MARIA DOROTEIA ALBERGARIA AIRES PEREIRA

COMPORTAMENTO Á FADIGA TÉRMICA DE MATERIAIS PARA COQUILHAS DESTINADAS AO FABRICO DE FERROS FUNDIDOS

FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO
1992

BIBLIOTECA
E.E.

Comportamento à fadiga térmica de materiais para coquilhas, destinadas ao fabrico de ferros fundidos

DEMEGI-FEUP
03939

Tese de Mestrado

Maria Doroteia Velhote Soares de Albergaria Aires Pereira

Engenheira Metalúrgica

Departamento de Engenharia Mecânica

F.E.U.P.

FEUP
DEP ENG MEC
Y206 | 30/10/92 | 2690
BIBLIOTECA

669(043)/PER m/COM

...ERSIDADE DO P...TO
Faculdade de Engenharia
BIBLIOTECA
N.º 41417
669(043)
05/08/19 99

Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Departamento de Engenharia Mecânica

Este Trabalho diz respeito à tese de mestrado de Maria Doroteia Velhote Soares de Albergaria Aires Pereira para a obtenção do grau de Mestre em Materiais e Processos de Fabrico

Supervisão:

António Barbedo de Magalhães
(Professor Catedrático)

Julho 1992

INDICE

1 - Objectivos 1

2 - Sumário 2

3 - Conceitos teóricos sobre coquilhas metálicas e transferência de calor 3

3.1 - Vazamento em coquilha 5

3.2 - Comportamento térmico das coquilhas metálicas 7

3.3 - Distribuição da temperatura e fluxo de calor 9

3.3.1 - Cálculo da distribuição de temperaturas 13

3.3.2 - Temperatura à superificie da coquilha 15

3.3.3 - Calor absorvido pela coquilha 16

3.4 - Principais factores que afectam o comportamento térmico das coquilhas 18

3.4.1 - Geometria da interface 18

3.4.2 - Temperatura da coquilha 19

3.4.3 - Material da coquilha 22

3.4.4 - Material do fundido 25

3.4.5 - Formação do "Air-gap" 27

3.4.6 - Temperatura da interface 29

3.4.7 - Presença de revestimentos 33

4 - Conceitos teóricos gerais sobre fadiga térmica 38

4.1 - Introdução 38

4.2 - Definição de fadiga térmica 40

4.3 - Mecanismos de deterioração 42

4.4 - Degradação de coquilhas metálicas 46

4.5 - Factores que controlam a resistência à fadiga térmica 47

4.5.1 - Factores físicos e mecânicos 48

4.5.2 - Factores metalúrgicos e ambientais 53

4.6 - Tensões térmicas e ciclos térmicos 56

4.7 - Distorções 60

5 - Considerações teóricas sobre os materiais ensaiados 62

5.1 - Ligas de alumínio 62

5.1.1 - Ligas de alumínio-silício 63

5.1.2 - Ligas de alumínio-cobre 66

5.2 - Ligas de cobre 69

5.2.1 - Ligas de cobre-crómio 70

5.2.2 - Ligas de cobre-zircónio 72

5.2.3 - Ligas de cobre-níquel 73

5.2.4 - Ligas de cobre-crómio-zircónio 74

5.2.5 - Ligas de cobre-níquel, silício e crómio 76

5.3 - Ferros fundidos nodulares 77

5.3.1 - Propriedades a altas temperaturas 80

5.3.2 - Propriedades físicas 87

6 - Metodologia de execução dos ensaios 91

6.1 - Os materiais ensaiados e suas caracteristicas 91

6.2 - Preparação das amostras para ensaio 92

6.3 - Ensaios de planeza 94

6.3.1 - Introdução 94

6.3.2 - Execução do método 95

6.4 - Ensaios de fadiga térmica 98

6.4.1 - Introdução 98

6.4.2 - Ciclos térmicos 100

6.4.3 - Condições de ensaio 101

6.4.4 - Equipamento utilizado 101

6.4.5 - Ensaios de fadiga térmica com amostras instrumentadas 106

6.4.6 - Termografia - Distribuição da temperatura à superificie 106

6.5 - Ensaios metalográficos 113

6.5.1 - Introdução 113

6.5.2 - Descrição do método 113

6.6 - Ensaios de dureza 128

7 - Conclusões 129

Anexo 1 134

Anexo 2 170

Anexo 3 189

Ao meu marido.

Com muito carinho e gratidão pelo
sucesso deste trabalho

À minha Mãe
À Jany.

AGRADECIMENTOS

F.E.U.P

- Ao Professor Dr.António Barbedo de Magalhães pela supervisão exercida ao longo de todo este trabalho.

- Ao Professor Dr.Viriato Teixeira Abreu Antunes pelas facilidades concedidas quando da frequência do curso de Materiais e Processos Tecnológicos.

- Ao amigo e colega Eng.Rui Neto pela sua colaboração, na obtenção das fotomicrografias coloridas.

- Aos engenheiros Ricardo Paiva, Miguel Bandeira e Francisco Perdigão pelo apoio recebido na recolha e tratamento de dados relativos aos ciclos térmicos, assim como nas manipulações com o termógrafo.

- Ao Sr.Franco, um muito obrigado pelo trabalho fotográfico relativo à termografia.

C.A.T.I.M

- Aos amigos Eng^{os}. Manuel Ferreira Teixeira e Carlos de Sousa, pelas facilidades concedidas na utilização do equipamento do CATIM, e pela grande simpatia, disponibilidade e incentivos transmitidos.

- Ao Eng. T. Júlio Sousa, pela sua franca colaboração na realização dos ensaios de planeza .

C.F.U.C.

- Ao Professor Dr.Morão Dias, por me ter recebido e aconselhado no inicio deste trabalho.

C.I.F.

- Ao amigo e colega Eng. Nuno Figueiredo que proporcionou os "meios" necessários à realização das operações de maquinagem e soldadura das amostras a ensaiar, e ainda sua preciosa ajuda na filmagem dos ensaios de fadiga térmica.

C.F.U.P.

- Ao Sr. Carlos Torres, do departamento de fisica, o meu reconhecimento pela sua colaboração no fabrico e soldadura dos termopares nas placas instrumentadas.

OLIVA

- Aos colegas Engos. Rui Andrez e José de Sousa pelo fabrico e oferta das placas em ferro fundido nodular perlitico.

AMPCO METAL

- Ao Sr. Angelino Coimbra e Eng. Luis Bento pela amável oferta das amostras em cobre-crómio, assim como alguma bibliografia relacionada com ligas de cobre.

SECCA

- Aos colegas e amigos Engos Costa e Silva e Martins de Carvalho, pelas facilidades concedidas na realização das operações de furação e roscagem das amostras e ensaiar.

BROWNING VIANA

- À Eng. T. Vera Lúcia, pela sua disponibilidade aquando da anodização das ligas de alumínio.

CATELIMA

- À Sr. D. Marina Gonçalves pela abertura de caminhos que permitiram a realização do tratamento de anodização das ligas de alumínio.

EUROFER

- À Eng. Carmen Lobo, que me facultou o acesso a bibliografia especifica.

LNETI

- Às Engas. Manuela Oliveira e Helena Carvalho pela sua ajuda na aquisição de bibliografia especializada.

P.S.A. - ETUDES ET RECHERCHES - FRANCE

- Ao Monsieur Martine Legauche pelo amável envio de bibliografia, imanada de uma base de dados pertencente ao C.T.I.F.

