1,25Fe-1,25Al-0,25Mn)

Ya que ambas de estas aleaciones tienen excelente resistencia al agrietamiento en caliente, los cambios que tienen lugar durante la solidificación no fueron estudiados exhaustivamente como en los bronce al Sn. Sin embargo, se piensa que es relativamente simple y, como la composición química de ambas aleaciones es similar, se asume que ambas solidifican en la misma forma. Estas aleaciones son esencialmente similares a las aleaciones binarias de Cu-Zn con alrededor de 40% de Zn, de acuerdo con el coef. de equivalencia de Guillet, solidifican como solución sólida β , como se muestra en el diagrama binario Cu-Zn de la Fig. 7. Los resultados de la Tabla 6, soportan este supuesto, como sólo fue notificado un quiebre en las curvas de enfriamiento a 890°C, indicando de esta forma la primera separación de β ; es decir, el comienzo de la solidificación. El fin de la solidificación no fue detectado desde las curvas de enfriamiento, pero, los valores obtenidos de las curvas de calentamiento, mostraron que esto ocurre a 860°C. Así, estas aleaciones solidifican en un rango de temperatura de 30°C por simple separación de β . Fue notado, sin embargo que pequeñas cantidades de fase rica en plomo fueron detectadas en la microestructura (Tabla 6). La formación de esta fase rica en plomo, probablemente acompañó la solidificación de la última

fase β , similar a lo observado en la aleación 6C y, por supuesto, esta fase rica en plomo podría permanecer líquida hasta los 320°C, como antes. Las transformaciones que tienen lugar en el estado sólido no son de interés en este caso particular, aunque esto resulta en una microestructura α - β a temperatura ambiente.

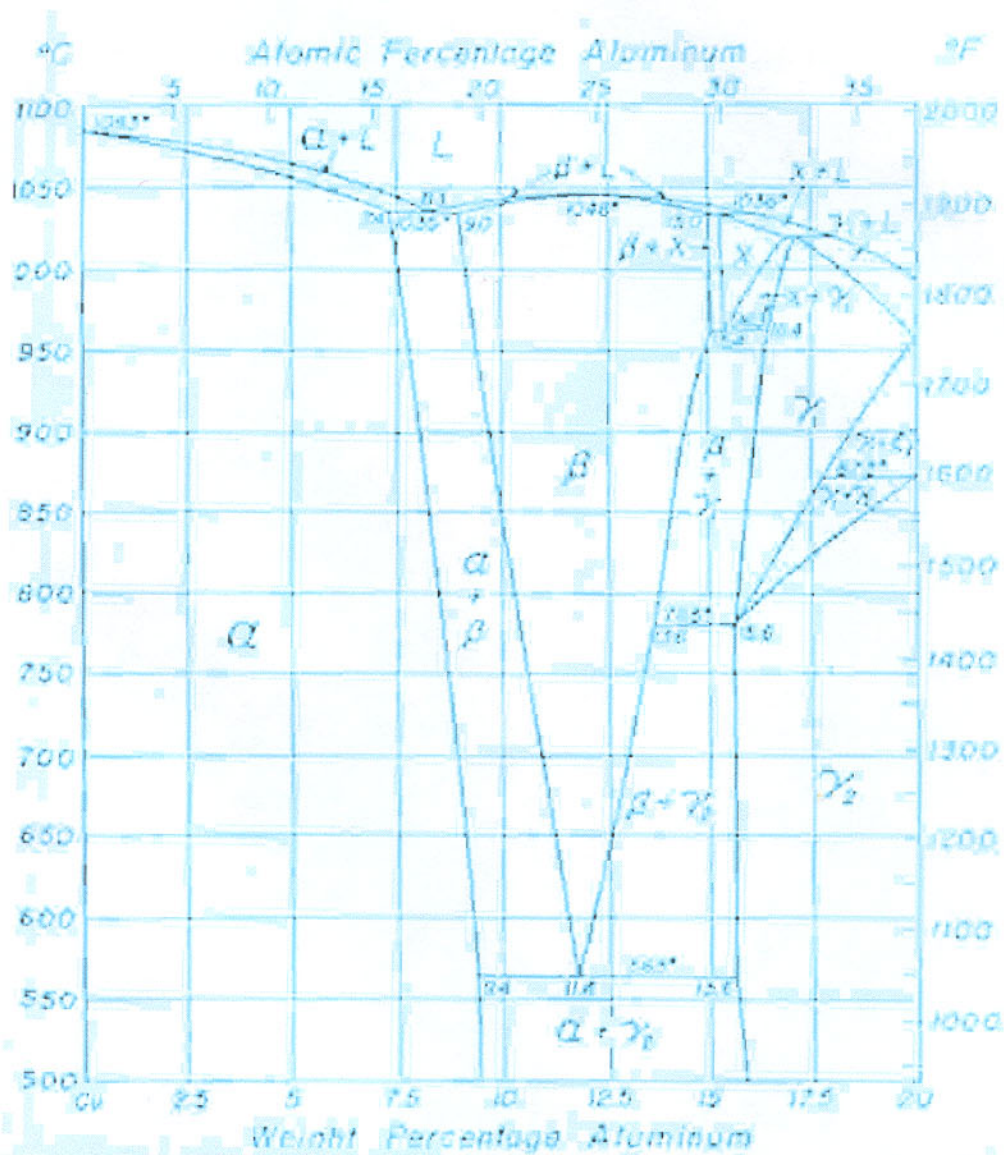


Figura 8: Diagrama de fase Cu-Al

Bronce de Hélice (80Cu-10Al-5Fe-4Ni-1Mn).

Aunque la aleación parece compleja, el mecanismo de solidificación está probablemente estrechamente relacionado al diagrama Cu-Al, mostrado en la Fig. 8, con la reserva que los cambios en la velocidad de enfriamiento o contenido de elementos aleantes pueden causar un corrimiento del diagrama como ya fue visto con el diagrama Cu-Sn (Compare Fig. 1 y 2). Así, con bajo contenido de aluminio, la solidificación comienza y termina con la formación de cristales α . En tanto el contenido de Al aumenta, los cristales α se separan antes, y la solidificación es completada por la separación eutéctica de α y β alrededor de 1040°C. Posteriores incrementos en el contenido de Al causan que β sea la primera en separarse, y de nuevo la solidificación final ocurre con la formación de $\alpha+\beta$ eutéctica, alrededor de 1040°C. La Tabla 6 muestra que, o α o β se separa primero a una temperatura de 1053°C y que la solidificación final de $\alpha+\beta$ eutéctica fue de 1030°C, i. e., un rango de sólo 23°C. Este corto rango de solidificación es característico de aleaciones en un amplio rango de composición química. Pudo ser notado además, que hay cambios que ocurren en el estado sólido de estas aleaciones que causan cambios muy sustanciales en la microestructura, sin embargo, ya que estos cambios no están involucrados en el mecanismo de solidificación, no fueron considerados aquí.

Aleación 12A (87Cu-1Sn-4Zn-2Fe-1Al-1Mn-4Si)

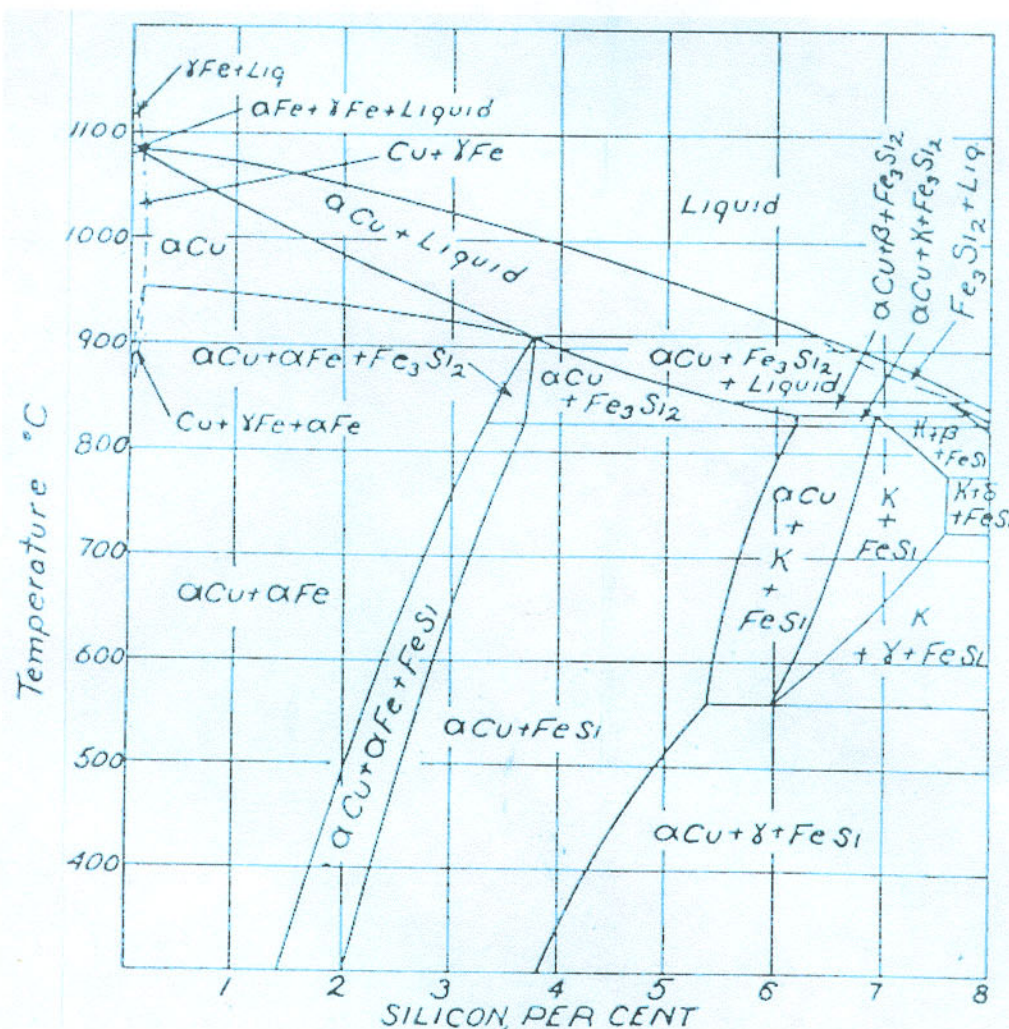


Figura 9: Sección del diagrama Cu-Fe-Si al 2% pp Fe

A causa de la complejidad de la aleación, hay relativamente poca información confiable disponible en la literatura y el modo de solidificación de esta aleación solo puede ser estimada. Sin embargo, la fig. 9 muestra una sección a través del diagrama Cu-Fe-Si al 2% de Fe, de manera que la aleación en cuestión puede ser considerada como la aleación pseudo-binaria Cu-Si. Este diagrama, junto con los datos de la tabla 6 sugiere que la

aleación solidifica por la primera separación de una fase α rica en Cu a 1.010°C . .En tanto cae la temperatura, una cantidad adicional de fase α se separa hasta que a 907°C , una fase rica en Si se forma, por lo que probablemente sea una reacción peritética entre la fase α y el líquido. Pudo ser notado que, de acuerdo con la fig. 9, el líquido sigue estando presente en esta etapa, la cual no solidifica hasta los 850°C . Así, aunque no fueron detectados posteriores quiebres en la curva de enfriamiento, puede ser que pequeñas cantidades de líquido estén presentes bajo esta temperatura, dando un rango de 100°C con seguridad (y posiblemente 160°C), lo cual estaría más de acuerdo con el pobre comportamiento de esta aleación. La fase rica en Si pudo ser vista claramente en la microestructura y presumiblemente puede ser usada como una medida de la cantidad de líquido presente justo antes del final de la solidificación como lo fue la fase γ en las aleaciones con contenido de Sn.

Resumen

El estudio ha mostrado que, dentro de límites, los sesgos térmicos observados a velocidades de enfriamiento similares a las que se dan en las fundiciones y las microestructuras obtenidas en aleaciones de Cu fundidas pueden ser interpretadas en términos de los datos de equilibrio publicados para explicar el modo de solidificación de varias aleaciones.

Se ve que a causa de las mayores velocidades de enfriamiento existentes en las fundiciones, fases líquidas son retenidas a temperaturas menores de las que se sugeriría por los estudios de equilibrio y esto tiene el efecto de extender considerablemente el rango de solidificación. Esto, a su vez, implica una mayor sensibilidad al agrietamiento en caliente sobre la base de las teorías de deformación lo cual, tiene otras implicaciones en términos de segregación, propiedades mecánicas, alimentación (en la colada), etc.

Ya que el Sn se concentra en la última fase líquida a solidificar, en el caso de las aleaciones que contiene mas de 3% de Sn, se mostró que la cantidad de líquido durante la solidificación final podría ser estimada a partir de la cantidad de δ en la microestructura de la colada. En el caso de la aleación 6A, una forma modificada de δ pudo ser vista en la microestructura aún cuando el contenido de Sn de la aleación fue sólo de 1,4%. Se pudo notar que la cantidad de δ sólida observada en la microestructura es, probablemente, al menos 50% menor que el metal líquido de donde proviene, del cual fue indirectamente formada. Esto significa que, en general, todos los bronce al Sn, latones rojos, etc., no completarían su solidificación hasta que alcanzan una temperatura cercana a los 760°C. En adición a esto, fue mostrado que esas aleaciones pueden enfriarse a temperaturas considerablemente por debajo de

aquellas a la cual la solidificación comienza y siguen teniendo apreciables cantidades de líquido. Así, en el caso de 3A, por ejemplo, fue calculado que la aleación pudo enfriarse 100°C por debajo de la temperatura del comienzo de la solidificación, y siguió siendo 60% líquida.

En todas las aleaciones arriba descritas, se mostró que la fase rica en Pb primero aparece en la solidificación de la aleación a una temperatura aproximadamente 100°C sobre aquella a la cual la última fase líquida rica en Sn solidifica (la cual es considerada como solidus efectiva en las aleaciones). La cantidad de esta fase líquida de Pb se incrementaría, así como la aleación se enfría, hasta el punto de alcanzar la temperatura a la cual la última fase líquida rica en Sn solidifica. Más allá de este punto, existen relativamente pocos cambios en el Pb constituyente hasta que éste solidifica a alrededor de 320°C . De nuevo, la cantidad y la distribución de la fase líquida de Pb puede ser suficientemente bien estimada a partir de las partículas sólidas de Pb presentes en la microestructura.

La mayor resistencia de los latones amarillos y bronce de hélice (bronce al Al), donde se mostró que poseen un muy corto rango de solidificación y probablemente tengan un modo relativamente simple de solidificación, están estrechamente relacionados con los sistemas binarios Cu-Zn y Cu-Al, respectivamente.

En el caso de la aleación 12A (bronce al Si) la cual tuvo la peor calificación en agrietamiento en caliente de todas las aleaciones investigadas, el modo de solidificación es el menos entendido pero parece que el líquido rico en Si puede estar presente a temperaturas de 100 a 160°C por debajo del comienzo de la solidificación. De nuevo, la cantidad del último líquido en solidificar probablemente puede ser estimado a partir de la cantidad de la fase rica en Si presente en la microestructura.

Conclusiones

En nuestro caso, sabemos que el material corresponde a un latón similar al 8A, además, sabemos que las planchas actuales se obtienen por medio de colada continua. Cabe hacer notar que las planchas antiguas (De mejor comportamiento, ver Tabla 4), se obtenían por un proceso de forja en caliente a partir de un tocho.

Según lo expuesto aquí, el material puede sufrir alteraciones a temperaturas menores a las que sugiere la literatura. Estudiamos la tendencia al agrietamiento en caliente entendiendo éste como el final de un proceso de acumulación de tensiones intergranulares que, en la última solidificación, la presencia de películas metálicas líquidas distribuidas en el material puede dar origen a desgarramientos. Ahora bien, hemos visto como algunas aleaciones responden mejor al agrietamiento en caliente, lo que para nosotros significa que estas mismas

aleaciones responderán mejor a la acumulación de tensiones internas, que están directamente relacionadas con el proceso de obtención de las bandejas (Velocidades de enfriamiento, trabajo en caliente, en frío, etc.). Lo que acabamos de estudiar puede entenderse como el análisis del comportamiento térmico de las aleaciones de cobre *"por la derecha"*, esto es, a medida que se enfrían. Asimismo, hemos visto como, para determinar sesgo térmico se analizaron los materiales *"por la izquierda"*, esto es, a medida que se calientan, por lo cual se justifica relacionar el estudio con la situación bajo análisis.

En el caso que nos ocupa, disponemos de un latón $65Cu-35Zn$, el cual se asemeja en composición a las aleaciones 7A y 8A, las cuales mostraron un buen comportamiento. Sin embargo, debemos notar que ya no estamos en posición de afirmar que el rango de temperatura al cual están sometidas las bandejas, asociado a la gran frecuencia de prensados por turno (100 a 140), no afecta al material, pues vimos que existía la posibilidad de producirse modificaciones locales en el material a temperaturas menores a las sugeridas para estos cambios según lo publicado. Las modificaciones del material a las cuales nos referimos serían, por ejemplo, pequeñas recristalizaciones que se manifestarían como pérdida de dureza en ciertas porciones del material, generándose tensiones que se acumulan hasta ser significativas.

Lo anterior no explica en sí el patrón de deformación, pero sí

la predisposición progresiva a ella.

Otro punto de vista interesante de discutir es la posible interacción entre el ácido activador de la cola que no alcanza a reaccionar con ésta y la superficie de las bandejas.

A continuación, se desarrollará este punto.

REACCIÓN ENTRE LA RESINA Y EL MATERIAL DE LA PLANCHA

La resina se forma a partir de urea formaldehído, para fabricar esta resina, se hace reaccionar urea y formalina, en la Planta esta resina es preparada en la cocina de cola. En esta etapa del proceso se le agregan aditivos para conferirle propiedades deseadas (humedad, propiedades mecánicas, etc.), estos son: un emulsionante y un retardador del fraguado (cloruro de amonio) el cual le baja el ph

FRAGUADO

Un factor importante en la formación del tablero es el fraguado, ésto es, el endurecimiento de la resina. Este proceso se produce a una temperatura de aproximadamente 100°C para la gelificación de la resina urea-formaldehído, la cual necesita además un medio ácido. Debemos procurar en este proceso llegar lo más rápidamente a la temperatura especificada, aprovechando como medio de conducción el agua caliente al interior de los platos de la prensa para alcanzar la temperatura requerida. El agua presente en el aire, la madera, y en general en la mezcla de resina y aserrín, se evapora, alcanzando de esta forma las

regiones centrales del tablero, consiguiéndose una gelificación uniforme en toda la sección del mismo. Como hemos mencionado, el cambio de sol a gel de la cola, necesita producirse en un medio ácido, pero como es muy difícil obtener un pH homogéneo en todo el volumen de la mezcla del futuro tablero, se recurre a elevar la temperatura del proceso, con lo que se consigue bajar aún más el pH, de esta forma, se asegura un rango de acidez adecuado en todo el volumen de la mezcla del futuro tablero en un tiempo de proceso que, para este caso particular, oscila alrededor de 3 minutos

Al aumentar la acidez por elevación de temperatura, es probable que en la gelificación queden ácidos libres sin reaccionar. El más notable de los ácidos producidos, es el ácido fórmico, éste reacciona tanto con el cobre, como con el zinc, dando lugar a compuestos de menor dureza, menor densidad y mayor volumen, lo que hace que estos se desprendan con mayor facilidad de la superficie de la plancha, cuya pérdida de masa se manifiesta en un aumento del esfuerzo efectivo ante la disminución de área local bajo la configuración de fuerzas antes descritas, durante el izado de las planchas para su traspaso al tren de retorno.

HIPÓTESIS

Hasta aquí, hemos presentado dos fenómenos relacionados con el posible origen de las deformaciones observadas, uno referente al comportamiento térmico del material ante las sollicitaciones cíclicas de la operación de prensado, y el otro, con el comportamiento químico, enfocado desde la perspectiva de la reactividad ácida entre el activador de la cola y la superficie de las bandejas.

Sobre la base de lo desarrollado hasta aquí, podemos aventurar la formulación de una hipótesis acerca del mecanismo de producción de la falla.

FORMULACIÓN

- a) Las deformaciones anómalas observadas en las planchas tienen su origen en un ablandamiento de las bandejas por efectos térmicos asociados a la distribución heterogénea del calor recibido de los platos de la prensa, ayudado por el deterioro químico de las bandejas al reaccionar con el activador de la cola, y,
- b) El patrón de deformación observado está relacionado con la distribución heterogénea de las fuerzas de izado en el elevador de ventosas, en donde cada ventosa generaría en su vecindad la fuerza necesaria para "moldear" la deformación observada. Lo anterior surge al reconocer la deformación

como movimiento intergranular, y dicho movimiento necesariamente debe estar determinado por fuerzas, que aplicadas en una porción del material, determinan esfuerzos los que, a su vez, producen deformación.

VALIDACIÓN MEDIANTE LA METODOLOGÍA DE ANÁLISIS POR ELEMENTOS FINITOS (A.E.F.)

El inciso *a)* de nuestra hipótesis determinaría la predisposición del material a la deformación, lo cual no tiene una forma directa de validación, sin embargo, si podemos, identificar el patrón de deformación observada con la distribución actual de las ventosas del elevador, habremos probado *b)*, y por transitividad, todo el mecanismo propuesto.

Para simular las condiciones del izado, modelaremos la situación usando la técnica de *Análisis de Elementos Finitos* (A. E. F.), para lo cual, debemos considerar además, las condiciones impuestas por el material.

A continuación, detallamos este método de validación en una sección aparte.

ANÁLISIS POR ELEMENTOS FINITOS
(A.E.F.)