I.S.E.P.

- Aos conselhos Cientifico e Directivo do I.S.E.P. por todas as facilidades concedidas.

- Ao Sr. Domingos das oficinas de Serralharia, pelo empenho nas operações de fresagem das placas de ensaio.

- Á Técnica de Primeira Sr. D. Marilia Lima que facultou a utilização do aparelho de medir espessuras.

- A todos os colegas, que de alguma forma deram o seu contributo para que este trabalho fosse possivel.

A todos aqueles que nos bons e nos maus momentos, muito me incentivaram a chegar ao fim.

Lista de Símbolos e Abreviaturas

K	- condutibilidade térmica
ρ	- densidade
Cp	- calor específico
T_M	- temperatura de fusão
$K \cdot Cp / \rho$	- difusividade térmica
$\sqrt{\rho\ Cp}$	- difusividade calorifica
H	- calor de fusão
T_S	- temperatura imaginária da interface
T_R	- temperatura inicial da coquilha
$\beta = c / 2\sqrt{\alpha\ \theta}$	
c	- distância desde a superficie do fundido até à interface sólido liquído
θ	- tempo
T_{SC}	- temperatura da superficie do fundido
T_{SM}	- temperatura superificial da coquilha
h	- resistência da interface
E	- módulo de elasticidade
α	- coeficiente de dilatação térmica
UNS	- Unified Numbering System
A.S.T.M.	- American Society for Testing Materials
ε	- alongamento à ruptura
ΔT	- diferença de temperatura
α_{th}	- tensão térmica
F	- factor de forma
ν	- coeficiente de Poisson
IACS	- International Annealed Copper Standars

1

Objectivos

Os objectivos imediatos deste trabalho fundamentaram-se na realização de uma série de ensaios num conjunto de materiais metálicos eventualmente utilizados no fabrico de coquilhas a fim de avaliar as suas capacidades de resistência à fadiga térmica.

Os materiais foram ensaiados em condições o mais idênticas possivel, no sentido de permitir estabelecer entre eles uma análise comparativa dos resultados obtidos.

Os objectivos a médio prazo são uma intenção e enorme desejo de abrir caminhos que conduzam a uma continuidade deste estudo.

Por falta de tempo e recursos, muitos aspectos ficaram contudo por explorar, não só no campo da investigação bibiliográfica, como no da investigação experimental própriamente dita.

2

Sumário

Todo este trabalho foi desenvolvido por fases sucessivas, obedecendo à ordem cronológica de realização a seguir descrita.

1°- Como ponto de partida foi definido que os materiais metálicos ensaiados se destinariam ao fabrico de coquilhas eventualmente utilizadas na produção de ferros fundidos nodulares.

2°- Foi realizado uma pesquisa bibliográfica, no sentido de seleccionar os msteriais metálicos mais adequados ao fabrico das referidas moldações metálicas.

3°- Condicionados pelas disponibilidades económicas e de mercado, iniciou-se a fase de aquisição dos materiais préviamente seleccionados (alguns dos quais gentilmente oferecidos por empresas do ramo metalúrgico) e referenciadas no quadro a seguir indicado.

Referência	Designação	Estado	Caracteristicas
1 - F.N.F.	Ferro Nodular Ferrítico	Bruto de vazamento	ver 6.1
2 - F.N.P.	Ferro Nodular Perlítico	" " "	" 6.1
3 - Al Si	Alumínio - Silicio	" " "	" 6.1
4 - Al Cu	Alumínio - Cobre	" " e Trat.Term.	" 6.1
5 - Cu Cr	Cobre - Crómio	Forjado e Trat.Term.	" 6.1
6 - Cu Ni	Cobre - Niquel	Forjado e Trat.Term.	" 6.1

Quadro 2.A

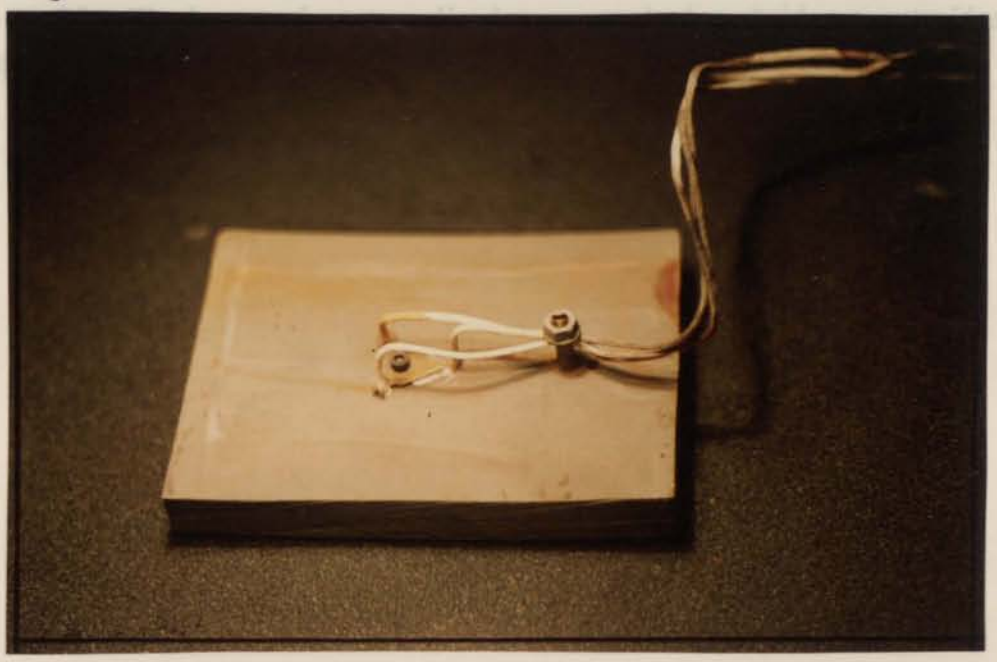
4° - Preparam-se com cada um destes materiais placas paralelipipédicas com dimensões aproximadamente iguais a (130 x 90 x 20 mm).

Todas elas foram fresadas nas duas faces maiores e ainda furadas e roscadas superiormente, para fixação à máquina de ensaios de fadiga, de acordo com a fig.2.1, a seguir:

Fotog.2.1 - Peça fresada e roscada na extremidade superior

5° - As placas em alumínio (devido ao seu ponto baixo de fusão), foram previamente anodizadas. A espessura da camada anodizada variou entre os 10 a 30 μ .

6° - Uma placa de cada um dos materiais 1,2,3,4 e 5 foram instrumentadas com termopares de "CHROMEL/ALUMEL", situados a diferentes profundidades ao longo da espessura, conforme se pode ver na fig. 2.2 a seguir:



Fotog.2.2 - Placa instrumentada (já ensaiada) com termopares "CHROMEL-ALUMEL"

7° - As amostras assim preparadas foram submetidas aos seguintes ensaios:

- Ensaio de planeza pré-ensaio de fadiga.
- Ensaio metalográfico pré-ensaio de fadiga.
- Ensaio de dureza Pré-ensaio de fadiga.
- Ensaio de fadiga térmica com amostras instrumentadas para determinar ciclos térmicos .
- Ensaio de fadiga térmica com amostras não instrumentadas.
- Ensaio de planeza após-ensaio de fadiga .
- Ensaio metalográfico após-ensaio de fadiga .
- Ensaio de dureza após-ensaio de fadiga .

8° - Procedeu-se à filmagem dos ensaios de fadiga térmica, sobre as amostras instrumentadas para melhor exemplificar e realçar as várias fases de ensaio.

9° - Finalmente foram analisados os resultados obtidos e extraídas as respectivas conclusões.

3

Conceitos Teóricos Sobre: Coquilhas Metálicas e Transferência de Calor

3.1 - VAZAMENTO EM COQUILHA

A produção de ferros fundidos cinzentos vazados em coquilha tem sofrido uma rápida evolução nos últimos anos [1].

A comprovação deste facto reside no grande número de vantagens deste processo comparativamente com os métodos tradicionais de moldação em areia.

Algumas das vantagens mais significativas incluem:

- Utilização repetida da mesma moldação
- Elevada velocidade de produção
- Superior acabamento superficial
- Superiores propriedades mecânicas
- Melhores condições de limpeza

Não obstante estas vantagens, o vazamento em coquilha de ferros fundidos cinzentos comparativamente com as ligas leves, como por exemplo o alumínio, tem algumas limitações.

- Altas gamas operatórias de temperatura
- Comportamento mais complexo associado à solidificação dos ferros fundidos

Assim as altas temperaturas operatórias têm um efeito adverso sobre a vida das coquilhas. Para aumentar a vida das mesmas, deverá ser feita uma boa selecção dos materiais, usar revestimentos apropriados, estudar o "design" adequado da coquilha, pois que o seu comportamento térmico é influênciado, por um grande número de variáveis do processo a que faremos referência mais à frente.

Verifica-se também que a temperatura da interface metal-moldação atingida nos estágios iniciais da solidificação é um factor decisivo no comportamento à fadiga térmica.

Igualmente importante é a temperatura da interface nos últimos estágios de solidificação, especialmente no que diz respeito às tensões térmicas, pois que o fundido é rapidamente extraído após solidificação e a face da coquilha é rapidamente arrefecida para ser iniciado um novo ciclo.

De notar ainda que o tempo de formação do "air-gap"(*) dá-nos indicações do tempo de contacto entre coquilha e o metal o qual por sua vez influência a temperatura atingida na interface.

Assim se confirma que no vazamento em coquilha o comportamento associado à solidificação do fundido é extremamente complexo e fortemente sensível à composição da liga, tratamento do banho, velocidade de arrefecimento e tratamento térmico.

Uma previsão da estrutura e propriedades do produto final é realmente difícil de alcançar na ausência de dados sobre a influência destas variáveis.

Por outro lado é fácil constatar que a velocidade de arrefecimento, também depende de outras variáveis do processo tais como tamanho e forma do fundido, dimensões da coquilha, espessura do revestimento, temperatura da coquilha e temperatura de vazamento.

A "relação de volumes" (volume da coquilha/volume do fundido) é igualmente um parâmetro fundamental na determinação do comportamento térmico das coquilhas metálicas.

Todos os aspectos térmicos considerados tais como, temperatura da interface antes da formação do "air-gap" e durante os últimos estágios da solidificação, tempo de formação do "air-gap" e calor absorvido pela coquilha no final da solidificação, diminuem gradualmente com o aumento da "relação de volumes", mas este decréscimo não é significativo para além de um dado valor desta relação, conforme iremos ver mais adiante.

(*) - Bolha de ar formada após vazamento, na interface metal-moldação.

3.2 - COMPORTAMENTO TÉRMICO DAS COQUILHAS METÁLICAS

Após vazamento, a solidificação de um metal é rápida, observando-se drásticas variações de temperatura através da mesma. Consequentemente o estudo matemático do fluxo de calor é muito útil porque permite compreender o que se passa com as coqulhas metálicas durante a operação de vazamento [2].

A análise do fluxo de calor através das moldações metálicas é mais dificil de avaliar do que no caso das moldações em areia.

Assim as soluções matemáticas são mais complexas porque, quer o tipo de metal vazado, a interface metal-moldação, quer o próprio material da coquilha, podem contribuir significativamente para restringir o fluxo de calor.

A geometria da coquilha é igualmente importante porque além de influenciar a relação entre volumes e áreas também influencia a resistência da interface.

As propriedades fisicas mais importantes dos materiais que entram no fabrico da coquilha são:

- Condutibilidade térmica **K**
- Densidade ρ
- Calor específico **Cp**

Difusividade térmica α que mede a rapidez com que o calor é transmitido através da coquilha.

$$\alpha = \frac{k}{\rho} Cp \left(\frac{ft^2}{hr} \right)$$

Difusividade calorífica que mede a capacidade do material para absorver calor e que se exprime mateméticamente por:

$$\sqrt{K\ \rho\ Cp}\ (Btu / hr^{\frac{1}{2}}\ ft^2\ ^oF)$$

O quadro a seguir dá um exemplo comparativo entre uma coquilha em ferro fundido cinzento e outra em cobre:

Material	Dif.Térmica	Dif.Calorífica
Ferro cinzento	0.40	44.4
Cobre	4.00	109.0

Assim poderá concluir-se que as coquilhas em cobre possuem uma maior capacidade para transmitir calor do que as de ferro fundido cinzento, bem como maior capacidade para absorver calor do metal durante a sua solidificação.

Não obstante estas superiores qualidades, é necessário não esquecer os aspectos económicos, pois que as coquilhas em cobre ou suas ligas, são significativamente mais caras do que as de ferro fundido ou ligas de alumínio.

3.3 - DISTRIBUIÇÃO DA TEMPERATURA E FLUXO DE CALOR

Charles C. Reynolds [2] estudou a distribuição de temperatura e fluxo de calor através de uma coquilha maciça em ferro fundido cinzento, durante a solidificação de uma placa plana em ferro nodular. Ver Fig. 3.1 a seguir.

Para este estudo recorreu às equações diferenciais de Fourrier, para a condução de calor.

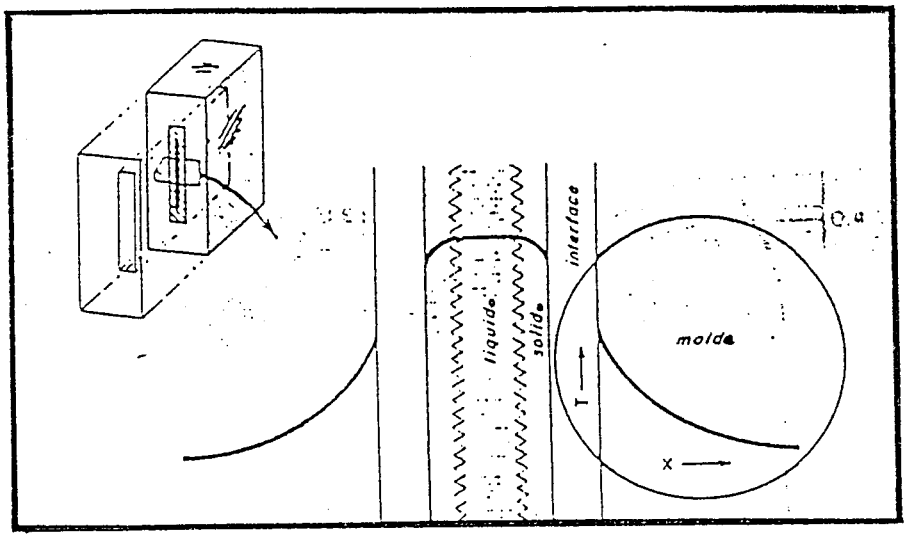


Fig. 3.1 - Região da coquilha onde se evidencia a distribuição típica de temperaturas

A coquilha foi revestida com carbono amorfo, a resistência da interface foi de h = 300 BTU/hrft^2°F e a temperatura inicial da coquilha "T_R" correspondeu à temperatura ambiente.