FUNDAMENTOS

PREÁMBULO

El desarrollo de las ciencias aplicadas en ingeniería ha pasado, en general, por un proceso muy similar en todas ellas:

- Una primera fase de balbuceos previos, en la cual las herramientas conceptuales disponibles por los profesores eran el fruto de la labor de ingenieros interesados en la resolución de problemas concretos, directamente derivados de su actividad profesional;
- Una segunda fase en la que el tema despierta interés de matemáticos o físicos, interesados más por

desarrollar teorías coherentes, fundadas sobre un mínimo de hipótesis básicas, capaces de aportar soluciones matemáticas de máxima generalidad, que en la búsqueda de soluciones concretas a casos particulares; y finalmente,

- Una tercera fase en la que las dificultades de aplicación de aquellas teorías generales a casos concretos hace que de nuevo sean los ingenieros los que tomen el tema en sus manos y busquen métodos prácticos que, tratando de representar con la máxima aproximación posible los modelos matemáticos admitidos en aquellas teorías, permitan un tratamiento analítico, o numérico, al alcance de los medios de cálculo disponibles según el estado del arte.

La Mecánica de los Medios Continuos, y más concretamente la Teoría de la Elasticidad, no ha constituido la excepción a aquella regla. Efectivamente, tras los intentos iniciales que culminaron con Navier y sus ecuaciones generales de la elasticidad, son científicos interesados principalmente por las matemáticas los que aportan su esfuerzo para el establecimiento de las hipótesis y teorías generales definitivas. Nombres tales como Cauchy, Poisson, Green, etc., aparecen como esenciales en el desarrollo de la teoría matemática de la Elasticidad. Pero

la aplicación de tales teorías a casos prácticos presentaba grandes dificultades. Piénsese, por ejemplo, en el artificio que se vio obligado a desarrollar Saint-Venant para deducir soluciones teóricas correctas para el comportamiento elástico de ciertos elementos estructurales, dejando inicialmente de lado los problemas derivados de las condiciones de borde, las cuales requerían que las acciones aplicadas a los bordes de tales elementos cumpliesen condiciones bien definidas, las cuales no eran satisfechas por los apoyos utilizados en la práctica. Apoyado en su gran intuición, estableció que al diferir las condiciones de borde reales respecto de las requeridas por las soluciones teóricas encontradas, esto, sólo introduce distorsiones locales en zonas junto a aquellos bordes, que alcanzan distancias del orden de la máxima dimensión transversal del elemento, siendo la solución teórica válida en todo el resto del mismo. De esta forma, Saint-Venant logró salvar un escollo, pero no consiguió proporcionar un método para el cálculo del estado tensional en ciertas zonas de distorsión de las estructuras, siendo, durante mucho tiempo, los procedimientos de análisis fotoelástico los únicos capaces de aportar, experimentalmente, soluciones correctas a aquellos problemas.

Pero los ingenieros han ido mostrando un interés creciente por el estudio analítico, no experimental, de estas zonas de las estructuras dejadas de lado por Saint-Venant. Este hecho, unido

a la necesidad creciente de estudiar el comportamiento de elementos estructurales complejos, superficiales o de volumen, cuyo planteamiento analítico según las teorías generales resulta prácticamente inabordable, ha llevado a los ingenieros a tomar el tema de nuevo en sus manos, buscando métodos aproximados que permitan aplicar los principios de aquellas teorías de forma asequible. Y, entre los métodos encontrados, los más prometedores parecen ser los basados en una discretización del medio continuo analizado por las teorías generales antes aludidas.

El progreso en este sentido ha conducido al desarrollo del método de los elementos finitos, que es, sin duda alguna, el procedimiento más popular y extensamente utilizado en la actualidad como útil para la discretización de problemas de mecánica de los medios continuos.

Ni siquiera los mismos promulgadores iniciales del término "Elementos Finitos" podían imaginar, allá por el comienzo de la década de los sesenta del siglo pasado, cuando por primera vez se bautizó con tal nombre a las porciones discretas de un continuo elástico, que el método iba a ser adoptado por un gran número de investigadores interesados en los campos más diversos, que lo potenciarían hasta convertirlo en el poderoso instrumento que ha llegado a ser hoy día, capaz de resolver los problemas más complejos en las más variadas disciplinas.

El desarrollo del método de los elementos finitos, no ha sido enteramente fortuito. Era previsible que la creciente potencia de los medios técnicos de cálculo mediante computador sería un estímulo para el desarrollo de los procedimientos de aproximación. Menos evidente ha sido, sin embargo, la rapidez con la que el método se ha impuesto, poniéndose a la altura, e incluso a veces por delante, de otros procesos de discretización tradicionales, como el de diferencias finitas. Quizás, desde el punto de vista matemático es difícil establecer una diferenciación sustancial entre elementos finitos y diferencias finitas. Sin embargo, el hecho de que el método de los elementos finitos establece una analogía física directa entre sistemas continuos y sistemas discretos de naturaleza estructural, semejantes a los que encuentra diariamente el ingeniero que trabaja en el cálculo de estructuras, ha contribuido a la gran popularidad de que goza el método entre los ingenieros.

PROCEDIMIENTO

Todos los análisis de este tipo siguen un patrón general que puede adaptarse universalmente a todos los sistemas discretos. Es por tanto posible definir un *sistema discreto tipo*.

La existencia de una manera única para abordar estos problemas discretos tipo nos permite definir el procedimiento de aproximación de problemas continuos, de tal forma que:

- El continuo se divide en un número finito de elementos, cuyo comportamiento se especifica mediante un número finito de parámetros y

La solución del sistema completo como ensamblaje de los elementos sigue precisamente las mismas reglas que se aplican a los problemas discretos tipo.

Para hacer un tanto más amena la presentación de los conceptos, utilizaremos un sencillo ejemplo introductorio.

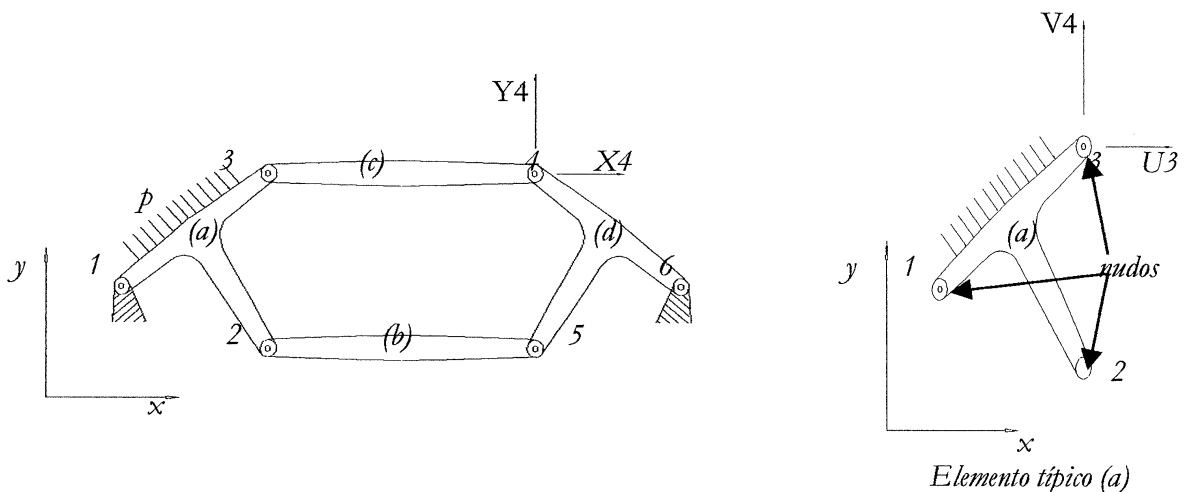


Figura 10: Estructura de elementos interconectados

ELEMENTOS Y SISTEMAS ESTRUCTURALES

Sea la figura 10 una estructura plana formada por distintos elementos enlazados entre sí en los nudos, numerados de 1 a n . Los enlaces en los nudos son, en este caso, articulaciones de manera que no transmiten movimientos.

Supondremos que se conocen las propiedades de todos los elementos. Así, si examinamos un miembro representativo como el (1) asociado a los nudos 1, 2 y 3, las fuerzas que actúan en los nudos están unívocamente definidas por los desplazamientos de tales nudos, la carga distribuida que actúa sobre el elemento (p) y su deformación inicial. Esta última puede ser debida a la temperatura, a la retracción, o simplemente a desajuste inicial. Las fuerzas y los correspondientes desplazamientos se definen mediante coordenadas apropiadas (U, V, u, v), en un sistema corriente de coordenadas.

Expresamos en forma matricial las fuerzas que actúan en todos los nudos (3 en este caso) del elemento (1), tenemos:

$$\mathbf{q}^1 = \begin{Bmatrix} q_1^1 \\ q_2^1 \\ q_3^1 \end{Bmatrix}; \quad \mathbf{q}_i^1 = \begin{Bmatrix} F_{u_i} \\ F_{v_i} \end{Bmatrix}, \text{ etc.}, \quad (\text{E.1})$$

y para los correspondientes desplazamientos nodales:

$$\mathbf{a}^1 = \begin{Bmatrix} a_1^1 \\ a_2^1 \\ a_3^1 \end{Bmatrix}; \quad \mathbf{a}_i^1 = \begin{Bmatrix} u_i \\ v_i \end{Bmatrix}, \text{ etc.}, \quad (\text{E.2})$$

Suponiendo que el elemento presenta un comportamiento elástico lineal, la relación característica será de la forma:

$$\mathbf{q}' = \mathbf{K}'\mathbf{a}' + \mathbf{f}'_{\rho} + \mathbf{f}'_{\varepsilon_0} \quad (\text{E.3})$$

en donde \mathbf{f}'_{ρ} representa las fuerzas nodales necesarias para equilibrar cualquier carga distribuida que actúe sobre el elemento, y $\mathbf{f}'_{\varepsilon_0}$ las fuerzas nodales necesarias para equilibrar cualquier deformación inicial como la que puede ocasionar un cambio de temperatura si los nudos tienen impedido todo desplazamiento. El primer término representa las fuerzas inducidas por los desplazamientos de los nudos. Definiendo esas tensiones mediante la matriz σ' , se obtiene una relación de la forma:

$$\sigma' = \mathbf{S}'\mathbf{a}' + \sigma'_{\rho} + \sigma'_{\varepsilon_0} \quad (\text{E.4})$$

donde los últimos términos son las tensiones originadas por las cargas distribuidas que actúan sobre el elemento o por tensiones iniciales cuando se restringe el desplazamiento de los nudos.

La matriz \mathbf{K}^e se conoce como la matriz de rigidez del elemento y la matriz \mathbf{S}^e , como la matriz de tensiones del elemento (e).

Se han ilustrado las relaciones (E.3) y (E.4) utilizando el ejemplo de un elemento de tres nudos y puntos de interconexión capaces de transmitir sólo dos componentes de fuerza. Obviamente, los mismos argumentos y las mismas definiciones se pueden aplicar con toda generalidad. Para una estructura

tridimensional rígidamente articulada, el número de componentes por nudo será de seis. Así pues, en general:

$$\mathbf{q}^e = \begin{Bmatrix} q_1^e \\ q_2^e \\ \vdots \\ q_3^e \end{Bmatrix} \text{ y } \mathbf{a}^e = \begin{Bmatrix} a_1 \\ a_2 \\ \vdots \\ a_3 \end{Bmatrix} \quad (\text{E.5})$$

poseyendo cada q_i , y a_i el mismo número de componentes o grados de libertad.

Las matrices de rigidez de los elementos serán, por tanto, siempre cuadradas y de la forma:

$$\mathbf{K}^e = \begin{bmatrix} K_{ii}^e & K_{ij}^e & \dots & K_{im}^e \\ \vdots & \vdots & & \vdots \\ K_{mi}^e & \dots & \dots & K_{mm}^e \end{bmatrix} \quad (\text{E.6})$$

donde K_{ii}^e son submatrices, también cuadradas de dimensiones $l \times l$, donde l es el número de componentes de fuerza a considerar en los nudos.

ENSAMBLAJE Y ANÁLISIS DE UNA ESTRUCTURA

Consideremos nuevamente la estructura de la figura 10. Para obtener la solución completa se han de satisfacer, en toda ella, las dos condiciones de:

- a) Compatibilidad de los desplazamientos y
- b) Equilibrio.

Todos los sistemas de desplazamientos nodales a:

$$\mathbf{a} = \begin{Bmatrix} a_1 \\ \vdots \\ a_n \end{Bmatrix} \quad (\text{E.7})$$

representando ahora a la totalidad de la estructura y donde participan todos los elementos de la misma, satisfacen automáticamente la primera condición.

Como las condiciones generales de equilibrio ya son satisfechas dentro de cada elemento, sólo nos queda por establecer las condiciones de equilibrio en los nudos de la estructura. Las ecuaciones que resulten contendrán los desplazamientos como incógnitas y una vez calculados éstos, el problema quedará completamente resuelto. Las fuerzas internas o tensiones que actúan dentro de cada elemento pueden hallarse fácilmente utilizando las características establecidas a priori para cada elemento por la ecuación (E.4).

Consideremos la estructura sometida a un sistema de fuerzas externas \mathbf{r} aplicadas en los nudos

$$\mathbf{r} = \begin{Bmatrix} r_1 \\ \vdots \\ r_n \end{Bmatrix} \quad (\text{E.8})$$

además de las cargas aplicadas a cada elemento individual. Como antes, cada una de las fuerzas r_i , deberá tener el mismo número de componentes que las reacciones consideradas en cada elemento. En el ejemplo en cuestión,

$$\mathbf{r}_i = \begin{Bmatrix} X_i \\ Y_i \end{Bmatrix} \quad (\text{E.9})$$

ya que se ha supuesto que las uniones son articulaciones, pero ahora, a efecto de generalidad, supongamos que el número de componentes es arbitrario.

Si establecemos ahora el equilibrio en un nudo cualquiera i , cada componente de \mathbf{r}_i , tiene que ser igual, a su vez, a la suma de los componentes de las fuerzas que aportan los elementos que se reúnen en dicho nudo. Así pues, considerando todas esas componentes:

$$\mathbf{r}_i = \sum_{e=1}^m \mathbf{q}_i^e = \mathbf{q}_i^1 + \mathbf{q}_i^2 + \dots \quad (\text{E.10})$$

en donde \mathbf{q}_i^1 es la fuerza que el elemento 1 aporta al nudo i , \mathbf{q}_i^2 la fuerza que aporta el elemento 2, etc. Claramente, sólo los elementos que contengan al punto i contribuirán con fuerzas no-nulas, pero, para mayor claridad, se han incluido todos los elementos en la sumatoria.

Al sustituir las fuerzas aportadas al nudo i , definidas en (E.10), por sus expresiones dadas por su definición (E.3), resulta que las variables nodales \mathbf{a}_i , son comunes, y por ello omitiendo el supraíndice e , tendremos

$$\mathbf{r}_i = \left(\sum_{e=1}^m \mathbf{K}_{i_1}^e \right) \mathbf{a}_1 + \left(\sum_{e=2}^m \mathbf{K}_{i_2}^e \right) \mathbf{a}_2 + \dots + \mathbf{f}_i^e \quad (\text{E.11})$$

donde

$$\mathbf{f}^e = \mathbf{f}_\rho^e + \mathbf{f}_{\varepsilon_0}^e.$$

Como antes, la sumatoria sólo afecta a los elementos que contienen al nudo i . Reuniendo todas esas ecuaciones obtenemos simplemente:

$$\mathbf{K}_a = \mathbf{r} - \mathbf{f} \quad (\text{E.12})$$

donde las submatrices son :

$$\begin{aligned} \mathbf{K}_{im} &= \sum_{e=1}^m \mathbf{K}_{im}^e \\ \mathbf{f}_i &= \sum_{e=1}^m \mathbf{f}_i^e \end{aligned} \quad (\text{E.13})$$

con sumatorias que comprenden a todos los elementos. Esta regla tan sencilla para ensamblar los elementos es muy útil, pues, tan pronto como se conozca un coeficiente para un elemento particular, se puede almacenar inmediatamente en la "posición" adecuada de la memoria del computador. Este proceso general de ensamblaje constituye la característica fundamental y común a todos los cálculos por elementos finitos y debe ser bien comprendido por el investigador.

Si utilizamos diferentes tipos de elementos estructurales y estos han de acoplarse, se ha de recordar que las reglas para la suma de matrices sólo permiten ésta, si las matrices son de idénticas dimensiones. Por consiguiente, las submatrices individuales que hayan de ensamblarse, deben formarse con el mismo número de componentes de fuerzas o de desplazamientos. Así por ejemplo, si un miembro capaz de transmitir momentos a

un nudo, tiene que unirse en ese nudo a otro miembro que esté articulado, es necesario completar la matriz de rigidez de este último, insertando convenientemente ceros en las posiciones correspondientes a las rotaciones y en las de los momentos.

CONDICIONES DE CONTORNO.

El sistema de ecuaciones que resulta de (E.12), puede resolverse una vez sustituidos los desplazamientos impuestos en los apoyos. En el ejemplo de la figura 10 donde son nulos ambas componentes de los desplazamientos de los nudos 1 y 6, habría que sustituir

$$a_1 = a_6 = \begin{Bmatrix} 0 \\ 0 \end{Bmatrix}$$

lo que equivale a reducir el número de ecuaciones de equilibrio (en este caso, doce), anulando las dos primeras y las dos últimas, y reduciéndose así el número total de incógnitas a ocho. Es conveniente, sin embargo, ensamblar las ecuaciones de la forma expresada en la (E.12) para incluir todos los nudos.

Es obvio que sin sustituir un número mínimo de desplazamientos, obligados para impedir que la estructura se mueva como un sólido rígido, sería imposible resolver el sistema, pues los desplazamientos no pueden quedar unívocamente determinados por las fuerzas, y habría infinitas soluciones para un sistema de fuerzas dado. Este hecho, físicamente evidente, debe interpretarse matemáticamente en razón de que la matriz K,

al ser singular, carece de inversa. Estableciendo los desplazamientos adecuados tras la fase del ensamblaje, podrá obtenerse una solución única prescindiendo de las filas y las columnas adecuadas de las distintas matrices.

La forma del sistema de ecuaciones una vez ensambladas, es como sigue:

$$\begin{aligned} K_{11}a_1 + K_{12}a_2 + \dots &= r_1 - f_1 \\ K_{21}a_1 + K_{22}a_2 + \dots &= r_2 - f_2 \\ \text{etc.} \end{aligned} \quad (\text{E.14})$$

Se apreciará que si imponemos un desplazamiento cualquiera, tal como $a_1 = \bar{a}_1$, la fuerza exterior r_1 , no puede ser impuesta y permanecerá como incógnita. Podemos, pues, prescindir de la primera ecuación y sustituir a_1 por un valor conocido en las restantes ecuaciones. Este procedimiento implica un proceso de cálculo engorroso, pudiéndose alcanzar el mismo objetivo añadiendo al coeficiente K_{11} un número grande αI y reemplazando el segundo miembro de la ecuación $r_1 - f_1$, por $\bar{a}_1 \alpha$. Si α es mucho mayor que cualquier otro coeficiente de rigidez, esta alteración equivale a reemplazar la primera ecuación por

$$\alpha a_1 = \bar{a}_1 \alpha \quad (\text{E.15})$$

es decir, la condición necesaria impuesta, pero se conserva la simetría del sistema y sólo se necesitan unos cambios mínimos en el orden de cálculo. De haber más desplazamientos impuestos, seguiríamos el mismo procedimiento. Este artificio fue

introducido por Payne e Irons en 1963.

Una vez introducidas todas las condiciones de contorno podemos resolver el sistema de ecuaciones y obtener los desplazamientos incógnita, junto con las tensiones y fuerzas internas de cada elemento.

ESFUERZOS Y CRITERIOS DE FALLA.

El objetivo principal del análisis de elementos finitos, es el de calcular los desplazamientos y los esfuerzos producidos por cargas dadas.

Otro objetivo importante es determinar si la estructura o una porción de ella ha fallado bajo el efecto de fuerzas aplicadas.

Ambos objetivos requieren la comprensión de la noción de esfuerzos y cómo estos se desarrollan en los varios tipos de elementos finitos.

CONCEPTO DE ESFUERZO

De modo de definir completamente el estado de esfuerzo en un punto de una estructura, debemos especificar los componentes del esfuerzo en el punto dado actuando sobre tres planos mutuamente ortogonales.

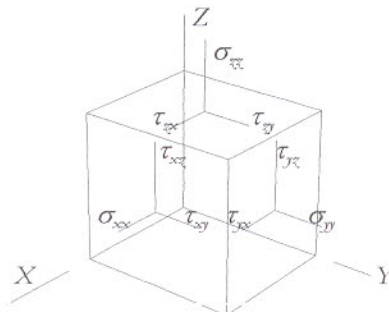


Figura 11: Componentes de esfuerzo

ESFUERZOS PRINCIPALES

En la práctica, el estado de esfuerzos en un punto con referencia al sistema cartesiano no es significativo, ya que los esfuerzos máximos y la falla de una estructura puede ocurrir debido al estado de esfuerzo en un plano inclinado al sistema cartesiano. En aplicaciones de ingeniería, el interés radica en la determinación del máximo esfuerzo normal y de corte, así como también su orientación en cada punto de la estructura, de modo de determinar seguridad ante la falla. En cada punto de una estructura cargada, el máximo esfuerzo normal se desarrolla en tres planos mutuamente perpendiculares (planos principales). Brevemente establecidos, los esfuerzos normales principales representan el máximo, el mínimo e intermedio, normal a un punto dado.

El esfuerzo de corte que se desarrolla sobre los planos principales es cero.

Los esfuerzos de corte también tienen valores límites.

Ellos pueden ser determinados en una manera similar a la de los esfuerzos principales. En el caso tridimensional, el máximo y el mínimo esfuerzo de corte, son generalmente referidos como esfuerzos principales de corte.