A distribuição de temperatura foi calculada em três etapas:

1° Determinou uma temperatura imaginária constante "Ts" da interface a partir de propriedades físicas conhecidas:

$$(T_M - T_R) \cdot \frac{C'p}{H}$$

T_M - temperatura de fusão (°F)
C´p - calor especifico do metal vazado
H - calor de Fusão BTU/lb

$$\sqrt{\frac{K'\rho'C'p}{K\,\rho\,Cp}}$$

K´ - condutibilidade térmica do metal vazado
ρ' - densidade do metal vazado lb/ft²
K - condutibilidade térmica do material da coquilha
Cp - calor específico do material da coquilha
ρ - densidade do metal da coquilha

e do ábaco da fig. 3.2 a seguir indicada.

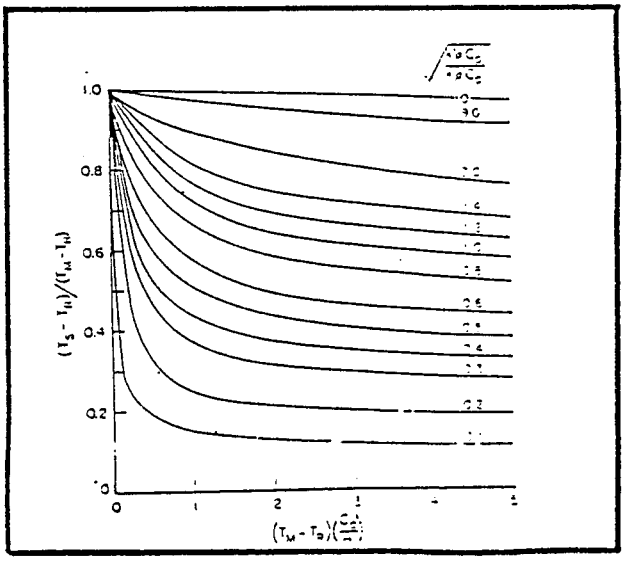


Fig.3.2 - Temperatura relativa da interface metal-moldação para diferentes metais, vazados em coquilhas de diversos materiais

O ábaco foi construido por Adams [2] que calculou β à base de tentativas a partir de:

$$(T_M - T_R)\frac{C'_P}{H} = \sqrt{\pi}\,\beta \exp\beta\,(\operatorname{erf}\beta + \sqrt{\frac{K\rho' C'_P}{K\rho\, C_P}})$$

e determinou Ts a partir de:

$$(T_M - T_S)\frac{C'_P}{H} = \sqrt{\pi}\,\beta \exp\beta^2\,(\operatorname{erf}\beta)$$

em que:

$$\beta = \frac{c}{2\sqrt{\alpha\,\theta}}$$

c = distância desde a superficie do fundido até à interface sólido-liquido (ft)

θ = tempo em horas

2º Determinou a porção "h" da resistência total "$\bar{h}$" da interface metal-moldação existente no lado da coquilha à temperatura "Ts" a partir de:

$$h = \bar{h}\,(1+\sqrt{\frac{K\rho\, C_P}{K\rho' C'_P}})$$

Agora o problema da superficie da coquilha, sendo uma variável da temperatura da superficie do fundido "Ts_c", é transformado noutro, em que a coquilha é efectivamente influenciada, por uma fonte de calor a temperatura constante "Ts".

3º Calculou a temperatura desejada "T", a uma distância "x" da interface metal-moldação, e num tempo "θ ", a partir da fig. 3.3, que é a solução gráfica da equação de "CARSLAW and JAEGER´S".

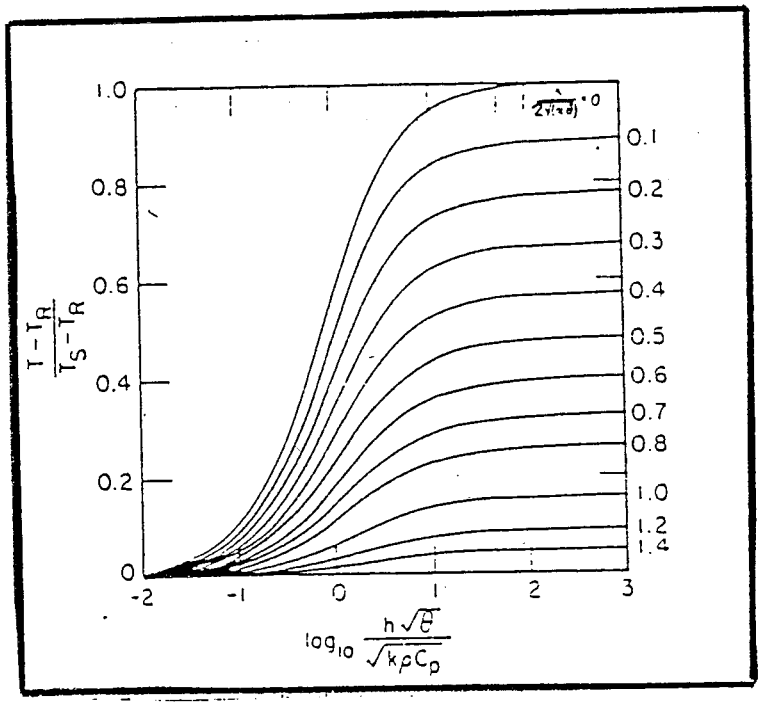


Fig. 3.3 - Distribuição da temperatura numa coquilha semi-infinita com uma dada resistência da interface.

$$\frac{T\text{-}Tr}{Ts\text{-}Tr} = \text{erfc}\ \frac{x}{2\sqrt{\alpha\,\theta}} - \exp\left(\frac{h\,x}{K} + \frac{h^2\,\alpha\,\theta}{K^2}\right) \text{erfc}\left(\frac{x}{2\sqrt{\alpha\,\theta}} + \frac{h\sqrt{\alpha\,\theta}}{K}\right)$$

Se a solução gráfica não for suficientemente correcta, poder-se-ão fazer os cálculos através de um computador digital.

3.3.1 - Cálculo da distribuição de temperaturas

A fig.3.4 representa a distribuição de temperaturas a partir da interface numa coquilha em ferro cinzento lamelar não revestida na qual foi vazado ferro nodular.

A resistência da interface foi de $\bar{h} = 1000$ BTU / hr ft^2 °F

Assim as temperaturas atingidas na coquilha foram de 790 °F, 963°F e 1080 °F, nos tempos de 2 seg., 8 seg. e 32 seg., tendo o calor penetrado aproximadamente 1/2", 1" e 2" respectivamente.

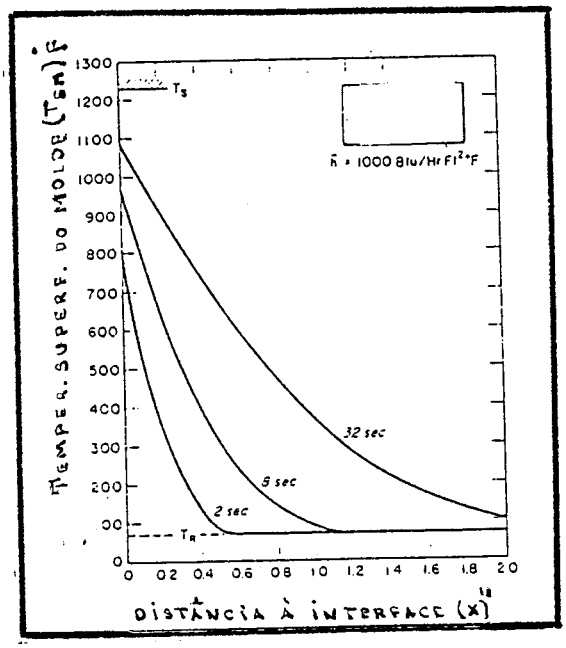


Fig.3.4 - Distribuição da temperatura numa coquilha em ferro cinzento lamelar não revestido na qual foi vazado ferro nodular.

Nos primeiros 2 seg. a temperatura da coquilha subiu para 400°C demorou 8 seg. a alcançar 520°C e atingiu uma temperatura de 587°C em 32 seg..

No caso do cobre e dado que é um material com melhores caracteristicas térmicas a situação é um pouco diferente conforme ilustra a fig. 3.5 a seguir.

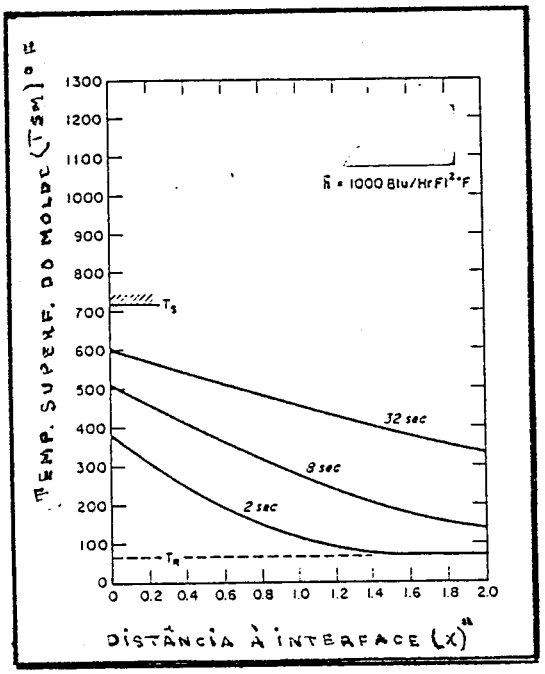


Fig.3.5 - Distribuição da temperatura numa coquilha em cobre, não revestida no qual foi vazado ferro nodular

Neste caso foi atingida uma temperatura de 320°C ao fim de 32 segundos.

Assim a distribuição da temperatura ao longo do tempo verificada nas coquilhas em ferro fundido e cobre é resumida no quadro 3.A a seguir:

Materiais \ Temperatura / Tempo		Temperatura atingida pela coquilha (°C)		
		2 seg.	8 seg.	32 seg.
Ferro Fundido Cinzento	Revestida com carbono amorfo	216	310	427
	Não revestida	400	520	587
Cobre	Não revestida	193	260	320

Quadro 3.A

Os materiais revestidos atingem temperaturas significativamente mais baixas, ou seja, contribuem para diminuir o fluxo de calor e reduzir os gradientes térmicos no interior da coquilha.

3.3.2 - Temperatura à superficie da coquilha

Ainda na sequência dos estudos efectuados por Charles C. Reynolds [2] as figuras 3.6 e 3.7 representam a variação contínua da temperatura à superficie das duas coquilhas em ferro fundido cinzento e cobre, respectivamente, sobre as quais foi vazado ferro fundido nodular.

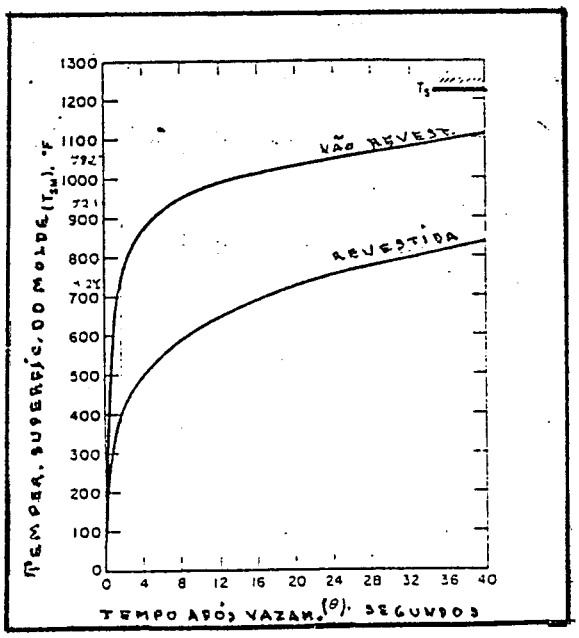


Fig.3.6 - Variação contínua da T à superficie da coquilha em ferro cinzento lamelar

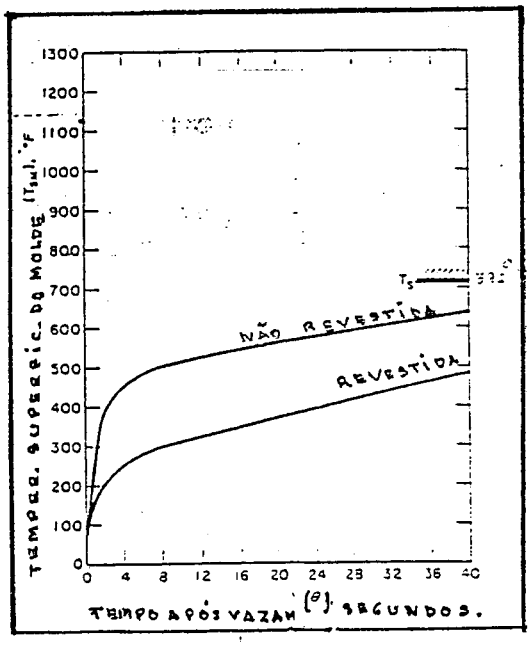


Fig.3.7 -Variação contínua da T à superficie da coquilha em cobre

A temperatura à superficie das coquilhas em ferro fundido cinzento lamelar não revestidas aumenta rapidamente nos primeiros 6 a 10 seg. aproximando-se de um máximo de 666°C (1230°F) que corresponde à temperatura Ts calculada anteriormente.

Assim:

Ts - Seria a temperatura máxima que instântaneamente atingiria a interface se não houvesse resistência da interface.

Este valor para os dois materiais foi de:

Ferro cinzento ⇒ 666 °C (1230 °F)
Cobre ⇒ 382 °C (725 °F)

Estas temperaturas poderão vir a ser uma ferramenta de trabalho muito importante na interpretação de eventuais ensaios práticos de fadiga térmica.

3.3.3 - Calor absorvido pela coquilha

A quantidade de calor absorvido pelo molde pode ser determinada:

- Quer através do calor especifico volumétrico médio (ρ x Cp) e a área por debaixo da curva de distribuição da temperatura.
- Quer pela integração do produto de condutibilidade térmica K, pelo gradiente de temperatura à superficie (inclinação da curva de distribuição da temperatura).

Para tempos curtos é mais aconselhável utilizar o primeiro método enquanto que para tempos longos, e para materiais de alta difusividade térmica é preferivel o segundo.

Ambos os métodos foram usados para determinar o calor absorvido pelas coquilhas em ferro fundido cinzento e cobre em função do tempo.