La evaluación de los esfuerzos principales en problemas tridimensionales reales involucra a computo por ordenador. Muchos casos prácticos, sin embargo, pueden ser analizados como

bi-dimensionales, por ejemplo, el caso de esfuerzo plano, donde $\sigma_3 = 0$

En este caso, los esfuerzos principales s_1 y s_2 pueden ser calculados en términos de los esfuerzos normal y de corte desde:

$$\sigma_{1,2} = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} \pm \sqrt{\frac{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2}{4} + \tau_{xy}^2} \quad (\text{E.16})$$

Para el caso plano con $\sigma_2 < 0$ y $\sigma_1 > 0$, el máximo esfuerzo de corte τ_{\max} está dado por:

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \quad (\text{E.17})$$

PLACAS Y CÁSCARAS

Las placas soportan cargas transversales por acción de curvado y cargas coplanares por acción de membrana.

Una placa es clasificada como delgada si cumple con la relación geométrica.

$$\frac{h}{l} \leq \frac{1}{10} \quad (\text{E.18})$$

, donde h: espesor de la placa

l: mínima de las otras dimensiones.

La principal diferencia entre placas y membranas es que las membranas (o cáscaras) tienen curvatura. Como consecuencia, una cáscara es capaz de resistir cargas transversales no sólo por deflexión, sino por acción de membrana. De hecho un eficiente uso de cáscaras se ejecuta cuando la mayoría de las cargas

transversales son soportadas por la acción de membrana. Una estructura de cáscara se clasifica como delgada si la razón entre su espesor (t) y su radio de curvatura (R) es al menos 10%, o sea:

$$\frac{t}{R} \leq \frac{1}{10} \quad (\text{E.19})$$

En el análisis de pequeñas deformaciones de placas, se desvincula la acción de membrana y el pandeo, esto es, los mecanismos que éstas manifiestan no se relacionan entre sí, y como tal, ellas pueden ser estudiadas independientemente. Ya que la acción de membrana puede ser vista como esfuerzo plano, se estudia como tal, la discusión siguiente se limitará al comportamiento de pandeo de placas delgadas.

La rigidez flexural de una placa delgada está dada por:

$$D = \frac{Eh^3}{12(1 - \nu^2)} \quad (\text{E.20})$$

La variación del esfuerzo que se desarrolla sobre un elemento diferencial de una placa delgada homogénea e isotrópica se muestra a continuación.

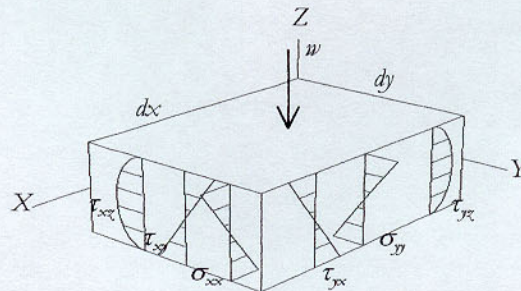


Figura 12: Esfuerzos de un elemento diferencial

La relación entre esfuerzos máximos y cortes/momentos por unidad está dada por:

$$\begin{aligned} \sigma_{xx \max} &= \frac{6M_x}{h^2}, \quad \sigma_{yy \max} = \frac{6M_y}{h^2}, \quad \tau_{xy \max} = \frac{6M_{xy}}{h^2}, \\ \tau_{xz \max} &= \frac{1,5 Q_x}{h}, \quad \tau_{yz \max} = \frac{1,5 Q_y}{h} \end{aligned} \quad (\text{E.21})$$

Donde M_x , M_y y M_{xy} son los momentos por unidad de longitud alrededor de los lados de la placa, y Q_x y Q_y son los cortes por unidad de longitud, normales al plano de la placa.

CRITERIO DE FALLA

Para todos los análisis aquí expuestos, la estructura se asume de comportamiento elástico, esto es, la deformación que experimenta es recuperable. En adición a esto, el sistema experimenta pequeñas deformaciones, es decir, cambios infinitesimales en la geometría del sistema.

En el estado elástico, los esfuerzos y deformaciones que se desarrollan en una estructura son definidas haciendo caso omiso de la variación espacial y temporal de las fuerzas aplicadas. Una vez que el estado elástico es excedido, aún en pequeñas regiones de la estructura, la deformación ya no es recuperable y su posterior desarrollo depende de si el material estructural es dúctil o frágil.

Para materiales dúctiles, cuando la magnitud de las fuerzas externas es considerable, la estructura experimenta una deformación permanente o deformación plástica. Las

deformaciones plásticas son cambios permanentes en las posiciones atómicas del material estructural. Éstas son irrecuperables y dependen conjuntamente de las variaciones espacial y temporal de las fuerzas aplicadas. Contrariamente al estado elástico, el estado plástico no puede ser definido unívocamente.

Las deformaciones plásticas se desarrollan cuando la combinación de esfuerzos en una región de una estructura excede un valor crítico. La combinación crítica de los componentes del esfuerzo que inician la deformación plástica para los materiales dúctiles y grietas para materiales frágiles se expresa matemáticamente como un criterio de cedencia o falla, respectivamente. Cuando regiones de una estructura son esforzadas más allá del límite elástico, los resultados obtenidos a través de análisis lineal pueden no aplicarse. En análisis lineal estático y dinámico no evaluamos deformaciones en el estado plástico; no obstante, estamos interesados en que el sistema experimente sólo deformaciones lineales. La tarea de identificación de regiones que han cedido se cumple con la ayuda de un criterio de falla o cedencia.

Debemos consignar que la palabra "*falla*", tal como se usa en *criterio de falla* es algo inapropiado. El desarrollo de, o esfuerzos plásticos o fallas en un punto o una sección en una estructura, no implica necesariamente que la estructura halla

fallado y no pueda soportar ninguna carga adicional. Simplemente significa que el posterior análisis usando la teoría elástica lineal ya no es válida, al menos para la vecindad de la zona que ha "fallado".

Muchas teorías en competencia proponen distintos criterios de falla. En general, todas esas teorías proveen resultados muy semejantes. Los más ampliamente usados son el de *Tresca* y el de *Von Mises* para materiales dúctiles y el *Criterio del Esfuerzo Normal Máximo* para materiales frágiles. Para materiales compuestos, un criterio apropiado puede ser, por ejemplo, el de *Tsai-Wu*.

Al aplicar los criterios de Tresca y Von Mises, debemos tener en cuenta que: Ambos criterios proveen cantidades escalares, y cuando se comparan con el esfuerzo de cedencia del material estructural bajo tensión uniaxial (σ_y), ellos indican si una parte de la estructura es esforzada más allá del límite elástico.

TRESCA

El criterio de Tresca establece que la cedencia se inicia cuando la mitad de la mayor diferencia entre los esfuerzos principales alcanza la mitad del esfuerzo de cedencia del material, medida bajo tensión pura. Asumiendo que $\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3$, entonces, el criterio de Tresca puede ser expresado como:

$$\frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_3) = \frac{1}{2} \sigma_y \quad (\text{E.22})$$

Nótese que este criterio no es afectado por el esfuerzo principal intermedio σ_2 . La diferencia $\frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_3)$ es el esfuerzo Tresca. Si los esfuerzos Tresca del sistema son menores que $0,5 \sigma_y$, el análisis lineal es válido.

VON MISES

De acuerdo con Von Misses, la deformación plástica en un punto se inicia cuando los esfuerzos principales en un punto satisfacen la relación:

$$\sqrt{0,5[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2]} = \sigma_y \quad (\text{E.23}).$$

Al igual que para el criterio de Tresca, σ_y es el esfuerzo de cedencia bajo tensión uniaxial. La cantidad de la izquierda es el esfuerzo Von Misses. Así, la comparación directa de esta cantidad con σ_y , permite identificar las áreas que han cedido.

El criterio de Tresca predice la cedencia a esfuerzos generalmente menores que Von Misses. Sin embargo, este último tiene una aceptación más amplia que el de Tresca para materiales dúctiles.

FUNDAMENTACIÓN DEL MODELAMIENTO POR ELEMENTOS FINITOS DE LA BANDEJA DE LATÓN

El objetivo del análisis de elementos finitos es el de determinar con precisión la respuesta del sistema modelado con

ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS

elementos finitos, sujeto a cargas dadas. En la creación de un modelo de E. F., siempre tendremos en mente que estamos desarrollando un modelo idealizado de un sistema físico real. Con muy pocas excepciones, tales como el caso de análisis estático de sistema de barras simples, armaduras y membranas, el análisis de elementos finitos no provee respuestas "exactas". Sin embargo, con un modelamiento apropiado, éste provee soluciones precisas. Cuando la formulación analítica de un problema es difícil de desarrollar, el método ha probado ser confiable para abordar tales problemas.

En la creación de un modelo de elementos finitos uno debe esforzarse por lograr precisión y eficiencia de cómputo. En la mayoría de los casos, el uso de un modelo complejo y refinado no se justifica, ya que se obtiene una relativa mayor precisión de cálculo a expensas de un innecesario incremento del tiempo de procesamiento. El tipo y complejidad del modelo depende del tipo de resultado requerido. Como regla general, el modelamiento de elementos finitos comenzará con un modelo simple. Los resultados del modelo simplificado, combinado con la comprensión del comportamiento del sistema, ayudará a decidir si, y qué parte del modelo, necesita un posterior refinamiento.

ELEMENTO ESCOGIDO PARA MODELAR LA BANDEJA

Placa

Este tipo de elemento será elegido por ser el que mejor se adapta a nuestros requerimientos, además de cumplir la condición que define el modelo.

El comportamiento bajo carga de las placas se asemeja al de las vigas. De hecho, el comportamiento de una placa puede ser aproximado por una armadura de vigas dispuestas en dos direcciones perpendiculares en el mismo plano. El comportamiento bajo cargas bidimensionales de las placas permite disponer de estructuras livianas y económicas.

Cuando realizamos el modelamiento de una placa por elementos finitos, modelamos la superficie intermedia, la cual es un plano paralelo a las dos superficies, que divide el espesor en mitades.

El modelamiento de placas, se suele hacer con elementos triangulares o cuadrilaterales. Cada punto nodal de ambos tipos de elementos posee cinco grados de libertad, en el sistema de coordenadas del elemento (o sistema coordenado local) x, y, z : tres desplazamientos a lo largo de los ejes x, y, z y dos rotaciones alrededor de los ejes x e y . No se especifican grados de libertad rotacionales en la dirección z , normal al elemento; no obstante, un valor muy pequeño es asignado a la rigidez rotacional alrededor del eje local z para eliminar la

inestabilidad numérica. Debe ser notado que los elementos-placa usados en programas de elementos finitos combinan acciones de pandeo (Bending Action) y de membrana (Membrane Action), los cuales se calculan y se muestran por separado.

CRITERIOS DE MODELAMIENTO

La creación de un modelo apropiado es un paso crucial en el análisis de elementos finitos. La meta es desarrollar el esquema nodal más adecuado, que provea suficientes bases de análisis para obtener resultados precisos, sin desperdicio de interpretación de datos y tiempo de procesamiento. El modelamiento siempre se basará en la comprensión conceptual del sistema físico y el juicio del comportamiento anticipado de la estructura. Junto con la comprensión del comportamiento del sistema, el analista hará el esfuerzo de comprender los conceptos fundamentales subyacentes en la teoría de elementos finitos pertinente. No lograr lo anterior, en la mayoría de los casos significará obtener resultados carentes de sentido.

La siguiente lista de criterios fueron usados en el modelamiento de la bandeja. Cabe hacer notar que, no obstante, ningún criterio puede sustituir el uso del juicio experto, basado en conocimiento de ingeniería.

CRITERIOS GENERALES

1. Definir nodos en o en las cercanías del punto de aplicación de la carga, puntos de discontinuidad

geométrica, en los soportes y en todas aquellas regiones que precisan información acerca de esfuerzos o desplazamientos.

2. Preferir el uso de elementos cuadrilaterales sobre los triangulares, excepto donde estos últimos sean necesarios para acomodar irregularidades geométricas o de carga.
3. Una malla de mayor refinamiento se necesita para calcular esfuerzos que para calcular desplazamientos.

Razón de aspecto

La razón de aspecto de los elementos se define como el cociente entre la mayor y la menor dimensión del elemento. Según este concepto, podemos clasificar los elementos como apropiados, inapropiados e ilegales.

Los elementos apropiados se caracterizan por una razón de aspecto cercana a la unidad y ángulos próximos a 90° . Los elementos inapropiados deben ser evitados, ya que pueden dar resultados imprecisos. Los elementos ilegales son inaceptables y no serán usados en el modelamiento de elementos finitos. Cuando se dibujan inadvertidamente elementos ilegales, éstos crean vacíos en los modelos. Algunos post-procesadores tales como Algor®, permiten la identificación de vacíos.

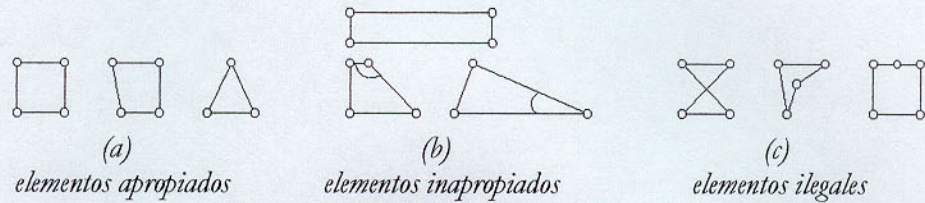
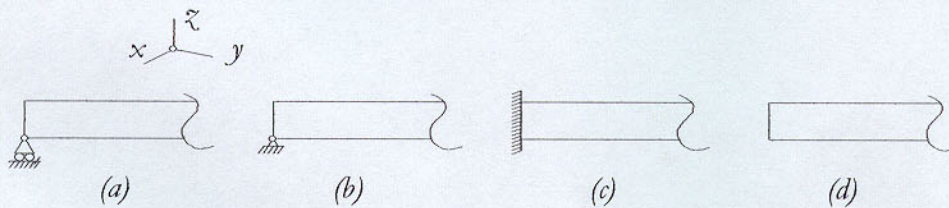


Figura 13: Tipología de elementos finitos de placa.

Aplicación de condiciones de borde

Condiciones de borde típicas incluyen, soportes deslizantes, pasadores, fijos y libres. Los soportes deslizantes se simulan restringiendo todos los deslizamientos, a excepción de aquellos a lo largo de los cuales se deslizan los soportes. Condiciones de borde típicas para vigas bidimensionales son:



(a) Deslizante; (b) pasador; (c) fijo y (d) libre

Figura 14: Tipología de condiciones de borde

Aplicación de cargas

En muchos problemas estáticos, la contribución de las cargas muertas a la deformación de estructuras puede despreciarse frente al efecto de las cargas vivas. En estos casos, el establecer la densidad de masa o peso en cero no sólo no afecta

a la solución, sino incluso, ahorra un substancial tiempo de proceso.

Para elementos de área, debe cuidarse la dirección de cargas distribuidas.

Los momentos no pueden ser definidos sobre nodos de elementos que poseen sólo grados de libertad traslacional. En tales casos, si se desea definir un momento puntual M , éste puede ser simulado con un par de fuerzas F , actuando a una distancia d , de modo que $M=F*d$

Simetría en análisis estático

Si una estructura es simétrica, puede sacarse ventaja de esta condición para reducir el tamaño del modelo y el tiempo de procesamiento asociado. El desarrollo de un modelo reducido requiere de la especificación de condiciones de borde apropiadas en los planos de simetría, así como también de las cargas apropiadas.

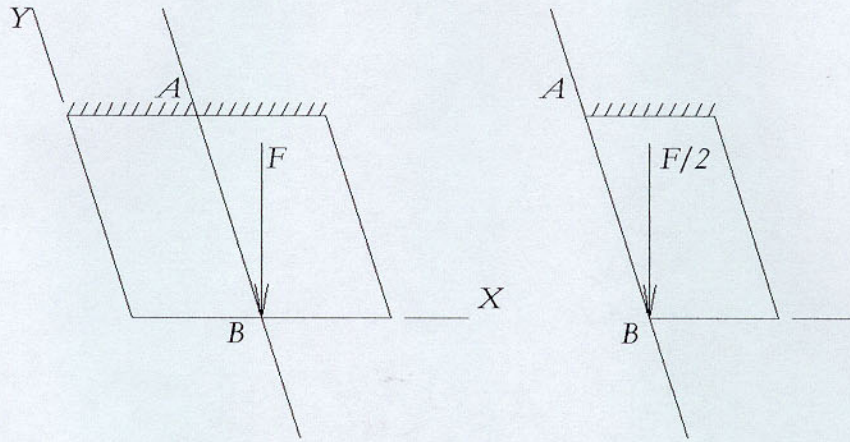
Para caracterizar una estructura como simétrica, deben examinarse los siguientes parámetros:

- a) Geometría
- b) Propiedades del material
- c) Condiciones de borde
- d) Condiciones de carga

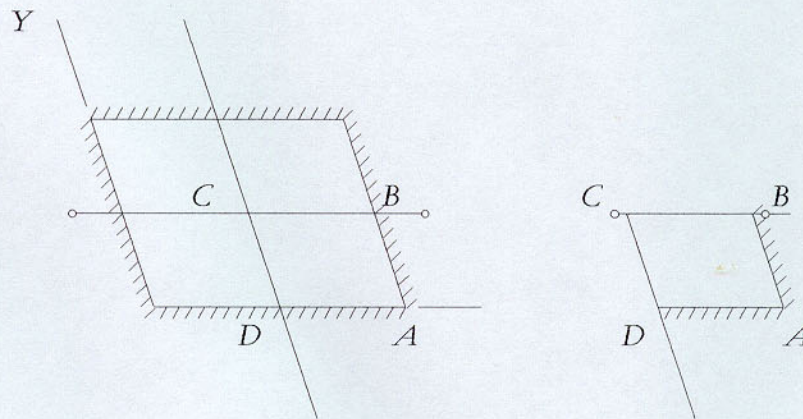
Una estructura es simétrica si tiene un plano tal, que la

reflexión de cada punto en la estructura a lo largo de éste, resulta en una configuración idéntica.

El número de planos de simetría especifica si la estructura tiene simetría simple, doble, cuádruple o cíclica.



(a) Simetría simple



(b) Simetría doble

Figura 15: Tipos de simetría

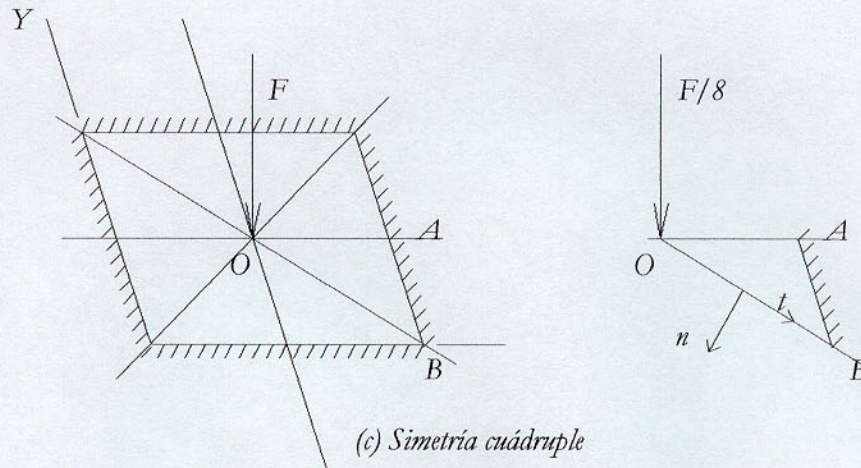


Figura 15 (Continuación): Tipos de simetría

En la figura 15 pueden verse ejemplos de estructuras de simetría simple, doble y cuádruple, sujetas a cargas simétricas, así como también su correspondiente modelo reducido. Para una placa en voladizo, con un eje de simetría (a), las condiciones de borde para el modelo a la mitad del lado AB , son $T_x R_{yz}$. La placa empotrada (b), está sujeta a una carga normal uniforme para el correspondiente modelo a la cuarta parte, las condiciones de borde en los lados BC y DC , son $T_y R_{xz}$ y $T_x R_{yz}$, respectivamente. En la figura (c), las condiciones de borde en los lados OA y OB son $T_y R_{xz}$ y $T_n R_{tz}$, respectivamente. Los vectores unitarios n y t definen las condiciones de borde en el lado OB . El vector t es paralelo a OB y el vector n es normal al plano definido por t y el eje Z .

Cuando una estructura simétrica está sujeta a una carga simétrica, se restringen los desplazamientos normales y las

rotaciones en el plano de simetría. Los desplazamientos restringidos se indican con flechas simples y las rotaciones restringidas, con dobles.

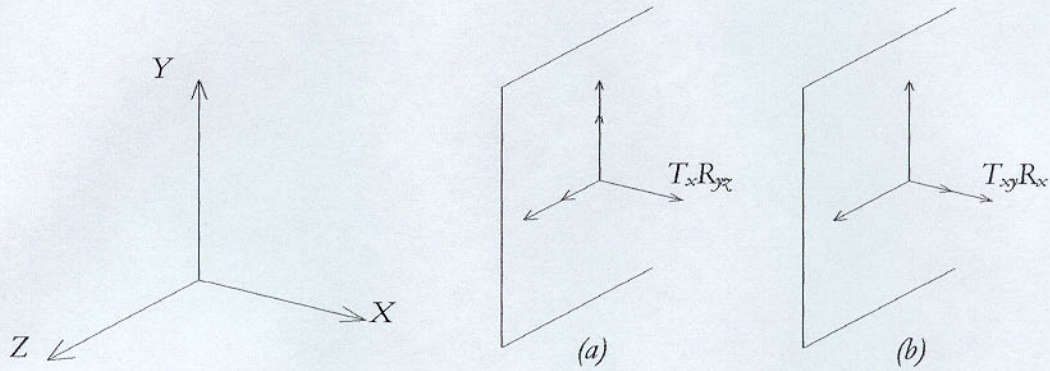


Figura 16: (a) Grados de libertad restringidos para cargas simétricas. (b) Grados de libertad restringidos para cargas antisimétricas

Puede ser notado que las propiedades de cualquier miembro perteneciente al plano de simetría, serán alteradas al ser reflejadas, pues sólo la mitad de tales miembros será parte del modelo reducido. Específicamente, a los miembros del modelo reducido les sería asignado la mitad de su rigidez. Por ejemplo, la magnitud de cualquier carga actuando en el eje de simetría será reducida a la mitad.