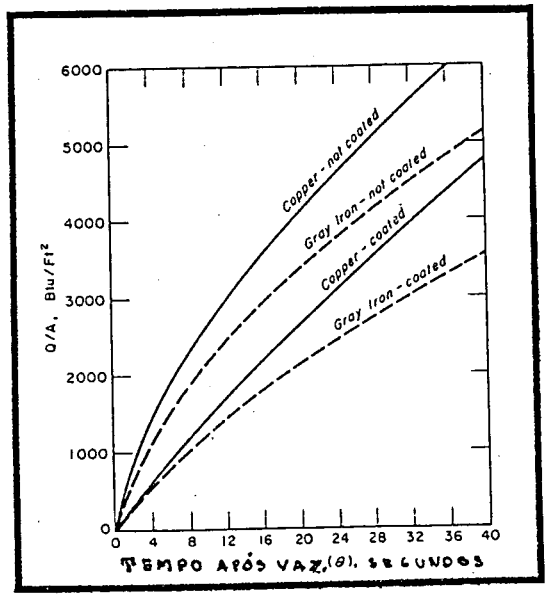


Fig.3.8 - Calor absorvido pelos moldes em ferro cinzento lamelar e cobre (revestidos e não revestidos) durante o vazamento do ferro nodular.

A partir da figura anterior podemos extrair as seguintes conclusões:

a) - As coquilhas removem muito rapidamente calor do fundido.

b) - A alta velocidade de remoção do calor estende-se por um tempo apreciável.

c) - O cobre remove calor mais rapidamente que o ferro fundido cinzento

d) - Os revestimentos são importantes no retardamento do fluxo de calor, e na redução dos gradientes térmicos respectivos.

Nota: - O autor deste artigo não especifica a composição dos materiais ensaiados. Assim sendo, desconhece-se o grau de pureza do cobre, o que se afigura muito importante na obtenção de conclusões, nomeadamente na comparação com outros materiais.

3.4 - PRINCIPAIS FACTORES QUE AFECTAM O COMPORTAMENTO TÉRMICO DAS COQUILHAS

Os principais factores que afectam o comportamento térmico das coquilhas podem ser resumidos em:

- Geometria da interface
- Temperatura da coquilha
- Material da coquilha
- Material do fundido
- Formação do "Air gap"
- Temperatura da interface
- Presença de revestimentos.

3.4.1 - Geometria da interface

Como se sabe a velocidade de solidificação de um fundido depende da velocidade à qual o calor é removido através da moldação. Por sua vez, o coeficiente de transferência de calor é usado para descrever o grau de resistência térmica da interface metal-moldação.

L.J.D. SULLY [5] fez um estudo relacionando o efeito do material e geometria do fundido com o coeficiente de transferência de calor na interface metal-moldação e verificou que a geometria é um factor de primordial importância.

A interface entre o fundido e a parede da coquilha possui propriedades variáveis com o tempo. Assim o coeficiente de transferência de calor, aumenta rapidamente até atingir um pico máximo e depois diminui quando o fundido deixa de estar em contacto com as paredes da coquilha. Condições geométricas que proporcionam um contacto intimo entre o fundido e a coquilha ao serem mantidas, evitam a queda do coeficiente de transferência de calor.

Investigações realizadas por M. N. Srinivasan e outros [6] sobre a extracção de calor de peças em alumínio (99.5% de Al) e liga de alumínio com 12% de Si, concluiram que para um dado material do molde (cobre) a velocidade de extracção de calor é máxima para peças em alumínio de forma

quadrada, média para peças rectangulares e mínima para peças cilindricas. Este decréscimo relativamente à forma quadrada é de 10% no caso das rectangulares e 40% no caso das cilindricas.

Concluiu também que:

- O tamanho do fundido não tem efeito apreciável sobre a velocidade de extracção de calor.

- Para um dado fundido em alumínio a velocidade média de extracção de calor é maior nas coquilhas em cobre do que nas de ferro fundido.

- Para um dado material da coquilha a velocidade média de extracção de calor é maior no alumínio com 99.5% de Al do que na liga de alumínio com 12% de Si.

3.4.2 - Temperatura da coquilha

No momento de vazamento da peça, verifica-se uma transferência de calor entre o metal vazado e a coquilha.

Assim, a temperatura do metal vazado diminui e a temperatura da coquilha aumenta.

Este fenómeno continua até ao momento em que a peça solidificada é retirada da coquilha. Subsequentemente, esta arrefece até ao vazamento seguinte.

Assim constata-se que na prática a temperatura da coquilha varia entre um mínimo e um máximo que convém manter durante o processo productivo.

A temperatura mínima do molde é escolhida em função do aspecto exterior da peça produzida e do tipo de estrutura que se deseja obter no estado bruto de vazamento.

A obtenção destas temperaturas depende fortemente do tempo de arrefecimento da coquilha.

A temperatura máxima que deverá ser limitada tanto quanto possivel, por razaóes inerentes à vida da coquilha é essencialmente função da temperatura de vazamento e do tempo de manutenção da peça no molde.

Para o caso concreto de uma coquilha em ferro cinzento lamelar destinada ao fabrico de ferros fundidos nodulares de matriz ferritica em bruto de vazamento e segundo os ensaios realizados por Silva Ribeiro [17], a temperatura mínima, da coquilha deverá variar entre 100-150°C para peças relativamente grossas e 200-300°C para peças finas.

Temperaturas inferiores conduzem ao aparecimento de cementite.

Constata-se que a manutenção da temperatura média da coquilha a um nivel constante, exige para cada vazamento o controle e a constância dos seguintes parâmetros:

- Temperatura de vazamento
- Tempo de manutençção da peça na coquilha
- Tempo de arrefecimento da coquilha

Na prática verifica-se que o tempo de arrefecimento, representa a maior fracção de ciclo total do processo.

M.S.RAMA e SRINIVASAN [1] dedicaram-se ao estudo do coomportamento térmico de coquilhas metálicas em ferro fundido de composição:

3.5% C; 3.2% Si; 0.55% Mn; 0.36% P; 0.042% S

durante o vazamento de ferro fundido com a seguinte composição:

3.45% C; 3.00% Si; 0.,60% Mn; 0.27% P; 0.09% S

Nota: - As coquilhas foram revestidas com silicato de sódio

Concluiram que o calor absorvido pelas coquilhas em diferentes intervalos de tempo durante a solidificação do fundido, aumenta com o aumento da temperatura da coquilha, das dimensões da peça a fundir, da espessura da parede da coquilha e da temperatura de vazamento.

A fig. 3.9 a seguir representa o calor absorvido pela coqulha em ferro fundido com 18.75mm de espessura, sendo a temperatura de vazamento da ordem dos 1350°C.

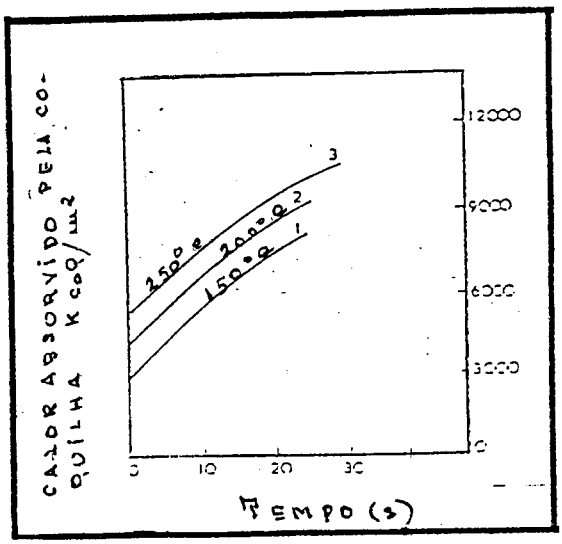


Fig. 3.9 - Calor absorvido em função do tempo para diferentes temperaturas da coquilha.