MODELAMIENTO DE LA BANDEJA

Para llevar a cabo el análisis, es necesario realizar la selección del software apropiado, que en este caso corresponde al disponible por el Departamento Mecánico (ALGOR ®).

OBJETIVO

Vale recordar que debemos cumplir con la validación de una parte de la hipótesis planteada, la cual se formuló como:

“El patrón de deformación observado está relacionado con la distribución heterogénea de las fuerzas de izado en el elevador de ventosas, en donde cada ventosa generaría en su vecindad la fuerza necesaria para “moldear” la deformación observada.”

Tal como aparece en el enunciado, trataremos de observar la reacción de la plancha ante la carga de izado del elevador de ventosas y contrastar esta reacción con el patrón de deformación observado. Así, de existir correspondencia, habremos probado la incidencia de este factor en la producción de la falla. De ser efectiva la relación, investigaremos una nueva distribución de las ventosas del elevador, esperando minimizar la producción del efecto anómalo.

EL MODELO

Debemos realizar los siguientes pasos:

1. *Pre-proceso*: Creación del modelo, adición de las condiciones de borde necesarias y adición de propiedades

geométricas.

2. *Proceso*: Cálculo de la matriz objetivo (Desplazamientos nodales, esfuerzos nodales).
3. *Post-proceso*: Análisis gráfico y numérico de la bandeja.

Descripción del problema

Considérese la placa mostrada en la figura siguiente. Ésta se suspende del elevador de ventosas, el cual la traslada al tren de retorno. Cada ventosa puede considerarse como un soporte fijo. La plancha de latón de 3 mm de espesor tiene un módulo de Young $E = 1,03 \cdot 10^{11}$ [Nm⁻²], un módulo de Poisson $\nu = 0,37$ y una densidad $\rho = 8470$ [kgm⁻³]. Sobre ella actúa su peso propio $W = 83006$ [N]. La temperatura media en la placa es de 20°C

A pesar de la simetría, modelaremos la bandeja completa para apreciar de mejor forma, tanto los desplazamientos, como los esfuerzos producidos.

A continuación, ofreceremos el diseño a modelar:

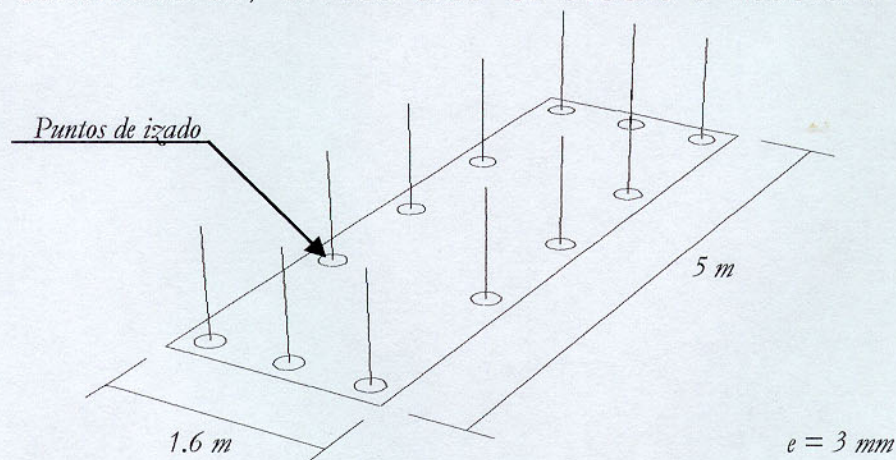


Figura 17: Diseño de la bandeja de latón a analizar.

El modelo de elementos finitos

El modelo creado en Superview se muestra en la figura 18.

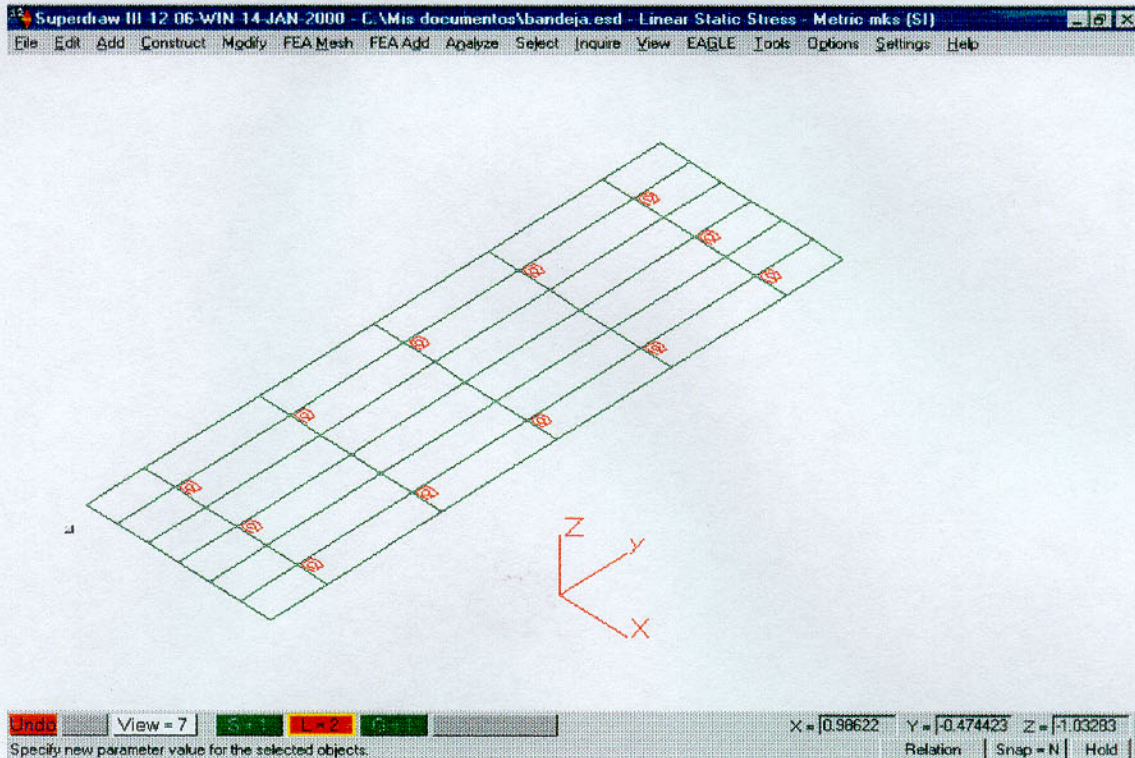


Figura 18: Modelo de la bandeja en Superview

Éste consiste de treinta y seis elementos cuadrilaterales dibujados en el plano XY . Ya que la bandeja consta de un material y tiene un espesor uniforme, se trabajará en un solo estrato ($LAYER = 1$, verde) y un solo grupo ($GROUP = 1$, verde). Después de haber asignado las condiciones de borde y activado los correspondientes multiplicadores (Carga, gravedad y temperatura), transferimos el archivo al Control de Datos de Elementos (*Element Data Control*).

Definición de las características de los elementos finitos

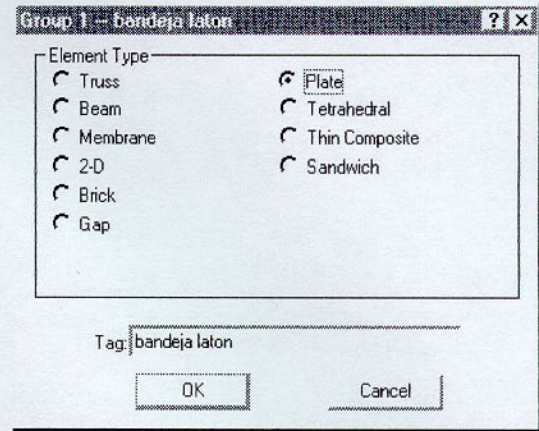
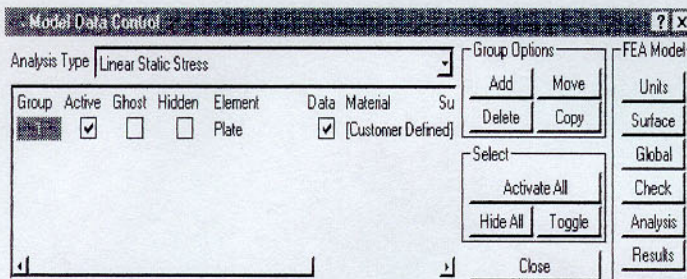


Figura 19: Pantalla del Model data Control

Figura 20: Pantalla de Element Type

Una vez allí, realizamos las siguientes elecciones: En *Element Type*, seleccionamos, *Plate*, luego en *Data*, asignamos el espesor en *Thickness*: 0,003, en *Info*: *Veubeke*, y por último, establecemos la temperatura media en *Mean Temperature*: 20°C. Luego de aceptar los valores ingresados, asignamos las propiedades del material en *Material*.

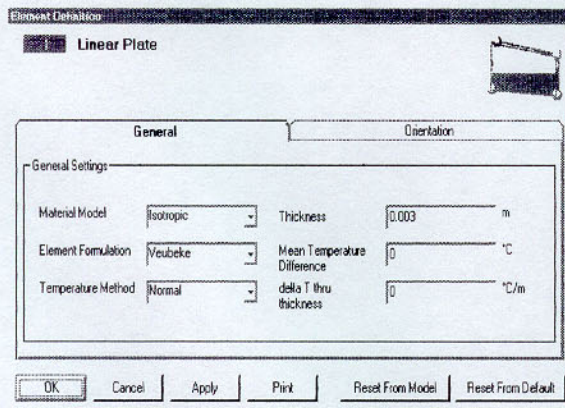


Figura 21: Pantalla de data

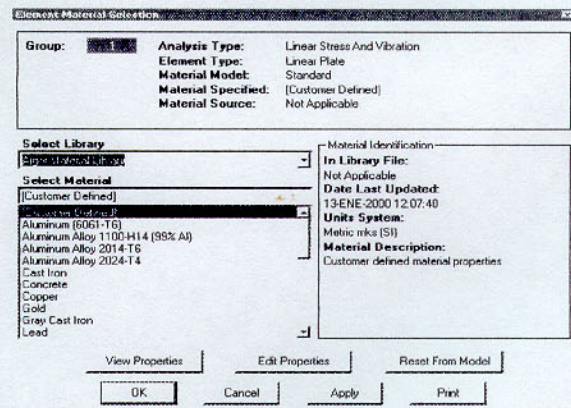


Figura 22: Pantalla de Material

Allí seleccionamos *user defined*, luego, *Edit properties* e ingresamos los valores que caracterizan al latón amarillo. Volvemos a la pantalla anterior, aplicamos los datos del material con *Apply* y luego *OK*. Finalmente, antes de chequear el modelo y su posterior proceso, definimos los multiplicadores de las cargas en la pantalla *Global*.

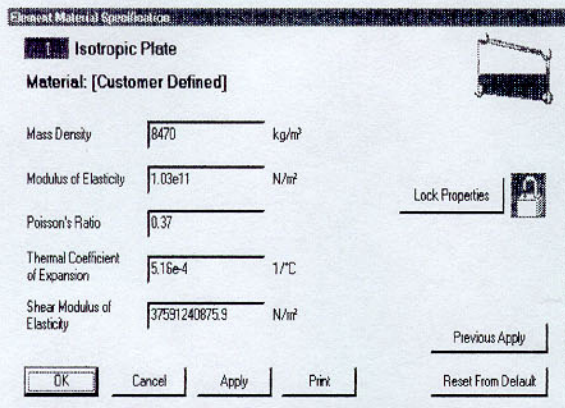


Figura 23: Pantalla de Customer Defined

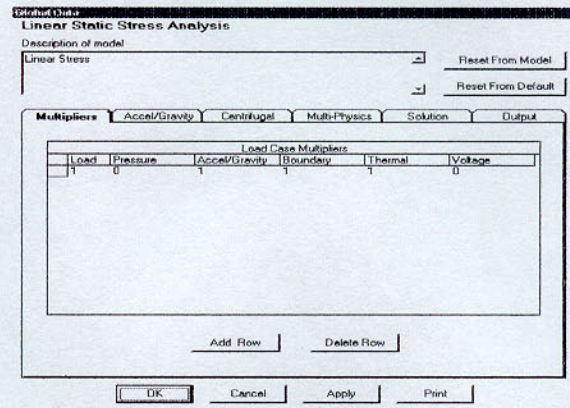


Figura 24: Pantalla de Global

Una vez realizado lo anterior, podemos chequear el modelo

Chequeo del modelo

Antes de procesar el modelo, es una buena práctica chequear posibles errores u omisiones en el mismo. En esta etapa no podemos examinar desplazamientos ni esfuerzos con *Superview*, ya que el modelo aún no ha sido procesado; sin embargo, existe un número de chequeos que pueden realizarse para examinar si el modelo simula la estructura y si las cargas fueron aplicadas tal como se pretendió. Por ejemplo, podemos investigar si hay elementos perdidos, identificar nodos con similares grados de

libertad (Condiciones de borde) y examinar la numeración de elementos y nodos. Los elementos perdidos generan áreas huecas en el modelo las cuales pueden ser fácilmente identificadas cuando el modelo es relativamente simple. Para los no tan simples, siempre partiendo del menú inicial de Superview, la ejecución de la siguiente secuencia de comandos: F5;SHRINK, despliega el modelo de una forma que hace fácil localizar cualquier elemento perdido. Acceder a INQUIRE provee varias opciones para examinar los grados de libertad nodales, las propiedades de los elementos finitos y de las cargas aplicadas. En muchas instancias es necesario conocer la numeración de nodos y elementos. En ese caso, el comando F5 puede ser usado para visualizar el modelo con los números de sus nodos y de sus elementos.

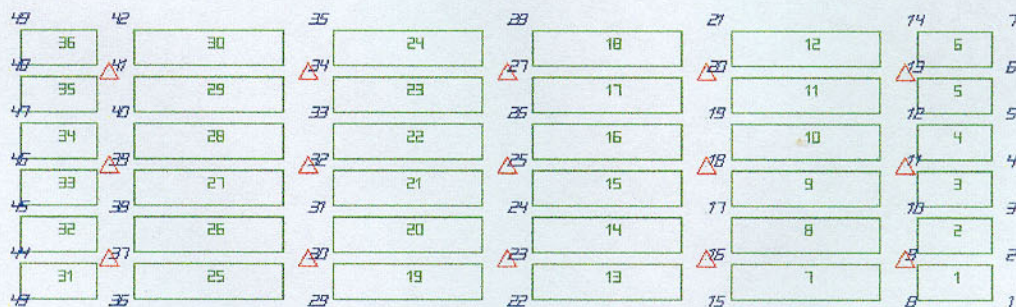


Figura 25: Numeración de nodos y elementos "encogidos" (shrink)

Una vez que hemos revisado cuidadosamente el modelo, podemos procesarlo eligiendo *Analysis* y luego, *Analyze* en *Model Data Control*. Así, la ejecución del módulo de análisis escogido (SSAPOH, en este caso, para análisis estático lineal), generará varios archivos binarios, por ejemplo, "bandeja.do", "bandeja.nso", así como también los archivos ASCII "bandeja.l" y "bandeja.s". Los archivos "bandeja.do" y "bandeja.nso", se cargan en Superview cuando requerimos información visual de esfuerzos y desplazamientos. Los archivos "bandeja.l" y "bandeja.s" proveen información de los datos de entrada del modelo, así como también respecto de los desplazamientos nodales y los esfuerzos de los elementos.

INTERPRETACIÓN DE RESULTADOS GRÁFICOS

Las salidas del programa son reportadas en forma gráfica y numérica. Los archivos binarios con extensiones ".sst", ".nso", ".do" y ".ro" contienen resultados gráficos que pueden ser vistos con Superview. Los archivos ASCII con extensiones ".l", ".s" y ".rl" pueden ser examinados con un editor de texto.

Una forma recomendable de llevar a cabo la evaluación de resultados es examinar primero los resultados gráficos, de modo de verificar que los desplazamientos y los esfuerzos se vean razonables, y en segundo lugar, los resultados numéricos.

DESPLAZAMIENTOS RESULTANTES

Una vez que analizamos el modelo, procedemos a examinar la estructura deformada. Esto se hace eligiendo con el cursor RESULTS;CALC SCALE;DEFORMED MODEL. En muchas instancias, ver el modelo activando simultáneamente la DISPLACED y WITH UND, nos permite ver la relación entre las configuraciones deformada y no deformada. Lo anterior nos permite identificar posibles errores de modelamiento. Sin embargo, en modelos grandes, no siempre lo anterior facilita la tarea de descubrir tal relación. En ese caso, puede ser preferible ver el modelo deformado o porciones de éste, separadamente. Para examinar porciones de la estructura, debemos acudir al menú SELECT, y seleccionar la porción de interés, luego, en el menú OPTIONS;HIDE ELE;U SEL, escondemos los elementos no seleccionados (Podemos también hacer el proceso inverso, es decir, seleccionar lo que no nos interesa y luego, HIDE ELE;SEL). Para ver nuevamente la estructura completa, OPTIONS;HIDE ELE;UNHIDE.

La configuración deformada de la placa se muestra en la figura 26.

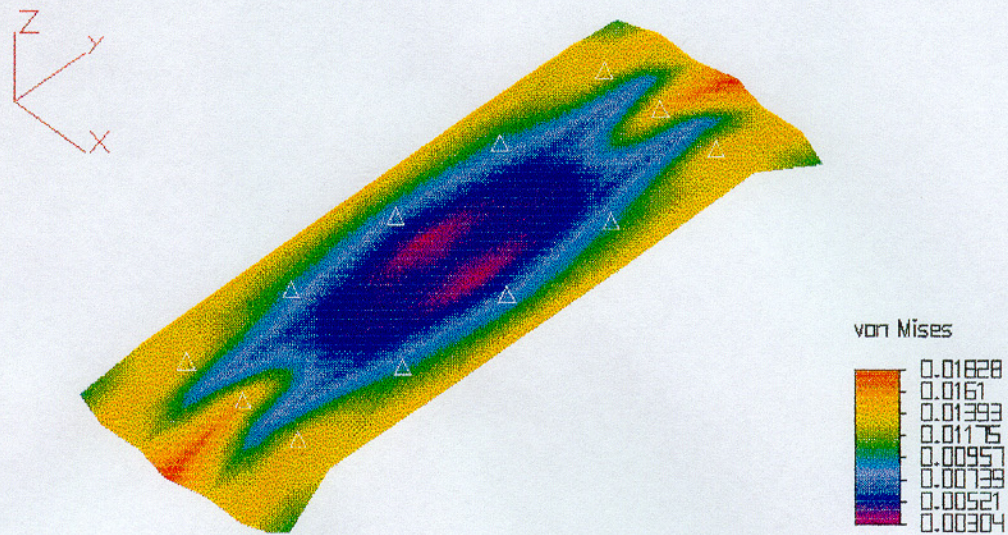


Figura 26: Estructura deformada

La deformación de la bandeja se presenta tal como podríamos esperar, ante las cargas aplicadas y considerando las ventosas como soportes rígidos. Vemos que los bordes que escapan a la influencia de los soportes sufren una mayor deformación (exagerada para efectos de representación). Sería de esperar que la sección central reaccionará en forma similar en relación a los soportes, pero, necesitamos ver con mayor detalle esa sección para confirmarlo. Tal representación se muestra en la figura 27.

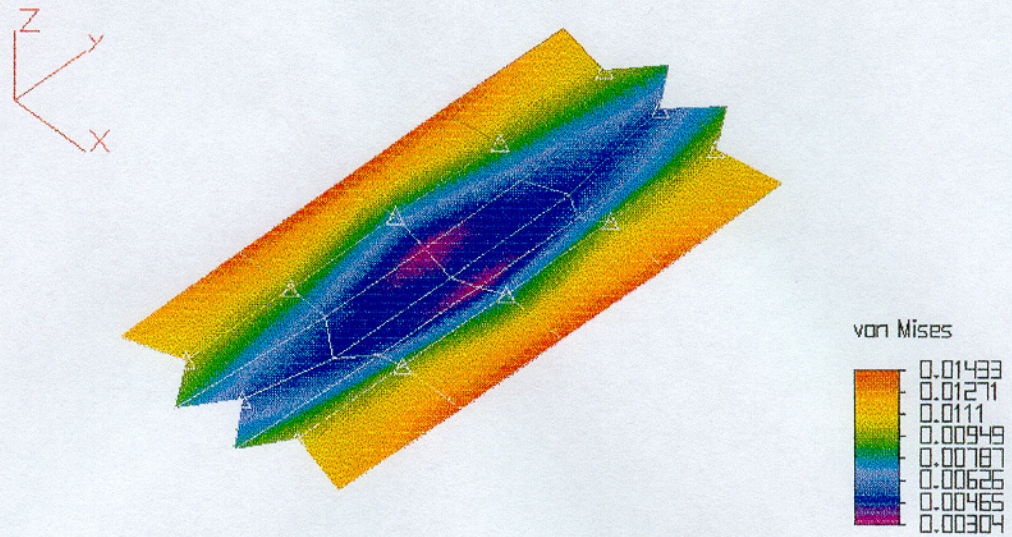


Figura 27: Detalle de la deformación de la sección central, excluyendo los extremos

Tal como lo predijimos, la deformación de la sección central, excluidos los extremos, presenta una configuración similar a la de los elementos de los extremos, vista en la plancha entera, en relación a la distancia de los soportes.

ESFUERZOS RESULTANTES

El examen de esfuerzos en elementos tipo placa es más elaborado que el de otros tipos de elementos. Esto se atribuye al comportamiento de pandeo y de membrana de las placas, lo cual genera varios componentes de esfuerzo, los cuales son: *momentos de pandeo* (Figura 12) y *esfuerzos de membrana* (Fig. 28 y 29).

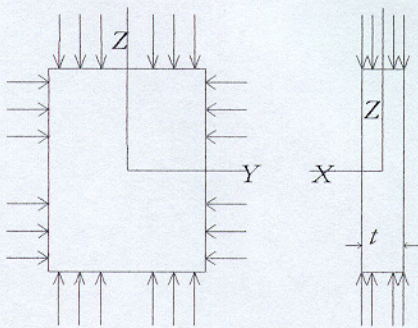


Figura 28: Placa bajo esfuerzo plano σ_x

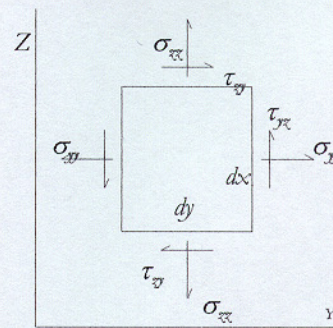


Figura 29: esfuerzos planos en un punto

Sistema de referencia de la representación de esfuerzos

La evaluación de esfuerzos es una de las tarea principales del análisis estático. La interpretación equivocada de los esfuerzos es quizá uno de los errores más serios.

Al igual que muchos programas de elementos finitos, Algor no reporta los esfuerzos de los elementos nodales con respecto al sistema cartesiano global usado para especificar la geometría de la estructura. Define los esfuerzos en el sistema de coordenadas local de cada elemento. Así, el primer paso será identificar el sistema de coordenadas de los elementos a través del menú `OPTIONS;ELEMENT OPTIONS;PLATE;ORIENTATION COLOR`. La figura 30 muestra las líneas de orientación con la numeración de nodos y elementos.

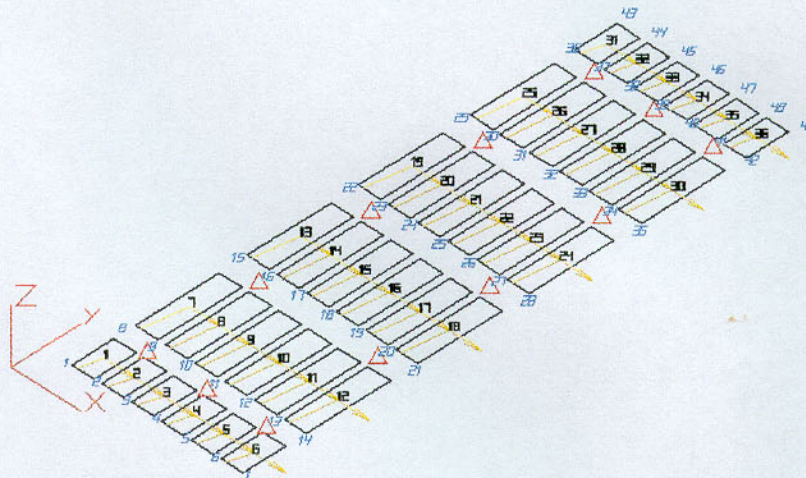


Figura 30: Líneas de orientación y numeración de elementos (negro) y nodos (celeste)

La figura 30 muestra la numeración de los elementos y los nodos y la orientación de cada elemento indicada con líneas oblicuas. Estas líneas oblicuas o *líneas de orientación*,

conectan el centro de cada elemento con el punto en el borde 12 más cercano al nodo 1. El eje local 1, se determina dibujando una línea desde el centro del lado 14 al centro del lado 23. El eje local 2 es normal al eje 1 del elemento. Por ejemplo, para el elemento 5, los nodos 1, 2, 3, 4 y los ejes 1 y 2 se muestran en la figura 31. Nótese que el eje 1 es paralelo al eje global X.

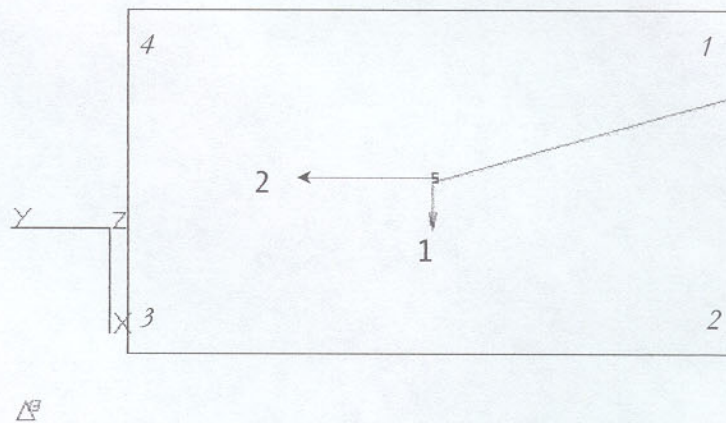


Figura 31: Orientación de elementos y ejes locales (Nodos locales 1234, ejes locales 12)

Precisión

Este parámetro permite establecer la precisión de la malla en la evaluación de esfuerzos y también, identificar las partes de una estructura que deba ser modelada con una malla refinada de modo de incrementar la exactitud de los resultados.

La precisión de cada nodo es evaluada por:

$$\frac{0,5(val\ max - val\ min)}{Von\ Misses\ max\ global} \quad (E.24).$$

El numerador indica la diferencia entre los valores máximo y mínimo de los esfuerzos Von Misses de los elementos adyacentes al nodo, mientras que el denominador es el máximo esfuerzo Von Misses de todo el modelo. En la figura 32 es posible apreciar la precisión de cálculo del esfuerzo de pandeo.

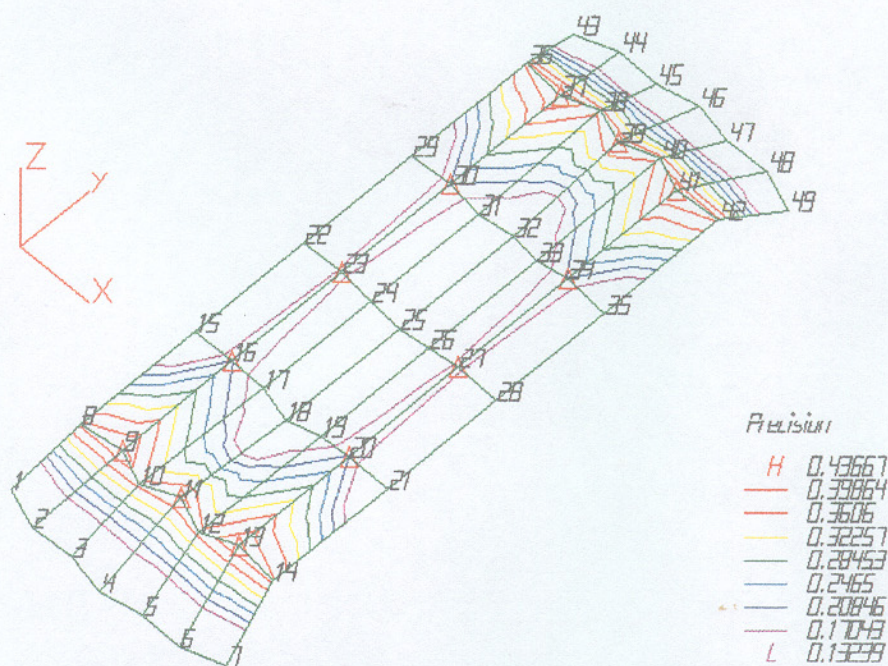


Figura 32: Rango de precisión para el esfuerzo de pandeo sobre el modelo deformado.

Para el caso de placas, existirán valores de la precisión calculados separadamente para esfuerzos de pandeo y de membrana. La figura 33 muestra la precisión del esfuerzo de membrana.

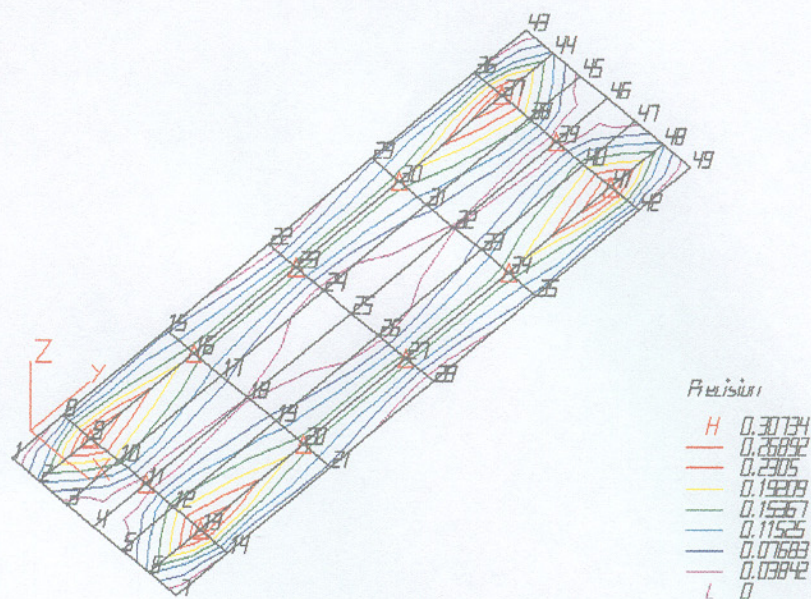


Figura 32: Rango de precisión para el esfuerzo de membrana sobre el modelo no deformado.

Para la mayoría de las aplicaciones, la malla puede considerarse como adecuada para las partes del modelo donde la precisión sea menor que 0,1. No obstante, para áreas de una precisión mayor, que se encuentren fuera de la región de interés, usualmente no requieren un mallado más fino, ya que, según el principio de Saint-Venant, un refinamiento adicional no afectaría significativamente las áreas de interés. La precisión será examinada en conjunto con los esfuerzos críticos; es decir, aquellas regiones con un bajo índice de precisión (alta exactitud), y altos esfuerzos pueden necesitar un refinamiento adicional de la malla para obtener datos más exactos. Finalmente, se evitará el refinamiento adicional en áreas de alto índice de precisión (baja exactitud) y esfuerzos críticos

bajos.

Ahora, podemos proceder a visualizar los esfuerzos locales S_{ij}

La figura 33 despliega el esfuerzo de pandeo S_{22} y la figura 34, lo hace para el esfuerzo de membrana

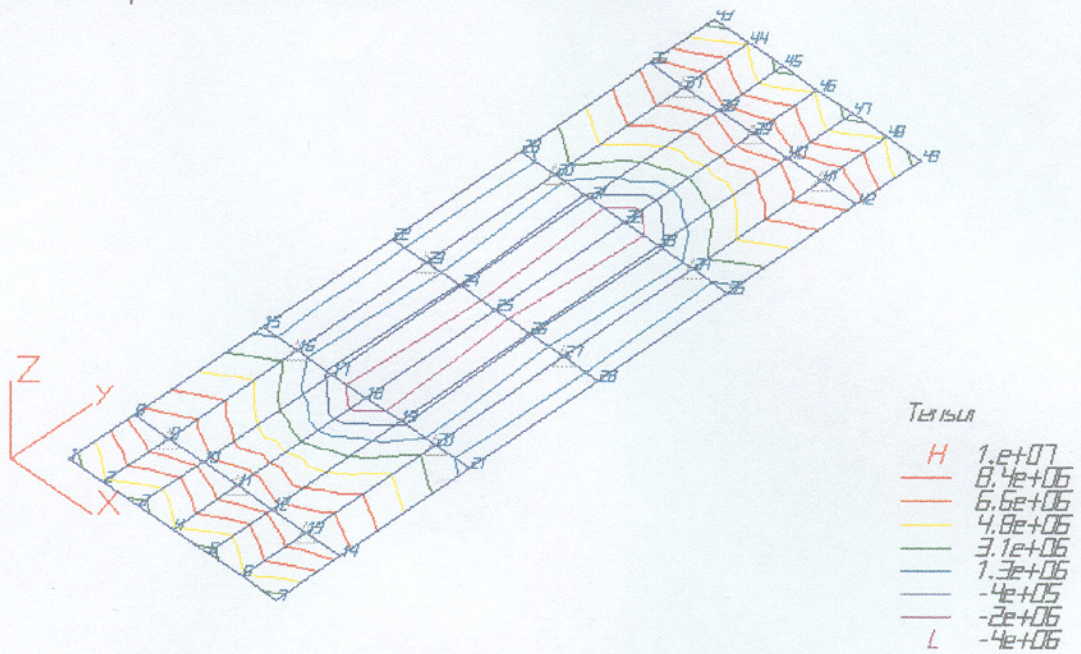


Figura 33: Muestra por medio de líneas de contorno la distribución de los esfuerzos nodales de pandeo S_{22} .

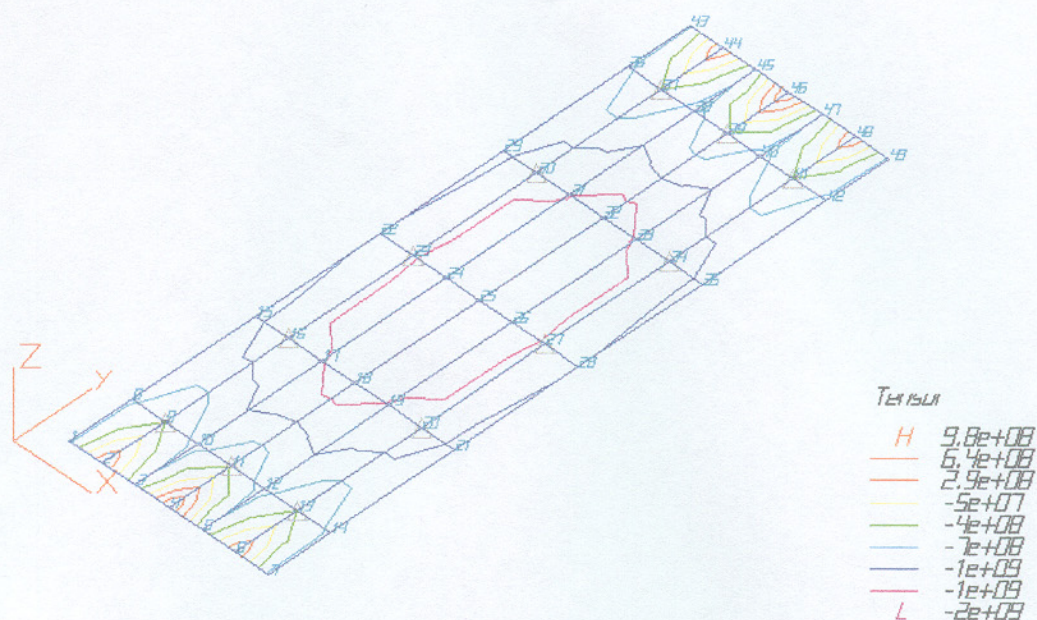


Figura 34: Similar a la anterior, esta vez para el esfuerzo de membrana S_{22} .

INTERPRETACIÓN NUMÉRICA DE LOS RESULTADOS

DESPLAZAMIENTOS Y ROTACIONES NODALES

El procesador lineal de Algor SSAP0, genera los archivos ASCII "bandeja.l" y "bandeja.s". La tabla 8 muestra el listado del archivo "bandeja.l". Este archivo lista la información de control que describe en un sentido general el tipo del modelo y de análisis; los datos nodales con las condiciones de borde y las coordenadas nodales; el número de elementos y sus propiedades respecto del material; los multiplicadores de las cargas de los elementos y los datos de conectividad; los parámetros de las ecuaciones y la información del espacio utilizado del disco duro, para establecer el tamaño del modelo; las cargas nodales; los parámetros de la matriz de rigidez, que

pueden ser usados para detectar la estabilidad del modelo y sus áreas rígidas o débiles; específicamente, la razón *"maximum/minimum"*, indica la presencia de partes en el modelo que son simulados como muy rígidos o muy débiles. Un gran valor de la razón *"maximum/minimum"*, podría crear inestabilidad numérica del modelo, con un considerable efecto en la exactitud de la solución, o bien, podría ser detectado por el procesador como insuficiencia de condiciones de borde.

La última parte de "bandeja.l", provee información respecto de los desplazamientos nodales y las rotaciones.

TABLA 8: Listado del archivo "bandeja.l"

Algor (R) Linear Static Stress
 Version 12.06-WIN 01-FEB-2000
 Copyright (c) 1984-2000 Algor, Inc. All rights reserved.
 DATE: JANUARY 8,2001
 TIME: 05:21 PM
 INPUT FILE.....C:\Mis documentos\bandeja
 Linear Stress

1**** CONTROL INFORMATION

number of node points (NUMNP) = 49
 number of element types (NELTYP) = 1
 number of load cases (LL) = 1
 number of frequencies (NF) = 0
 geometric stiffness flag (GEOSTF) = 0
 analysis type code (NDYN) = 0
 solution mode (MODEX) = 0
 equations per block (KEQB) = 0
 weight and c.g. flag (IWTCG) = 0
 bandwidth minimization flag (MINBND) = 0
 gravitational constant (GRAV) = 9.81E+00

bandwidth minimization specified

1****NODAL DATA

NODE NO.	BOUNDARY CONDITION CODES						NODAL POINT COORDINATES			
	DX	DY	DZ	RX	RY	RZ	X	Y	Z	T
1	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
2	0	0	0	0	0	0	-1.33E+00	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
3	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
4	0	0	0	0	0	0	-8.00E-01	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
5	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
6	0	0	0	0	0	0	-2.67E-01	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
7	0	0	0	0	0	0	-1.19E-07	-4.50E+00	0.00E+00	0.00E+00
8	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
9	1	1	1	1	1	1	-1.33E+00	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
10	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
11	1	1	1	1	1	1	-8.00E-01	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
12	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
13	1	1	1	1	1	1	-2.67E-01	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
14	0	0	0	0	0	0	0.00E+00	-4.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
15	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
16	1	1	1	1	1	1	-1.33E+00	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
17	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
18	0	0	0	0	0	0	-8.00E-01	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
19	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
20	1	1	1	1	1	1	-2.67E-01	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
21	0	0	0	0	0	0	0.00E+00	-3.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
22	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
23	1	1	1	1	1	1	-1.33E+00	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
24	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
25	0	0	0	0	0	0	-8.00E-01	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
26	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
27	1	1	1	1	1	1	-2.67E-01	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
28	0	0	0	0	0	0	0.00E+00	-2.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
29	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00

ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS

TABLA 8: Listado del archivo "bandeja.P" (Continuación)

NODE NO.	BOUNDARY CONDITION CODES						NODAL POINT COORDINATES			
	DX	DY	DZ	RX	RY	RZ	X	Y	Z	T
30	1	1	1	1	1	1	-1.33E+00	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
31	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
32	0	0	0	0	0	0	-8.00E-01	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
33	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
34	1	1	1	1	1	1	-2.67E-01	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
35	0	0	0	0	0	0	0.00E+00	-1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
36	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
37	1	1	1	1	1	1	-1.33E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
38	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
39	1	1	1	1	1	1	-8.00E-01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
40	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
41	1	1	1	1	1	1	-2.67E-01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
42	0	0	0	0	0	0	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
43	0	0	0	0	0	0	-1.60E+00	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00
44	0	0	0	0	0	0	-1.33E+00	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00
45	0	0	0	0	0	0	-1.07E+00	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00
46	0	0	0	0	0	0	-8.00E-01	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00
47	0	0	0	0	0	0	-5.33E-01	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00
48	0	0	0	0	0	0	-2.67E-01	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00
49	0	0	0	0	0	0	0.00E+00	5.00E-01	0.00E+00	0.00E+00

TABLA 8: Listado del archivo "bandeja.l"(Continuación)

**** PRINT OF EQUATION NUMBERS SUPPRESSED

1**** THIN PLATE/SHELL ELEMENTS

number of elements= 36
 number of materials= 1
 Element formulation flag= 0
 Mean temperature computation flag = 0

1**** MATERIAL PROPERTIES

material i.d. Number= 1
 weight density= 83129
 mass density= 8470

Cxx	Cxy	Cxs	Cyy	Cys	Gxy	alpha(X)	alpha(Y)
1.19E+11	4.43E+10	0.00E+00	1.19E+11	0.00E+00	1.03E+11	5.16E-04	5.16E-04

1**** ELEMENT LOAD FACTORS

	case a	case b	case c	case d
PRES	1.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
TEMP	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	1.00E+00
X-DIR	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
Y-DIR	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
Z-DIR	0.00E+00	-9.82E+00	0.00E+00	0.00E+00

1****ELEMENT CONECTIVITY DATA

ELEM NO.	NODE I	NODE J	NODE K	NODE L	NODE O	MAT'L INDEX	AVERAGE THICKNES:	NORMAL PRESSURE	TEMP. DIFFERENCE	TEMP. GRADIENT
1	1	2	9	8	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
2	2	3	10	9	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
3	3	4	11	10	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
4	4	5	12	11	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
5	5	6	13	12	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
6	6	7	14	13	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
7	8	9	16	15	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
8	9	10	17	16	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
9	10	11	18	17	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
10	11	12	19	18	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
11	12	13	20	19	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
12	13	14	21	20	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
13	15	16	23	22	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
14	16	17	24	23	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
15	17	18	25	24	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
16	18	19	26	25	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
17	19	20	27	26	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
18	20	21	28	27	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
19	22	23	30	29	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
20	23	24	31	30	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
21	24	25	32	31	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
22	25	26	33	32	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
23	26	27	34	33	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
24	27	28	35	34	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
25	29	30	37	36	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
26	30	31	38	37	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
27	31	32	39	38	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
28	32	33	40	39	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
29	33	34	41	40	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
30	34	35	42	41	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
31	36	37	44	43	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
32	37	38	45	44	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
33	38	39	46	45	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
34	39	40	47	46	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
35	40	41	48	47	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02
36	41	42	49	48	0	1	3.00E-03	0.00E+00	1.00E+02	3.00E+02

ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS

TABLA 8: Listado del archivo "bandeja.1" (Continuación)