De acordo com a fig. 3.9:

- Curva 1 - coquilha a 150°C
- Curva 2 - coquilha a 200°C
- Curva 3 - coquilha a 250°C

O calor absorvido pela coquilha em qualquer instante de tempo aumenta com o aumento da temperatura final da coquilha.

3.4.3 - Material da coquilha

Os materiais que em serviço sofrem ciclos rápidos e repetidos de aquecimento e arrefecimento, estão sujeitos à formação de:

- Distorções
- Crazing (fissuras)
- Cracking (fendas)

Estes efeitos são causados por tensões térmicas, resultantes de expansões e contracções, motivadas por diferenças de temperatura no interior dos mesmos [26].

Fenómenos destes podem ainda ser agravados devido a oxidações internas ou externas, e ainda por alterações da estrutura da matriz associada com a exposição a altas temperaturas.

Daqui surge a necessidade de uma escolha criteriosa dos materiais destinados ao fabrico das coquilhas em conjugação com um "design" conveniente a fim de minimizar o risco de falha prematura.

Assim sendo, recomenda-se que [26] os materiais utilizados no fabrico de peças sujeitas a ciclos repetidos de aquecimentos e arrefecimentos tenham as seguintes propriedades:

- Elevada condutibilidade térmica
- Baixa expansão térmica
- Baixo módulo de elasticidade
- Elevada resistência à tracção
- Elevada condutibilidade
- Elevada resistência à fadiga

- Elevada resistência ao "inchamento" "scaling" e oxidação a temperaturas de serviço superiores a 500°C

É fácil concluir que é muito difícil um material poder à partida reunir simultâneamente todas estas propriedades.

A sua selecção deve ser baseado num compromisso entre a "resistência à distorção" e a resistência ao "cracking" ou ao "crazing", de forma a alcançar uma adequada vida em serviço, a custos aceitáveis.

Perante uma falha prematura podemos concluir que o compromisso escolhido não foi o mais conveniente.

Um grupo de cientistas da BCIRA [26] efectuaram estudos sobre ferros fundidos cinzentos com 3 tipo de grafite:

- Tipo 1 - grafite lamelar
- Tipo 2 - grafite compacta
- Tipo 3 - grafite nodular

cujas propriedades mecânicas e físicas estão referenciadas na tabela 3.B a seguir.

FORMA DA GRAFITE	LAMELAR	COMPACTA	NODULAR
Condutividade Térmica W/m °K	40 - 53	38 - 43	30 - 37
Expansão Térmica 10^{-6} / °K	10 - 12.5	10 - 12.5	10 - 12.5
Módulo de Elasticidade GN/ m^2	100 - 145	155 - 165	169 - 176
Resistência à tracção N/mm^2	150 - 400	365 - 460	370 - 800
Alongamento %	<1	1- 4.5	2 - 17
Resistência à Fadiga N/mm^2	68 - 152	178 - 208	186 - 304

Tabela 3.B - Propriedades mecânicas e físicas de ferros fundidos cinzentos não ligados

Desta tabela podemos tirar muito rapidamente as seguintes conclusões:

- A grafite lamelar possui a mais alta conductibilidade térmica, o menor módulo de elasticidade, a menor resitência à tracção e a mais baixa resistência à fadiga.

Os resultados deste estudo estão referenciados na fig. 3.10 a seguir:

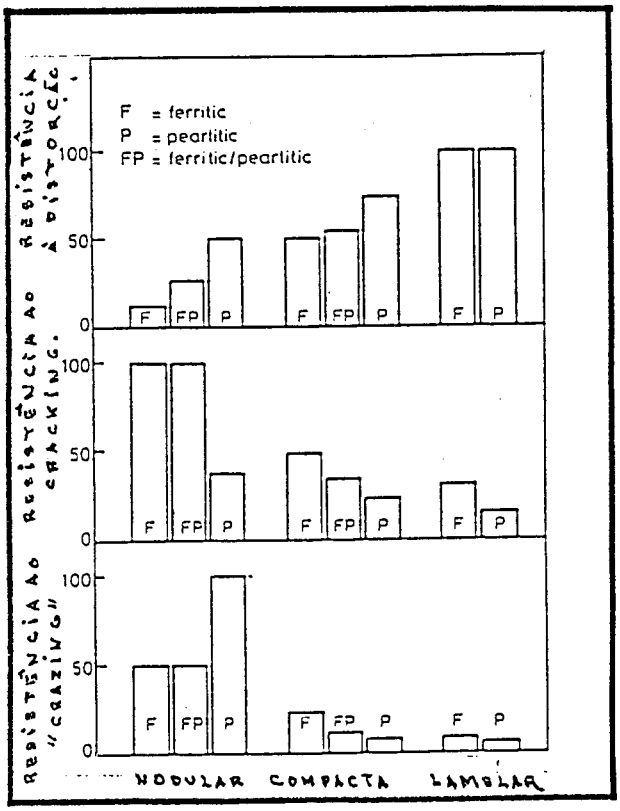


Fig. 3.10 - Caracteristicas dos três tipos de ferros fundidos cinzentos estudados

Concretamente no que diz respeito ao ferro fundido nodular:

O nodular ferrítico possui:

Baixa resistência à distorção
Boa resistência ao "cracking"
Razoável resistência ao "crazing".

O nodular perlítico possui:

Razoável resistência à distorção
Baixa resistência ao "cracking"
Elevada resistência ao "crazing"

C.W. THOMAS [28] concluiu através de estudos efectuados que a presença de pequenas quantidades de ferrite no nodular perlítico poderá melhorar a ductilidade do material e evitar o problema de súbita formação de "cracking" (fissuração).

Além disso, se no nodular ferritico, fizermos aumentar a sua condutibilidade térmica por abaixamento do teor em silício melhoramos a sua resistência à distorção.

3.4.4 - Material do fundido

As propriedades do metal fundido são um factor importante a ser considerado no estudo das transferências de calor e naturalmente da fadiga térmica.

As propriedades mais importantes são:

- Ponto de fusão
- Sobreaquecimento
- Calor de fusão (H)
- Condutibilidade térmica (K)

- Densidade (ρ)
- Calor específico (Cp)

A condutibilidade térmica e o ponto de fusão são as mais importantes. Além disso toda esta informação é usada no cálculo da temperatura da interface metal-moldação.

A fig. 3.11 a seguir compara as condutibilidades térmicas e pontos de fusão de alguns dos metais mais correntes [38].