1**** BANDWIDTH MINIMIZATION

minbnd (bandwidth control parameter) = 1
 bandwidth before resequencing = 48
 bandwidth after resequencing = 48
 **** Hard disk file size information for processor:

Available hard disk space on current drive = 668.441 megabytes

1**** NODAL LOADS (STATIC) OR MASSE (DYNAMIC)

NODE NUMBER	LOAD CASE	X-AXIS FORCE	Y-AXIS FORCE	Z-AXIS FORCE	X-AXIS MOMENT	Y-AXIS MOMENT	Z-AXIS MOMENT
1	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
2	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
3	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
4	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
5	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
6	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
7	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
8	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
9	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
10	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
11	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
12	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
13	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
14	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
15	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
16	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
17	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
18	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
19	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
20	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
21	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
22	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
23	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
24	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
25	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
26	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
27	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
28	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
29	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
30	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
31	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
32	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
33	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
34	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
35	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
36	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
37	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
38	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
39	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
40	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
41	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
42	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
43	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
44	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
45	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
46	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
47	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
48	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
49	1	0.00E+00	0.00E+00	-5.00E+01	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00

TABLA 8: Listado del archivo "bandeja.l"(Continuación)

1**** ELEMENT LOAD MULTIPLIERS						
load case	case A	case B	case C	case D		
1	0	1	0	1		
**** EQUATION PARAMETERS						
Number of equations = 222						
Maximum bandwidth = 48						
Average bandwidth = 27						
Total memory allocated (KB) = 16043						
Total memory available (KB) = 16031						
Space required for in-core solving (KB) = 48						
**** Proceeding with in-core fast solver ...						
1**** STIFFNESS MATRIX PARAMETERS						
minimum non-zero diagonal element = 6.47E-01						
maximum diagonal element = 1.76E+09						
maximum/minimum = 2.72E+09						
average diagonal element = 2.12E+08						
**** BEGIN IN-CORE SOLUTION						
**** load case # 1						
**** END IN-CORE SOLUTION						
1**** STATIC ANALYSIS						
LOAD CASE = 1						
Displacements/Rotations(degrees) of nodes						
NODE number	X-translation	Y-translation	Z-translation	X-rotation	Y-rotation	Z-rotation
1	-8.37E-03	-3.03E-03	-1.09E-02	1.82E+00	-7.39E-02	0.00E+00
2	-6.24E-03	-8.33E-03	-1.06E-02	1.65E+00	-3.45E-02	0.00E+00
3	-2.60E-03	-7.72E-03	-1.06E-02	1.82E+00	-2.88E-03	0.00E+00
4	-5.00E-09	-1.08E-02	-1.05E-02	1.65E+00	3.64E-06	0.00E+00
5	2.60E-03	-7.72E-03	-1.06E-02	1.82E+00	2.88E-03	0.00E+00
6	6.24E-03	-8.33E-03	-1.06E-02	1.65E+00	3.45E-02	0.00E+00
7	8.37E-03	-3.03E-03	-1.09E-02	1.82E+00	7.39E-02	0.00E+00
8	-3.49E-03	-1.70E-03	-7.34E-04	1.88E-01	-1.08E-01	0.00E+00
9	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
10	-2.00E-04	-5.02E-03	-4.59E-04	1.83E-01	-2.03E-03	0.00E+00
11	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
12	2.00E-04	-5.02E-03	-4.59E-04	1.83E-01	2.03E-03	0.00E+00
13	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
14	3.49E-03	-1.70E-03	-7.34E-04	1.88E-01	1.08E-01	0.00E+00
15	-3.84E-03	4.70E-04	-8.31E-04	4.00E-02	-2.46E-01	0.00E+00
16	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
17	2.25E-05	7.88E-04	-1.78E-03	3.57E-02	4.88E-01	0.00E+00
18	2.09E-09	-1.82E-03	-3.03E-03	-7.83E-03	4.58E-06	0.00E+00
19	-2.25E-05	7.88E-04	-1.78E-03	3.57E-02	-4.88E-01	0.00E+00
20	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
21	3.84E-03	4.70E-04	-8.31E-04	4.00E-02	2.46E-01	0.00E+00
22	-3.74E-03	0.00E+00	-7.99E-04	1.82E-11	-2.44E-01	0.00E+00
23	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
24	1.15E-04	-1.59E-12	-1.78E-03	1.45E-11	5.04E-01	0.00E+00
25	-1.18E-09	3.41E-12	-3.11E-03	2.30E-11	4.56E-06	0.00E+00
26	-1.15E-04	-2.93E-12	-1.78E-03	-1.92E-10	-5.04E-01	0.00E+00
27	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
28	3.74E-03	-2.30E-11	-7.99E-04	-4.55E-09	2.44E-01	0.00E+00
29	-3.84E-03	-4.70E-04	-8.31E-04	-4.00E-02	-2.46E-01	0.00E+00
30	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
31	2.25E-05	-7.88E-04	-1.78E-03	-3.57E-02	4.88E-01	0.00E+00
32	2.09E-09	1.82E-03	-3.03E-03	7.83E-03	4.58E-06	0.00E+00
33	-2.25E-05	-7.88E-04	-1.78E-03	-3.57E-02	-4.88E-01	0.00E+00
34	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
35	3.84E-03	-4.70E-04	-8.31E-04	-4.00E-02	2.46E-01	0.00E+00
36	-3.49E-03	1.70E-03	-7.34E-04	-1.88E-01	-1.08E-01	0.00E+00
37	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
38	-2.00E-04	5.02E-03	-4.59E-04	-1.83E-01	-2.03E-03	0.00E+00
39	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
40	2.00E-04	5.02E-03	-4.59E-04	-1.83E-01	2.03E-03	0.00E+00
41	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00	0.00E+00
42	3.49E-03	1.70E-03	-7.34E-04	-1.88E-01	1.08E-01	0.00E+00
43	-8.37E-03	3.03E-03	-1.09E-02	-1.82E+00	-7.39E-02	0.00E+00
44	-6.24E-03	8.33E-03	-1.06E-02	-1.65E+00	-3.45E-02	0.00E+00
45	-2.60E-03	7.72E-03	-1.06E-02	-1.82E+00	-2.88E-03	0.00E+00
46	-5.04E-09	1.08E-02	-1.05E-02	-1.65E+00	3.67E-06	0.00E+00
47	2.60E-03	7.72E-03	-1.06E-02	-1.82E+00	2.88E-03	0.00E+00
48	6.24E-03	8.33E-03	-1.06E-02	-1.65E+00	3.45E-02	0.00E+00
49	8.37E-03	3.03E-03	-1.09E-02	-1.82E+00	7.39E-02	0.00E+00

ESFUERZOS NODALES RESULTANTES

El listado del archivo "bandeja.s" se presenta en la tabla 9. Este incluye los esfuerzos nodales de pandeo y de membrana. Cabe recordar que la desvinculación de ambos efectos, permite separar los cálculos de los esfuerzos, debido al supuesto de linealidad en que se basa el análisis.

La primera parte de este archivo, lista los datos de entrada pertinentes al número y tipo de los elementos del modelo, así como también, del tipo de análisis.

La segunda parte, lista los componentes del tensor S , así como también los esfuerzos principales máximos y mínimos para cada elemento y por cada carga. Como en Superview, los esfuerzos son dados con respecto al sistema local. Para cada elemento, cada nodo es nombrado como 1, 2, 3, 4, ver figura 35, la cual despliega los cuatro elementos próximos a uno de los soportes del modelo, con su correspondiente nodo asignado y numeración local, así como con sus líneas de orientación, según se explicó junto a la figura 31.

La información respecto del tensor S contenida en el archivo "bandeja.s" es más descriptiva que la variación gráfica de esfuerzos vista en Superview. Específicamente, Superview provee el promedio de las componentes del esfuerzo en cada nodo, mientras que "bandeja.s", lista las componentes del esfuerzo en cada nodo. Así, del archivo "bandeja.s", podemos calcular el

promedio de las componentes del esfuerzo en cada nodo mostrado en Superview, para el esfuerzo de pandeo, da un valor $\sigma_{22}=1,013 \cdot 10^7$ para el nodo 11. Este valor es el promedio de los esfuerzos de pandeo σ_{22} en los nodos 2, 3, 1 y 4 de los elementos 9, 3, 4 y 10, respectivamente, ver figura 35, y está dado por:.

$$1,013 \cdot 10^7 = \frac{1}{4} (1,83 \cdot 10^7 + 1,83 \cdot 10^7 + 1,96 \cdot 10^6 + 1,96 \cdot 10^6) \quad (E.25)$$

Los esfuerzos del lado derecho de la ecuación (E.25) aparecen en negrita en la tabla 9 en negrita en la tabla 9

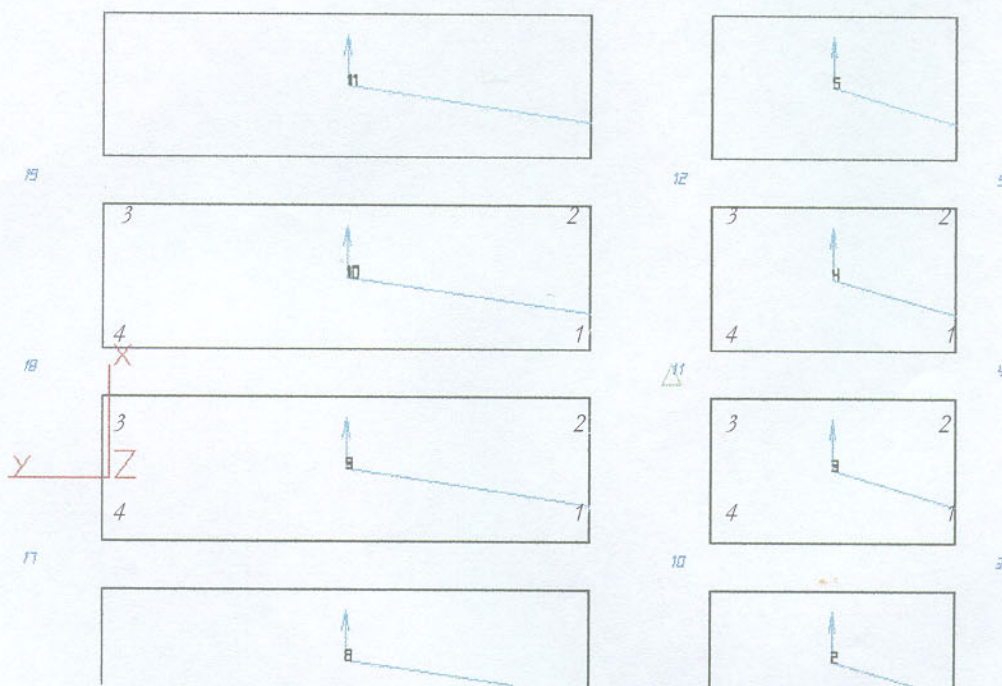


Figura 35: Líneas de orientación, numeración global de elementos y nodos, y numeración local de nodos

TABLA 9: Listado del archivo "bandeja.s"

Algor (R) FEA Stress Processor
 Version 12.04-WIN 10-JAN-2000
 Copyright (c) 1989-2000 Algor, Inc. All rights reserved.
 DATE: JANUARY 8,2001
 TIME: 05:21 PM
 INPUT.....C:\Mis documentos\bandeja

1**** THIN PLATE/SHELL ELEMENTS

number of elements = 36
 number of materials = 1
 Element formulation flag = 0
 Mean temperature computation flag = 0

ELEM NO.	CASE (MODE)	NODE NO.	MEMBRANE STRESS COMPONENTS			BENDING STRESS COMPONENTS		
			SM11	SM22	SM12	SB11	SB22	SB12
1	1	1	-2.62E+08	-7.87E+08	1.64E+08	-1.50E+06	2.17E+06	-5.10E+05
1	1	2	-2.62E+08	6.53E+08	1.64E+08	4.81E+06	4.60E+06	-2.42E+05
1	1	3	2.61E+08	6.53E+08	1.64E+08	1.09E+07	1.90E+07	-1.25E+05
1	1	4	2.61E+08	-7.87E+08	1.64E+08	4.53E+06	1.66E+07	-3.94E+05
2	1	1	3.13E+08	4.94E+08	1.36E+07	4.82E+06	4.75E+06	4.76E+05
2	1	2	3.13E+08	-6.65E+08	1.36E+07	-1.57E+06	2.29E+06	3.44E+05
2	1	3	-1.17E+09	-6.65E+08	1.36E+07	3.14E+06	1.59E+07	2.24E+05
2	1	4	-1.17E+09	4.94E+08	1.36E+07	9.54E+06	1.84E+07	3.57E+05
3	1	1	-2.83E+06	-6.78E+08	2.29E+08	-1.72E+06	2.27E+06	-3.60E+05
3	1	2	-2.83E+06	9.82E+08	2.29E+08	4.34E+06	4.62E+06	-3.64E+05
3	1	3	-9.27E+08	9.82E+08	2.29E+08	9.40E+06	1.83E+07	-2.30E+05
3	1	4	-9.27E+08	-6.78E+08	2.29E+08	3.34E+06	1.59E+07	-2.26E+05
4	1	1	-2.83E+06	9.82E+08	-2.29E+08	4.34E+06	4.62E+06	3.64E+05
4	1	2	-2.83E+06	-6.78E+08	-2.29E+08	-1.72E+06	2.27E+06	3.60E+05
4	1	3	-9.27E+08	-6.78E+08	-2.29E+08	3.34E+06	1.59E+07	2.26E+05
4	1	4	-9.27E+08	9.82E+08	-2.29E+08	9.40E+06	1.83E+07	2.30E+05
5	1	1	3.13E+08	-6.65E+08	-1.36E+07	-1.57E+06	2.29E+06	-3.44E+05
5	1	2	3.13E+08	4.94E+08	-1.36E+07	4.82E+06	4.75E+06	-4.76E+05
5	1	3	-1.17E+09	4.94E+08	-1.36E+07	9.54E+06	1.84E+07	-3.57E+05
5	1	4	-1.17E+09	-6.65E+08	-1.36E+07	3.14E+06	1.59E+07	-2.24E+05
6	1	1	-2.62E+08	6.53E+08	-1.64E+08	4.81E+06	4.60E+06	2.42E+05
6	1	2	-2.62E+08	-7.87E+08	-1.64E+08	-1.50E+06	2.17E+06	5.10E+05
6	1	3	2.61E+08	-7.87E+08	-1.64E+08	4.53E+06	1.66E+07	3.94E+05
6	1	4	2.61E+08	6.53E+08	-1.64E+08	1.09E+07	1.90E+07	1.25E+05
7	1	1	-6.65E+07	-8.38E+08	7.96E+07	1.20E+06	1.44E+06	3.68E+05
7	1	2	-6.65E+07	-1.06E+09	7.96E+07	2.01E+06	1.34E+06	6.39E+05
7	1	3	6.96E+07	-1.06E+09	7.96E+07	3.12E+06	5.63E+05	-4.50E+05
7	1	4	6.96E+07	-8.38E+08	7.96E+07	2.31E+06	6.60E+05	-7.21E+05
8	1	1	-1.64E+09	-1.66E+09	-2.94E+08	2.67E+06	1.82E+06	-4.67E+05
8	1	2	-1.64E+09	-1.06E+09	-2.94E+08	-1.84E+06	5.36E+05	4.96E+05
8	1	3	-1.56E+09	-1.06E+09	-2.94E+08	3.20E+06	7.63E+05	1.58E+06
8	1	4	-1.56E+09	-1.66E+09	-2.94E+08	7.71E+06	2.04E+06	6.20E+05
9	1	1	-1.52E+09	-1.04E+09	1.74E+08	2.42E+06	3.39E+06	1.72E+06
9	1	2	-1.52E+09	-1.83E+09	1.74E+08	-3.94E+05	1.96E+06	7.53E+05
9	1	3	-1.60E+09	-1.83E+09	1.74E+08	-7.94E+06	-5.02E+06	-2.78E+05
9	1	4	-1.60E+09	-1.04E+09	1.74E+08	-5.12E+06	-3.59E+06	6.86E+05
10	1	1	-1.52E+09	-1.83E+09	-1.74E+08	-3.94E+05	1.96E+06	-7.53E+05
10	1	2	-1.52E+09	-1.04E+09	-1.74E+08	2.42E+06	3.39E+06	-1.72E+06
10	1	3	-1.60E+09	-1.04E+09	-1.74E+08	-5.13E+06	-3.59E+06	-6.86E+05
10	1	4	-1.60E+09	-1.83E+09	-1.74E+08	-7.94E+06	-5.02E+06	2.78E+05

ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS

TABLA 9: Listado del archivo "bandeja.s" (Continuación)

ELEM NO.	CASE (MODE)	NODE NO.	MEMBRANE STRESS COMPONENTS			BENDING STRESS COMPONENTS		
			SM11	SM22	SM12	SB11	SB22	SB12
11	1	1	-1.64E+09	-1.06E+09	2.94E+08	-1.84E+06	5.36E+05	-4.96E+05
11	1	2	-1.64E+09	-1.66E+09	2.94E+08	2.67E+06	1.82E+06	4.67E+05
11	1	3	-1.56E+09	-1.66E+09	2.94E+08	7.71E+06	2.04E+06	-6.20E+05
11	1	4	-1.56E+09	-1.06E+09	2.94E+08	3.20E+06	7.63E+05	-1.58E+06
12	1	1	-6.65E+07	-1.06E+09	-7.96E+07	2.01E+06	1.34E+06	-6.39E+05
12	1	2	-6.65E+07	-8.38E+08	-7.96E+07	1.20E+06	1.44E+06	-3.68E+05
12	1	3	6.96E+07	-8.38E+08	-7.96E+07	2.31E+06	6.60E+05	7.21E+05
12	1	4	6.96E+07	-1.06E+09	-7.96E+07	3.12E+06	5.63E+05	4.50E+05
13	1	1	1.88E+07	-1.11E+09	-3.11E+07	1.39E+06	7.21E+05	1.62E+05
13	1	2	1.88E+07	-1.06E+09	-3.11E+07	4.51E+06	1.77E+06	1.60E+05
13	1	3	-2.19E+07	-1.06E+09	-3.11E+07	4.41E+06	1.54E+06	-1.35E+05
13	1	4	-2.19E+07	-1.11E+09	-3.11E+07	1.28E+06	4.86E+05	-1.32E+05
14	1	1	-1.69E+09	-1.68E+09	5.72E+07	1.13E+07	4.29E+06	-1.46E+05
14	1	2	-1.69E+09	-1.76E+09	5.72E+07	2.60E+05	2.84E+05	-1.16E+05
14	1	3	-1.66E+09	-1.76E+09	5.72E+07	3.61E+05	1.39E+05	1.47E+05
14	1	4	-1.66E+09	-1.68E+09	5.72E+07	1.14E+07	4.15E+06	1.17E+05
15	1	1	-1.68E+09	-1.77E+09	-1.82E+08	-3.34E+06	-1.04E+06	2.12E+05
15	1	2	-1.68E+09	-1.50E+09	-1.82E+08	-7.98E+06	-2.88E+06	1.82E+05
15	1	3	-1.71E+09	-1.50E+09	-1.82E+08	-8.25E+06	-3.20E+06	-1.39E+05
15	1	4	-1.71E+09	-1.77E+09	-1.82E+08	-3.61E+06	-1.35E+06	-1.09E+05
16	1	1	-1.68E+09	-1.50E+09	1.82E+08	-7.98E+06	-2.88E+06	-1.82E+05
16	1	2	-1.68E+09	-1.77E+09	1.82E+08	-3.34E+06	-1.04E+06	-2.12E+05
16	1	3	-1.71E+09	-1.77E+09	1.82E+08	-3.61E+06	-1.35E+06	1.09E+05
16	1	4	-1.71E+09	-1.50E+09	1.82E+08	-8.25E+06	-3.20E+06	1.39E+05
17	1	1	-1.69E+09	-1.76E+09	-5.72E+07	2.60E+05	2.84E+05	1.16E+05
17	1	2	-1.69E+09	-1.68E+09	-5.72E+07	1.13E+07	4.29E+06	1.46E+05
17	1	3	-1.66E+09	-1.68E+09	-5.72E+07	1.14E+07	4.15E+06	-1.17E+05
17	1	4	-1.66E+09	-1.76E+09	-5.72E+07	3.61E+05	1.39E+05	-1.47E+05
18	1	1	1.88E+07	-1.06E+09	3.11E+07	4.51E+06	1.77E+06	-1.60E+05
18	1	2	1.88E+07	-1.11E+09	3.11E+07	1.39E+06	7.20E+05	-1.62E+05
18	1	3	-2.19E+07	-1.11E+09	3.11E+07	1.28E+06	4.86E+05	1.32E+05
18	1	4	-2.19E+07	-1.06E+09	3.11E+07	4.41E+06	1.54E+06	1.35E+05
19	1	1	-2.19E+07	-1.11E+09	3.11E+07	1.28E+06	4.86E+05	1.32E+05
19	1	2	-2.19E+07	-1.06E+09	3.11E+07	4.41E+06	1.54E+06	1.35E+05
19	1	3	1.88E+07	-1.06E+09	3.11E+07	4.51E+06	1.77E+06	-1.60E+05
19	1	4	1.88E+07	-1.11E+09	3.11E+07	1.39E+06	7.21E+05	-1.62E+05
20	1	1	-1.66E+09	-1.68E+09	-5.72E+07	1.14E+07	4.15E+06	-1.17E+05
20	1	2	-1.66E+09	-1.76E+09	-5.72E+07	3.61E+05	1.39E+05	-1.47E+05
20	1	3	-1.69E+09	-1.76E+09	-5.72E+07	2.60E+05	2.84E+05	1.16E+05
20	1	4	-1.69E+09	-1.68E+09	-5.72E+07	1.13E+07	4.29E+06	1.46E+05
21	1	1	-1.71E+09	-1.77E+09	1.82E+08	-3.61E+06	-1.35E+06	1.09E+05
21	1	2	-1.71E+09	-1.50E+09	1.82E+08	-8.25E+06	-3.20E+06	1.39E+05
21	1	3	-1.68E+09	-1.50E+09	1.82E+08	-7.98E+06	-2.88E+06	-1.82E+05
21	1	4	-1.68E+09	-1.77E+09	1.82E+08	-3.34E+06	-1.04E+06	-2.12E+05
22	1	1	-1.71E+09	-1.50E+09	-1.82E+08	-8.25E+06	-3.20E+06	-1.39E+05
22	1	2	-1.71E+09	-1.77E+09	-1.82E+08	-3.61E+06	-1.35E+06	-1.09E+05
22	1	3	-1.68E+09	-1.77E+09	-1.82E+08	-3.34E+06	-1.04E+06	2.12E+05
22	1	4	-1.68E+09	-1.50E+09	-1.82E+08	-7.98E+06	-2.88E+06	1.82E+05
23	1	1	-1.66E+09	-1.76E+09	5.72E+07	3.61E+05	1.39E+05	1.47E+05
23	1	2	-1.66E+09	-1.68E+09	5.72E+07	1.14E+07	4.15E+06	1.17E+05
23	1	3	-1.69E+09	-1.68E+09	5.72E+07	1.13E+07	4.29E+06	-1.46E+05
23	1	4	-1.69E+09	-1.76E+09	5.72E+07	2.60E+05	2.84E+05	-1.16E+05
24	1	1	-2.19E+07	-1.06E+09	-3.11E+07	4.41E+06	1.54E+06	-1.35E+05

ANÁLISIS DE ELEMENTOS FINITOS

TABLA 9: Listado del archivo "bandeja.s" (Continuación)

ELEM NO.	CASE (MODE)	NODE NO.	MEMBRANE STRESS COMPONENTS			BENDING STRESS COMPONENTS		
			SM11	SM22	SM12	SB11	SB22	SB12
24	1	2	-2.19E+07	-1.11E+09	-3.11E+07	1.28E+06	4.86E+05	-1.32E+05
24	1	3	1.88E+07	-1.11E+09	-3.11E+07	1.39E+06	7.20E+05	1.62E+05
24	1	4	1.88E+07	-1.06E+09	-3.11E+07	4.51E+06	1.77E+06	1.60E+05
25	1	1	6.96E+07	-8.38E+08	-7.96E+07	2.31E+06	6.60E+05	7.21E+05
25	1	2	6.96E+07	-1.06E+09	-7.96E+07	3.12E+06	5.63E+05	4.50E+05
25	1	3	-6.65E+07	-1.06E+09	-7.96E+07	2.01E+06	1.34E+06	-6.39E+05
25	1	4	-6.65E+07	-8.38E+08	-7.96E+07	1.20E+06	1.44E+06	-3.68E+05
26	1	1	-1.56E+09	-1.66E+09	2.94E+08	7.71E+06	2.04E+06	-6.20E+05
26	1	2	-1.56E+09	-1.06E+09	2.94E+08	3.20E+06	7.63E+05	-1.58E+06
26	1	3	-1.64E+09	-1.06E+09	2.94E+08	-1.84E+06	5.36E+05	-4.96E+05
26	1	4	-1.64E+09	-1.66E+09	2.94E+08	2.67E+06	1.82E+06	4.67E+05
27	1	1	-1.60E+09	-1.04E+09	-1.74E+08	-5.12E+06	-3.59E+06	-6.86E+05
27	1	2	-1.60E+09	-1.83E+09	-1.74E+08	-7.94E+06	-5.02E+06	2.78E+05
27	1	3	-1.52E+09	-1.83E+09	-1.74E+08	-3.94E+05	1.96E+06	-7.53E+05
27	1	4	-1.52E+09	-1.04E+09	-1.74E+08	2.42E+06	3.39E+06	-1.72E+06
28	1	1	-1.60E+09	-1.83E+09	1.74E+08	-7.94E+06	-5.02E+06	-2.78E+05
28	1	2	-1.60E+09	-1.04E+09	1.74E+08	-5.13E+06	-3.59E+06	6.86E+05
28	1	3	-1.52E+09	-1.04E+09	1.74E+08	2.42E+06	3.39E+06	1.72E+06
28	1	4	-1.52E+09	-1.83E+09	1.74E+08	-3.94E+05	1.96E+06	7.53E+05
29	1	1	-1.56E+09	-1.06E+09	-2.94E+08	3.20E+06	7.63E+05	1.58E+06
29	1	2	-1.56E+09	-1.66E+09	-2.94E+08	7.71E+06	2.04E+06	6.20E+05
29	1	3	-1.64E+09	-1.66E+09	-2.94E+08	2.67E+06	1.82E+06	-4.67E+05
29	1	4	-1.64E+09	-1.06E+09	-2.94E+08	-1.84E+06	5.36E+05	4.96E+05
30	1	1	6.96E+07	-1.06E+09	7.96E+07	3.12E+06	5.63E+05	-4.50E+05
30	1	2	6.96E+07	-8.38E+08	7.96E+07	2.31E+06	6.60E+05	-7.21E+05
30	1	3	-6.65E+07	-8.38E+08	7.96E+07	1.20E+06	1.44E+06	3.68E+05
30	1	4	-6.65E+07	-1.06E+09	7.96E+07	2.01E+06	1.34E+06	6.39E+05
31	1	1	2.61E+08	-7.87E+08	-1.64E+08	4.53E+06	1.66E+07	3.94E+05
31	1	2	2.61E+08	6.53E+08	-1.64E+08	1.09E+07	1.90E+07	1.25E+05
31	1	3	-2.62E+08	6.53E+08	-1.64E+08	4.81E+06	4.60E+06	2.42E+05
31	1	4	-2.62E+08	-7.87E+08	-1.64E+08	-1.50E+06	2.17E+06	5.10E+05
32	1	1	-1.17E+09	4.94E+08	-1.36E+07	9.54E+06	1.84E+07	-3.57E+05
32	1	2	-1.17E+09	-6.65E+08	-1.36E+07	3.14E+06	1.59E+07	-2.24E+05
32	1	3	3.13E+08	-6.65E+08	-1.36E+07	-1.57E+06	2.29E+06	-3.44E+05
32	1	4	3.13E+08	4.94E+08	-1.36E+07	4.82E+06	4.75E+06	-4.76E+05
33	1	1	-9.27E+08	-6.78E+08	-2.29E+08	3.34E+06	1.59E+07	2.26E+05
33	1	2	-9.27E+08	9.82E+08	-2.29E+08	9.40E+06	1.83E+07	2.30E+05
33	1	3	-2.83E+06	9.82E+08	-2.29E+08	4.34E+06	4.62E+06	3.64E+05
33	1	4	-2.83E+06	-6.78E+08	-2.29E+08	-1.72E+06	2.27E+06	3.60E+05
34	1	1	-9.27E+08	9.82E+08	2.29E+08	9.40E+06	1.83E+07	-2.30E+05
34	1	2	-9.27E+08	-6.78E+08	2.29E+08	3.34E+06	1.59E+07	-2.26E+05
34	1	3	-2.83E+06	-6.78E+08	2.29E+08	-1.72E+06	2.27E+06	-3.60E+05
34	1	4	-2.83E+06	9.82E+08	2.29E+08	4.34E+06	4.62E+06	-3.64E+05
35	1	1	-1.17E+09	-6.65E+08	1.36E+07	3.14E+06	1.59E+07	2.24E+05
35	1	2	-1.17E+09	4.94E+08	1.36E+07	9.54E+06	1.84E+07	3.57E+05
35	1	3	3.13E+08	4.94E+08	1.36E+07	4.82E+06	4.75E+06	4.76E+05
35	1	4	3.13E+08	-6.65E+08	1.36E+07	-1.57E+06	2.29E+06	3.44E+05
36	1	1	2.61E+08	6.53E+08	1.64E+08	1.09E+07	1.90E+07	-1.25E+05
36	1	2	2.61E+08	-7.87E+08	1.64E+08	4.53E+06	1.66E+07	-3.94E+05
36	1	3	-2.62E+08	-7.87E+08	1.64E+08	-1.50E+06	2.17E+06	-5.10E+05
36	1	4	-2.62E+08	6.53E+08	1.64E+08	4.81E+06	4.60E+06	-2.42E+05

Gráfico de las componentes del esfuerzo plano en la placa (efecto de membrana)

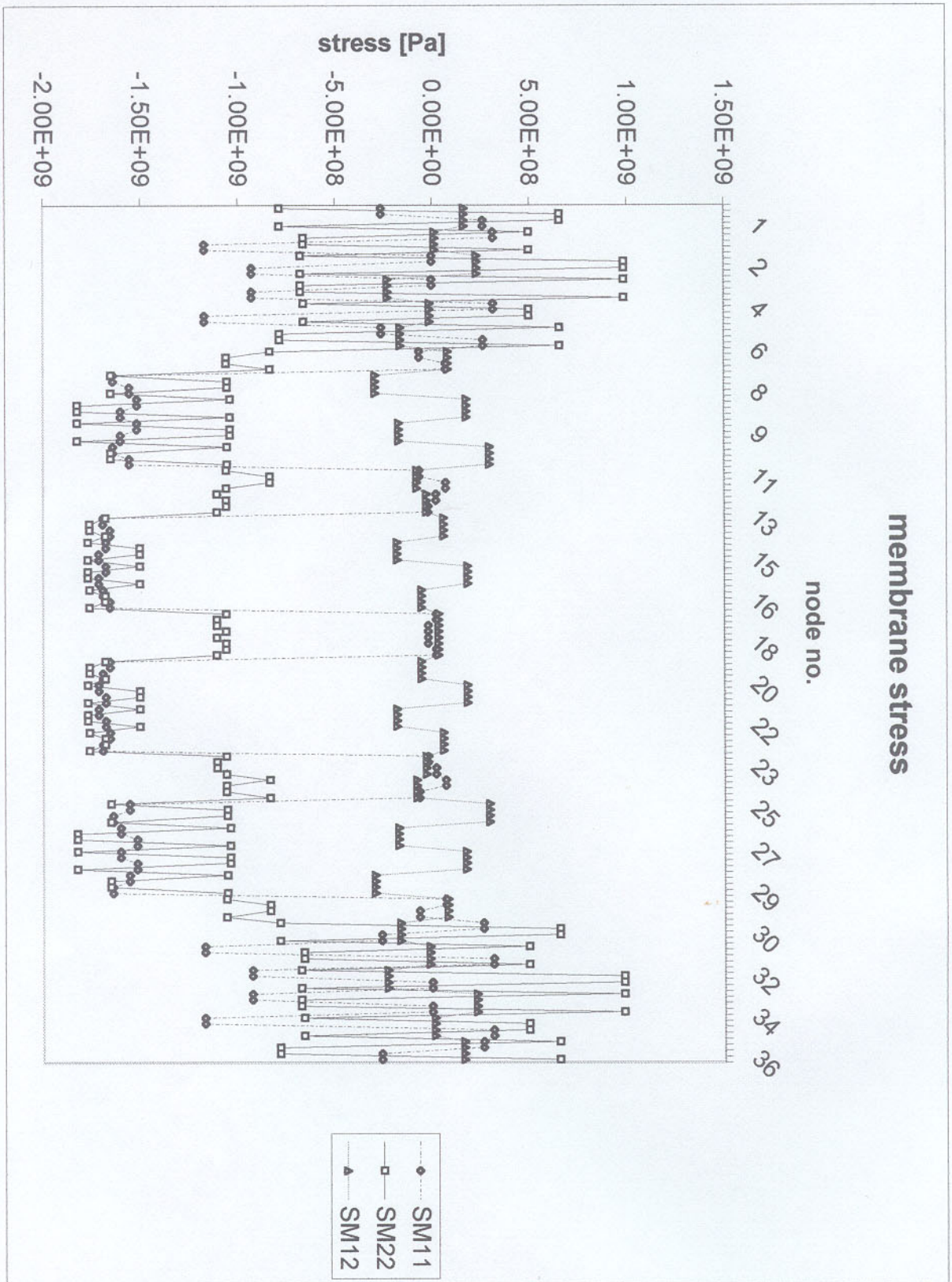
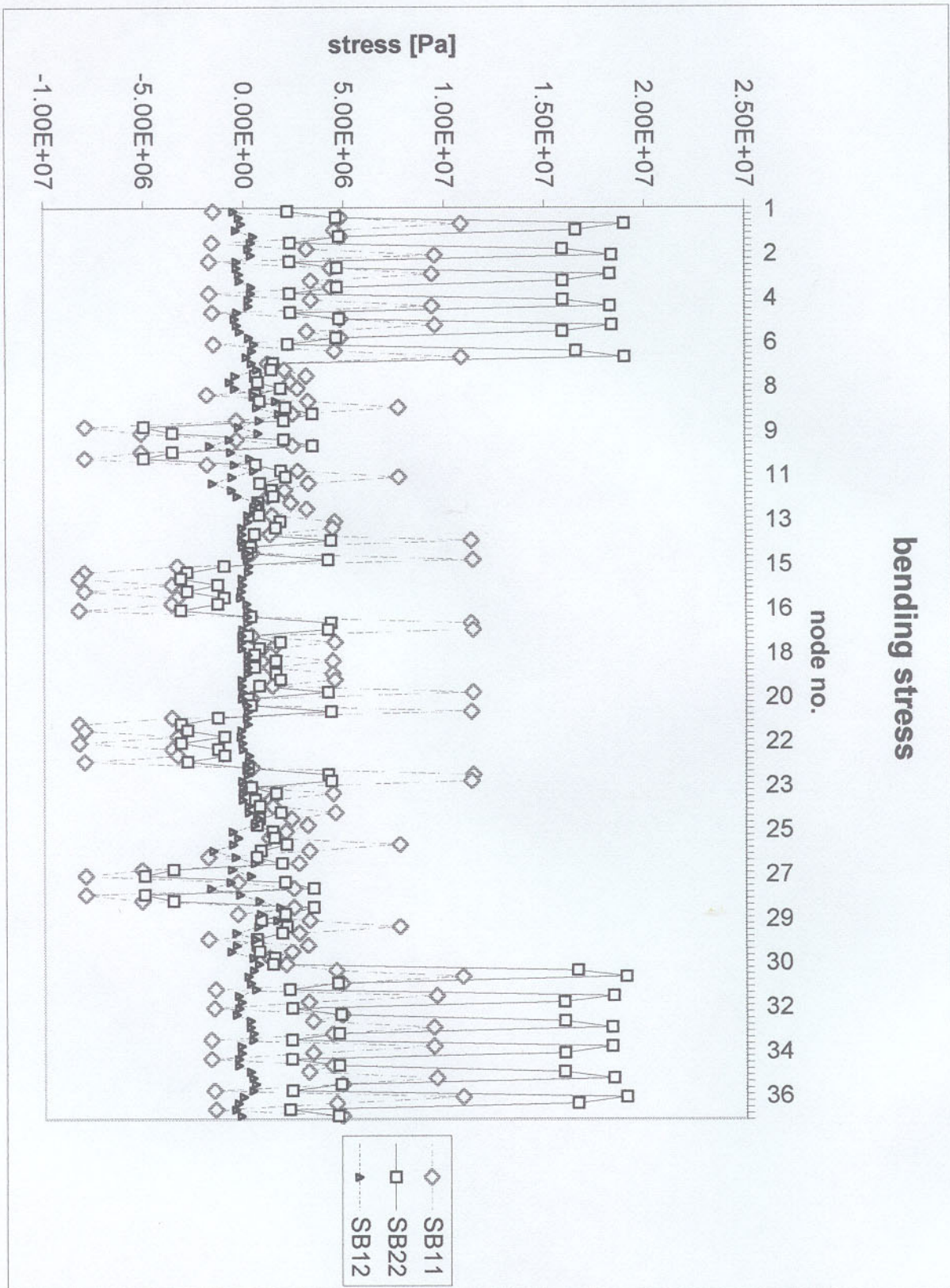


Gráfico de las componentes del esfuerzo normal a la placa (efecto pandeo)



DISCUSIÓN DE RESULTADOS.

AJUSTE DEL MODELO

Patrón de deformación

§ *Del análisis gráfico:* Si comparamos la deformación del modelo (figura 26), con la experimentada por la plancha (fotos 1 a la 5), podemos observar que existe una estrecha relación, lo que nos inclina a considerar, en cuanto a la capacidad del modelo de representar el patrón de deformación, como aceptable.

§ *Del análisis numérico:* En la tabla 8 (p. 138), podemos apreciar un valor de la razón *máximo/mínimo* de $2,72 \cdot 10^0$; éste, aunque elevado, se debe a la escasez de condiciones de borde, lo cual es necesario para simular las condiciones impuestas por la bandeja real. Por lo tanto, continuamos aceptando el modelo.

Patrón de esfuerzos

§ *Del análisis gráfico:* Aunque en el modelo predominan valores del índice de precisión superiores a 0,1; las zonas de interés; es decir, las zonas en la vecindad de los puntos de izado, se ajusta al valor antes referido, lo que nos hace aceptar el modelo como buen predictor del patrón de esfuerzos

§ *Del análisis numérico:* Al considerar el valor del esfuerzo uniaxial de cedencia $\sigma_y=3*10^8$ [Pa], la principal conclusión que puede extraerse de la observación, tanto de la tabla 9, como de los gráficos adjuntos, es que gran parte de la plancha es cargada más allá de su límite de cedencia, debido a los esfuerzos planos (de efecto membrana, subrayados en la tabla 9), lo que invalida el supuesto de linealidad en dichos puntos. Esta no-linealidad del esfuerzo impide, entre otras cosas, el separar los esfuerzos de membrana y pandeo y calcularlos aparte. Esto es lo más importante del modelo y paradójicamente, esta condición de invalidación del análisis lineal nos permite afirmar que no sólo está relacionada la operación de izado en la producción del patrón de deformación de la bandeja, sino además, que en cada izado, un porcentaje de la deformación producida es *permanente*.

Esta condición de invalidación del análisis lineal nos permite afirmar que no sólo está relacionada la operación de izado en la producción del patrón de deformación de la bandeja, sino además, que en cada izado, un porcentaje de la deformación producida es permanente.

CONTRASTE DE LA HIPÓTESIS

“El patrón de deformación observado está relacionado con la distribución heterogénea de las fuerzas de izado en el elevador de ventosas, en donde cada ventosa generaría en su vecindad la fuerza necesaria para “moldear” la deformación observada.”

Según los antecedentes aportados por el modelamiento de elementos finitos de la bandeja de latón en la operación de izado para su traspaso desde el tren de carga al de retorno, aceptamos la hipótesis planteada.

Esto incide en dos aspectos fundamentales:

- § Recomendación de cambio del material de la plancha.
- § Recomendación de cambios en el proceso.

Lo anterior es sustancia del próximo capítulo.

CONCLUSIONES

CAUSAS DE LA DEFORMACIÓN

La causal de deformación en las planchas de latón amarillo tiene su origen en un fenómeno complejo de dos facetas principales:

- § Un fenómeno térmico, en el cual interviene el patrón del aporte calórico durante el calentamiento (ver anexo), como la velocidad de enfriamiento.
- § Un fenómeno de pequeñas deformaciones permanentes durante el izado para traspaso de tren.

A continuación discutiremos el primer punto, ya que el segundo se trató en el capítulo anterior.

EL FENÓMENO TÉRMICO

La superficie inferior de la plancha sufre un enfriamiento más rápido que la superior.

El efecto del calentamiento producirá deformaciones en el sentido transversal, en cambio durante el enfriamiento se generarán deformaciones en el sentido longitudinal, siendo esto último el efecto de mayor importancia, causante finalmente del rechazo de estas planchas.

Durante el enfriamiento, se producen diferencias de temperatura entre la zona superior e inferior de la plancha debido a:

1. Convección forzada del aire circundante, el cual pasa bajo la plancha y se dirige hacia el exterior.
2. Como la plancha, en ese instante aún mantiene sobre ella al panel, entonces, habrá una cara disipadora y una cara interior con poca variación de temperatura, debido a que el tablero posee muy poca conductividad térmica (La plancha mantendrá, teóricamente, en esa cara, la misma temperatura del panel).
3. Ubicación de las guías de madera de alta densidad por las que desliza la plancha. Por el espacio que queda entre las guías, bajo la plancha fluye una corriente de aire proveniente del exterior en sentido longitudinal al eje de la plancha, produciéndose un fenómeno de enfriamiento por

convección forzada.

Para que ocurra deformación térmica, se debe dar un ablandamiento de la plancha, especialmente por el fenómeno de recristalización. En nuestro caso se demostró que las planchas que duraron 3 meses tenían un gran nivel de recristalización, tal como se puede constatar en las micrografías 1 y 4, sin embargo, en las planchas que duraron 9 meses, esta recristalización es menor y que prácticamente no hay diferencia para 45 h de permanencia en el horno a 170°C. (Lo que simula las condiciones de producción en 52 turnos). Nótese además, que siendo esta temperatura muy inferior a la de recristalización del latón de 290°C, no fue obstáculo para que el metal recristalizara al cabo de 45 h.

La explicación de este fenómeno se basa en el proceso de fabricación de los latones.

Así los latones obtenidos por el método antiguo, vale decir:

1. Se fabrica el lingote
2. Se calienta este lingote para su laminación
3. Se lamina hasta permitir los niveles más avanzados de estiramiento.

Es en la etapa de fabricación del lingote, que durante la solidificación se forma la fase β , la cual es una solución sólida rica en Zn que es un poco más dura que la fase α y que incidirá, por un lado, en el aumento de la resistencia mecánica

CONCLUSIONES

de la aleación, como también impedirá el crecimiento de grano o la recristalización de éstos, cuando se encuentre en gran cantidad. Esta fase β aparece en forma masiva, ubicada interdendríticamente cuando la velocidad de enfriamiento en la solidificación ha sido alta. Como éste es un proceso antiguo de obtención de bronces, existen muy pocas empresas capaces de mantener este proceso de fabricación, por los altos costos que ello involucra.

En contrapartida, las planchas que actualmente se están fabricando, se obtienen por un proceso de colada continua, en donde la solidificación es muy rápida, produciendo una costra superficial que avanza en continuo, pero en la cual, la fase β desaparece por difusión, debido a la alta temperatura del proceso.

En algunos casos, puede quedar como remanente algo de fase β , pero dada su escasa concentración por volumen de material, no alcanza a constituir un factor benéfico.

Es importante hacer notar, sobre la base de estas conclusiones que el parámetro de dureza, que constituía el criterio de aceptación, es válido sólo para las planchas obtenidas con el proceso antiguo de fabricación, pues la dureza alcanzada por las planchas obtenidas por colada continua desaparece rápidamente por recristalización; más aún, si el grado de deformación en el laminado en frío ha sido alto.

CONCLUSIONES

Para que se produzca deformación de las planchas es necesario que la resistencia mecánica por recristalización haya disminuido, producto de un ablandamiento. Es en ese momento, cuando se produce un ablandamiento por efecto de los esfuerzos térmicos, dando comienzo a la deformación gradual.

Estas deformaciones darán origen a un aumento del roce contra la plancha, tal como se muestra en fotos 6, 7 y 8, especialmente en la zona de guías anteriores a la carga de aglomerado. Véanse fotos 10 y 11.

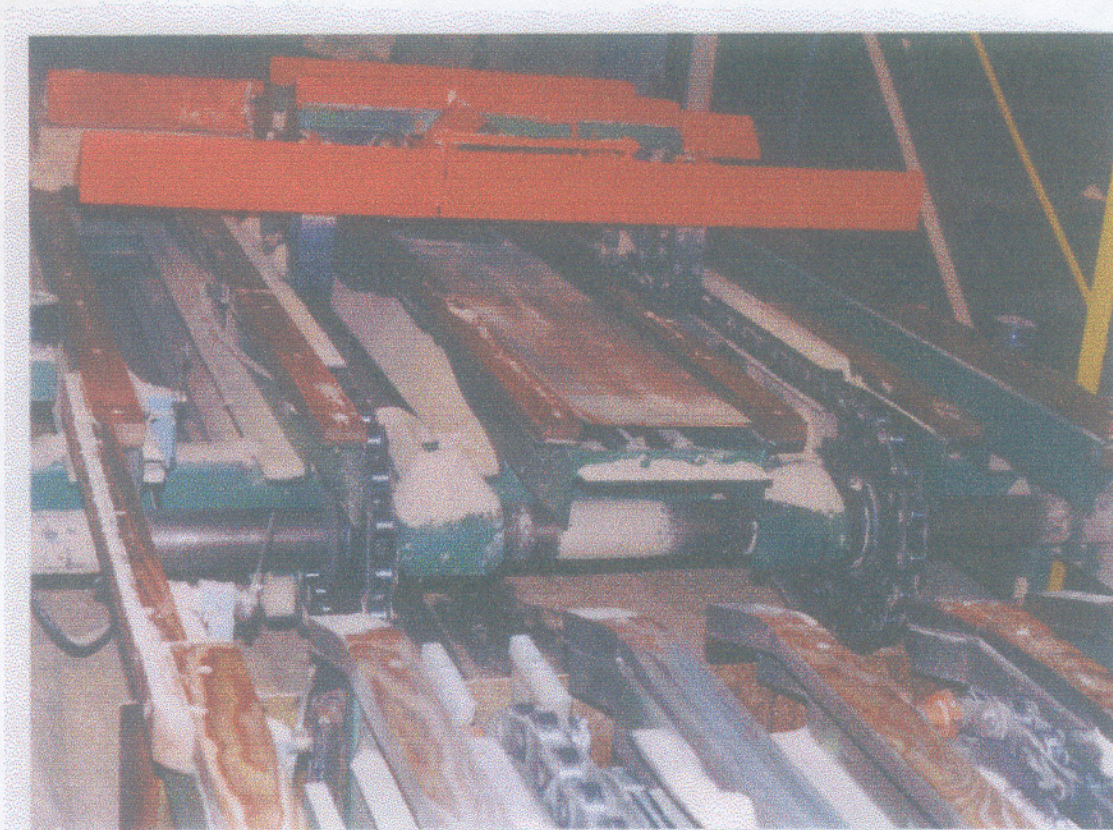


Foto 10: Muestra el lugar de las guías donde ocurre el máximo desgaste de la plancha de latón. Muestras de polvo obtenidas de este sector contenían más de 40% en peso de latón.

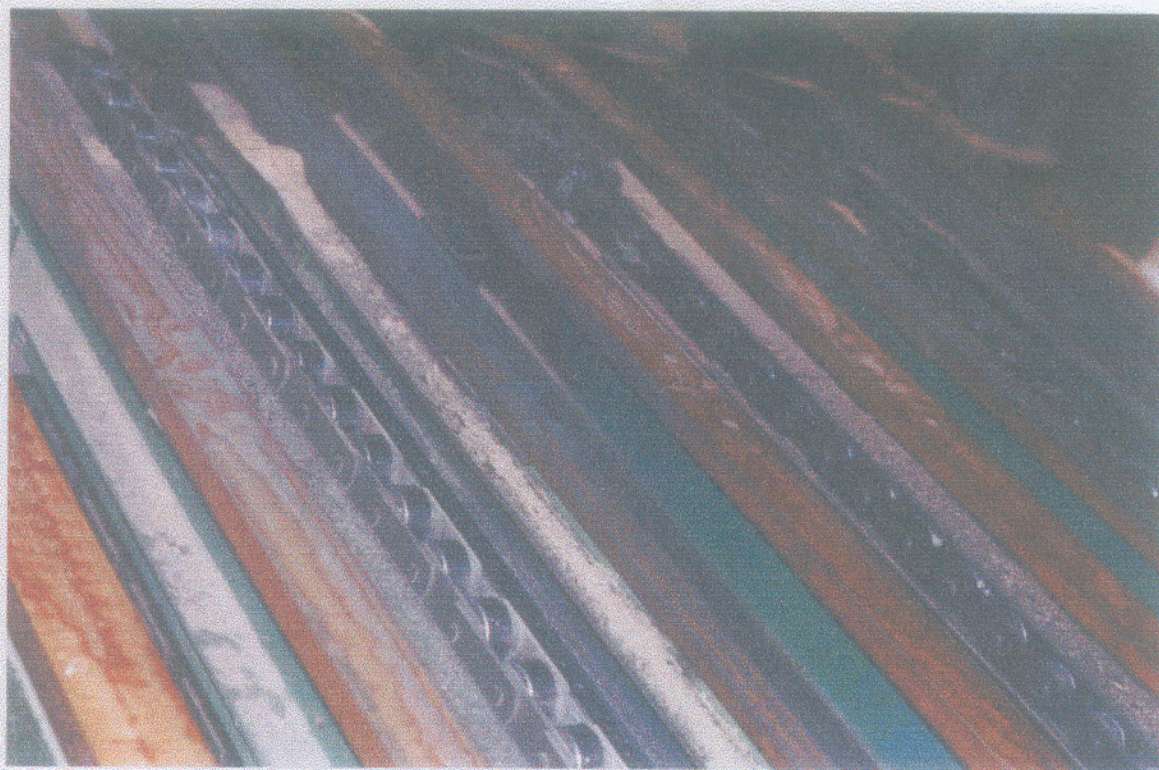


Foto 11: Se muestra un acercamiento del sector, donde se aprecia el desgaste de las guías de madera de alta densidad de las guías.. Éstas forman parte, tanto del tren de carga, como del de retorno.

RECOMENDACIONES

MATERIAL

Se recomienda adquirir latón obtenido por el proceso antiguo de fabricación, con un nivel aceptable de fase β , de no ser así, debe elegirse un material que tenga una alta dureza y una temperatura de recristalización por sobre los 300°C. Por ejemplo, latón naval (60% Cu - 39,25% Zn - 0,75% Sn), cuyas características se tabulan a continuación:

TABLA 8: Composición de aleaciones recomendadas.

Composición	T° recristalización	Dureza	Dilatación térmica	Norma
60%Cu-38%Zn-2%Pb	320°C	62HRB	20,5*10 ⁻⁶ [in/in°F]	ASTM B124
60%Cu-39,25%Zn- 0,75% Sn	350°C	80HRB	21,2*10 ⁻⁶ [in/in°F]	B21

Como referencia, el latón amarillo, posee las siguientes características:

TABLA 9: composición del material actualmente en uso.

Composición	T° recristalización	Dureza	Dilatación térmica	Norma
65%Cu-35%Zn	290°C	55HRB	11,3*10 ⁻⁶ [in/in°F]	ASTM B39 Alloy #8

En general, para elegir un material diferente, debe considerarse que tenga buena conductividad térmica, bajo nivel de ablandamiento con la temperatura, resistencia mecánica superior a la presentada por los latones, debido a la menor conductividad térmica.

Por los criterios antes mencionados, se descarta el acero inoxidable austenítico por su baja dureza inicial, previéndose un peor comportamiento que el observado al latón amarillo en uso. La opción tecnológica la constituirían aceros inoxidables martensíticos, pero su precio la prohíbe. Lo más práctico, sería elegir acero al carbono de calidad T1 de 3 mm, con un depósito electrolítico superficial de bronce, o bien, SAE 4340 (De mayor precio que la alternativa anterior)

PROCESO

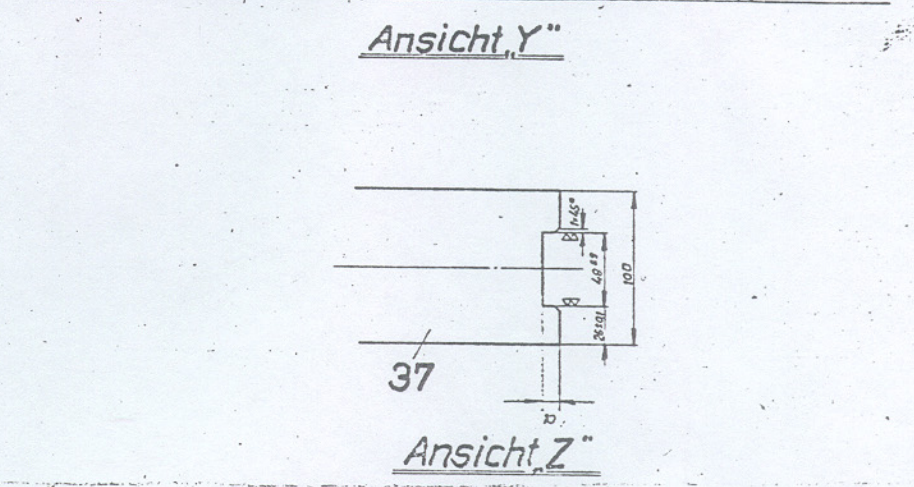
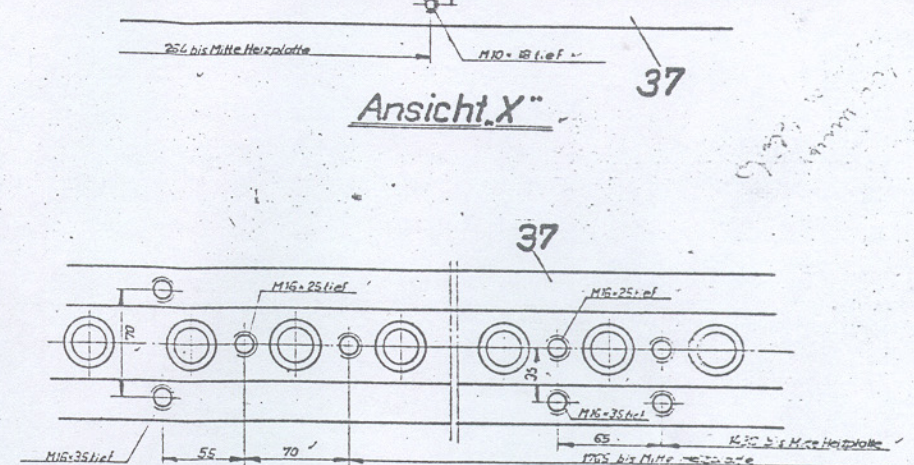
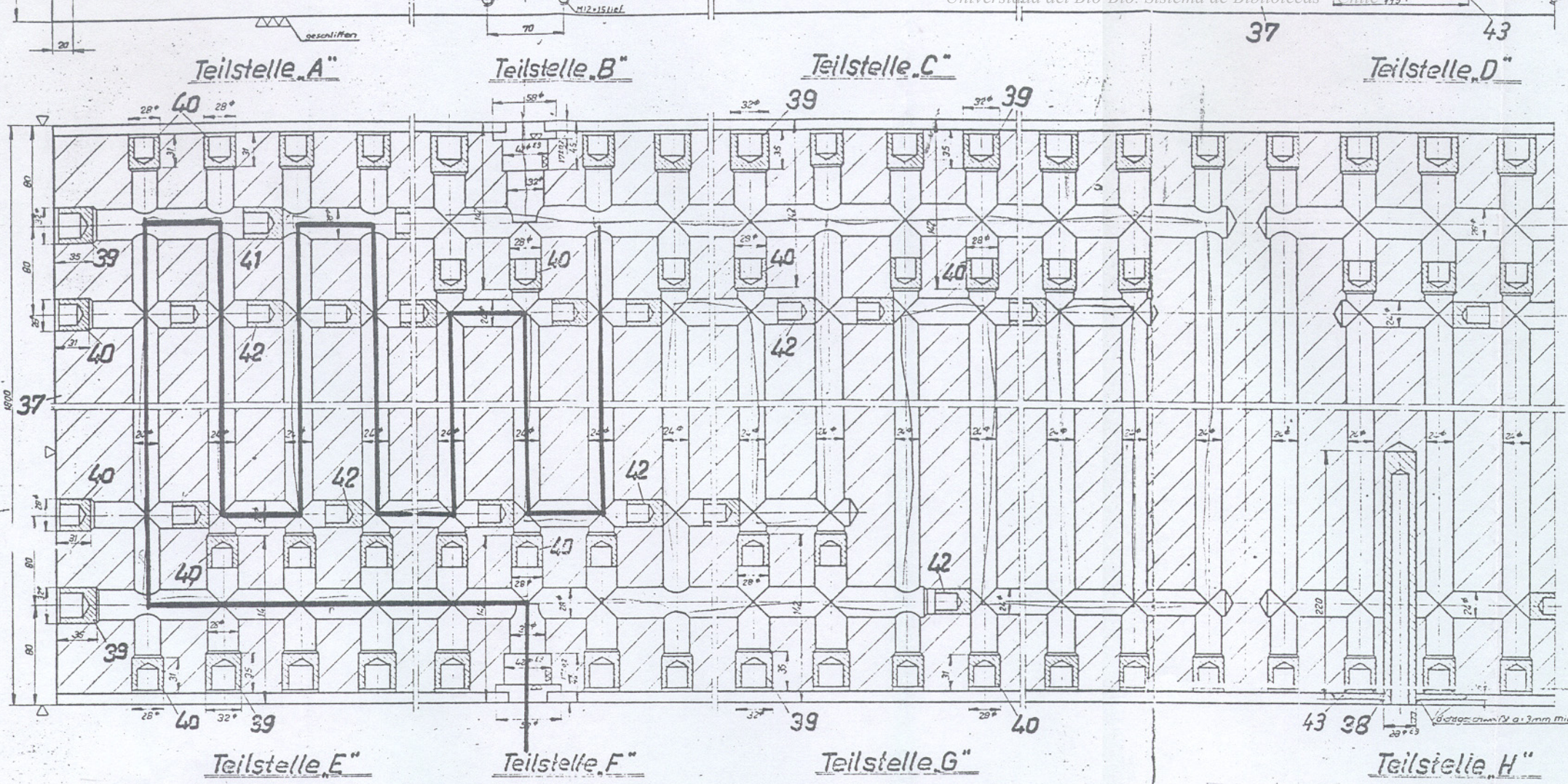
Evitar el flujo de aire directo bajo la plancha, colocando algún sistema difusor, para reducir el impacto de corrientes convectivas.

Debe estudiarse la disposición de las guías de madera de alta densidad, seleccionándose de distintas durezas en función de la dureza de la plancha y la carga aplicada, incluso, en algunos

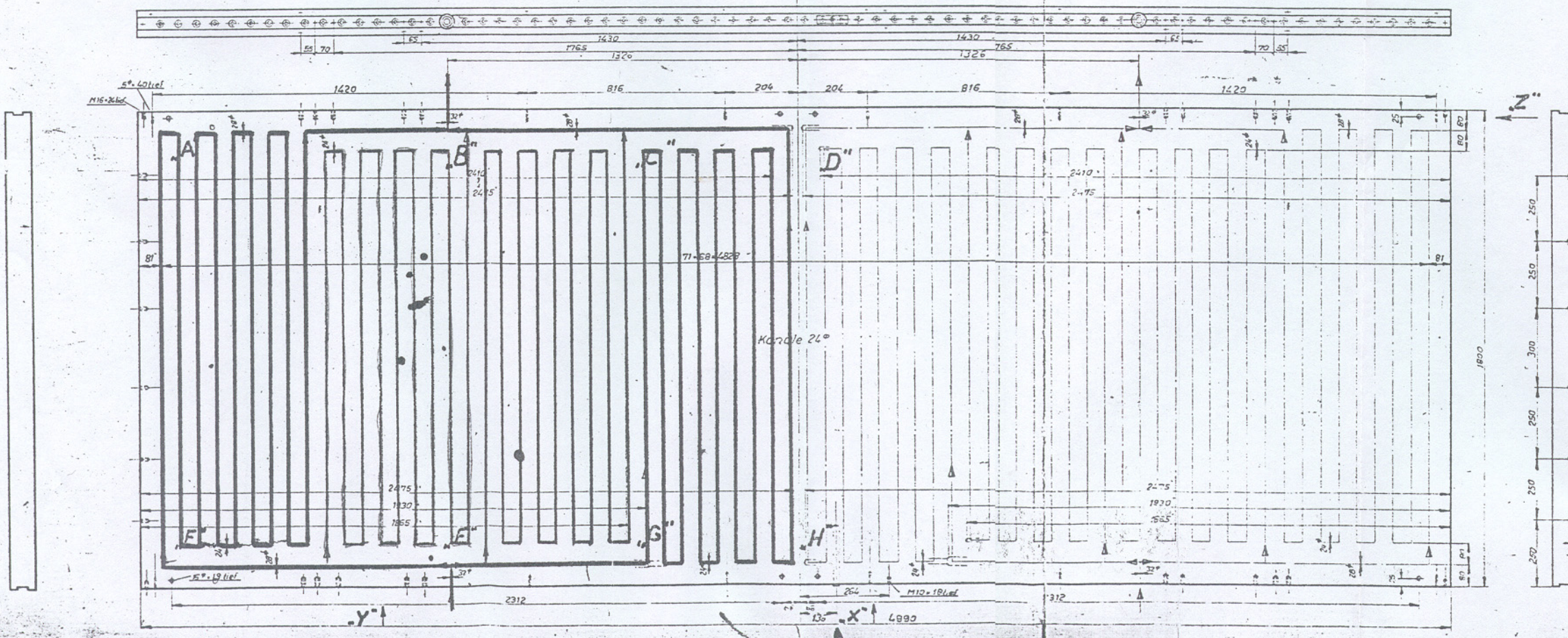
RECOMENDACIONES

sectores, debe estudiarse la disposición de mesa de polines de material sintético.

ANEXO



Probedruck 30 atü
erst nach Anschweißen
aller Teile durchführen



Heizplatte		433280													
50															
49															
48															
47															
46															
45															
44															
43	1 Bl	5-38x115	5:27 02 0,2												
42	78 Sperrstopfen	24 -	5x-223 1:0240 0,07 5-												
41	8 Sperrstopfen	28 -	5x-523 1:0280 0,05 0,7												
40	148 Verschlussstopfen	24 -	5x-4572 1:05240 0,09 4,7												
39	96 Verschlussstopfen	28 -	5x-4572 1:05280 0,14 14-												
38	1 Büchse	A	5x-2318 1:14940 0,8												
37	1 Bl	100x1800x4990	7:5750-2 650q v.6,29												
36	Heizplatte	bestehend aus den Zus. 37-42													
<table border="1"> <tr> <th>Zeichnung</th> <th>Benennung</th> <th>Größe</th> <th>Blatt</th> <th>Einzel- Gewicht</th> <th>Gesamt- Gewicht</th> </tr> <tr> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td>6525,00 2x730</td> </tr> </table>				Zeichnung	Benennung	Größe	Blatt	Einzel- Gewicht	Gesamt- Gewicht						6525,00 2x730
Zeichnung	Benennung	Größe	Blatt	Einzel- Gewicht	Gesamt- Gewicht										
					6525,00 2x730										
A006.04.00 2x		Siemens													
Mittlere Heizplatte		433280/34													
78,73 3.9.73		126.60													
Angewandte		210 721 26-50													

BIBLIOGRAFÍA

BIBLIOGRAFÍA

Item	Autor	Nombre
1.	ASME	<i>"Copper and Copper Alloys"</i>
2.	ASTM	<i>"Standard Specification for Brass Plate, Sheet, Strip, and rolled bar ASTM B36-61"</i>
3.	ASTM	<i>"Copper-Nickel-Zinc Alloy and Copper-Nickel alloy plate, sheet, strip and rolled bar" ASTM B122-66</i>
4.	Edwards, J.	<i>"The Mode of Solidification of Copper-Base Alloys". AFS Trans. Vol 66-44, p. 680-689</i>

- | Item | Autor | Nombre |
|------|-----------------|--|
| 5. | Smith, William | <i>"Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales", 3^{ra} ed. McGraw-Hill/INTERAMERICANA DE ESPAÑA, S. A. U. 1998.</i> |
| 6. | Zienkiewicz, C. | <i>"El Método de los Elementos Finitos" Editorial Reverté, S. A., 1980</i> |