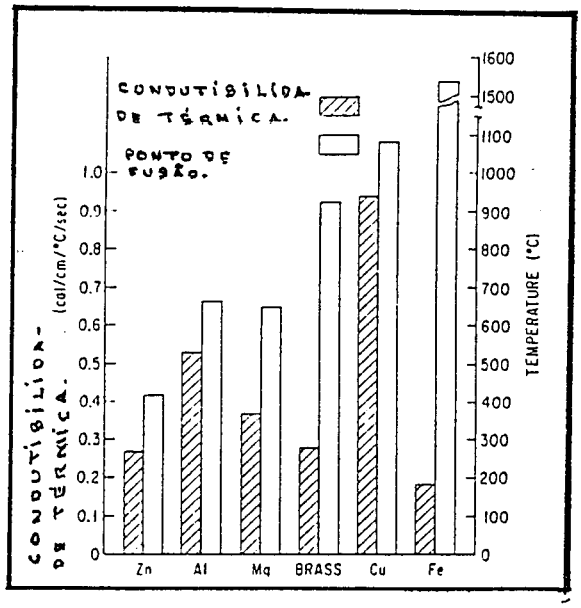


Fig. 3.11 - Condutibilidades térmicas e pontos de fusão de alguns metais

Foi demonstrado, usando como exemplo o cobre e o aço inox que a combinação de moderado ponto de fusão e alta condutibilidade térmica pode ter um efeito mais nefasto para o material da coquilha, do que apenas um alto ponto de fusão.

Melhor dizendo, a condutibilidade térmica do metal fundido tem uma forte influência sobre a vida da coquilha, no que diz respeito à fadiga térmica. O vazamento de metais de alta condutibilidade térmica diminui a vida à fadiga do material da coquilha.

3.4.5 - Formação de "Air gap"

Durante a solidificação do metal ou liga, a transferência de calor depende do estado da interface entre o fundido e a coquilha, tendo como factores mais importantes, a formação do "air-gap", assim como a temperatura da coquilha e a presença de revestimentos.

A formação do "air gap" que ocorre devido à expansão da coquilha e à contracção do fundido [15] é caracterizada pela formação de uma bolha de ar entre a coquilha e a primeira camada do metal solidificado.

Podemos dividir em 3 fases distintas o que acontece durante a solidificação de um metal, vazado por gravidade sobre uma coquilha metálica [16].

1ª FASE: - Quando o metal liquido entra em contacto com uma coquilha revestida o calor transferido é muito elevado.

2ª FASE: - Nos primeiros instantes da solidificação haverá provavelmente alguma redução na trasferência de calor, mas o metal ainda se mantem em contacto com as paredes da coquilha mesmo nas "zonas mais reentrantes".

3ª FASE: - A pelicula solidificada contrai deixando de existir contacto íntimo com as paredes da coquilha, e o callor transferido é drasticamente reduzido ver fig. 3.12.

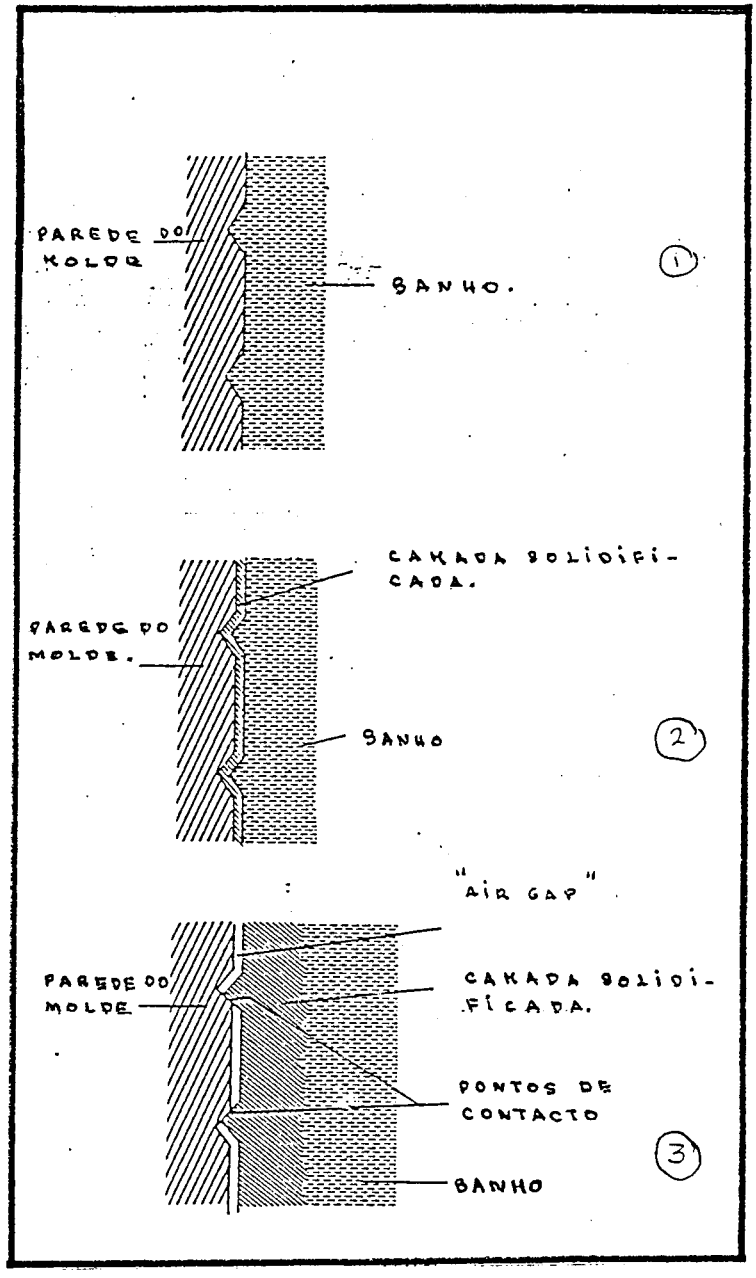


Fig. 3.12 - Representação esquemática da formação de "air-gap"

Assim a formação do "air-gap" é muito importante na determinação da velocidade de transferência de calor do fundido para a coquilha, após vazamento por gravidade.

Segundo RAMA PRASAD [1], o tempo de formação do "air-gap" dá-nos uma indicação de tempo de contacto entre a coquilha e o metal e a temperatura da interface atingida durante a formação do "air-gap" depende deste facto.

Assim sendo, estudos sobre a absorção de calor, poderão ser extraordinariamente úteis ao conhecimento da maneira como as coquilhas extraem calor do fundido, em diferentes instantes de tempo.

3.4.6 - Temperaturas da interface

V.PANCHANATHAN [15] estudou o comportamento térmico de coquilhas em ferro fundido e alumínio anodizado, após vazamento de alumínio (99.5%) e liga de alumínio com 12% de Si (não modificado) concluindo que:

a) Em geral o "air-gap" forma-se mais cedo nas coquilhas em ferro fundido do que nas de alumínio anodizado. Isto é devido à presença de uma camada anódica, na superficie da coquilha que actua como barreira térmica e evita momentâneamente a solidificação rápida. De facto o tempo de solidificação dos fundidos vazados em coquilha de alumínio anodizado é igual ou levemente superior, aos vazados em coquilha de ferro fundido, indicando que a camada anódica evita uma rápida solidificação embora a difusividade calorifica do alumínio, seja cerca de 1.25 vezes a dos ferros fundidos.

b) As temperaturas atingidas na interface são maiores nas coquilhas em alumínio do que nas de ferro fundido.

c) O tempo de solidificação de um fundido com uma dada espessura, não varia apreciavelmente, após ter ultrapassado uma "razão de áreas" aproximadamente igual a 2.5.

$$\text{Razão de áreas} = \frac{\text{Área da secção transversal da coquilha}}{\text{Área da secção transversal do fundido}}$$

No que diz respeito às temperaturas das interfaces obtidas para vários fundidos e diferentes espessuras das coquilhas, constatou-se o seguinte:

1- A temperatura da interface é consideravelmente menor que a temperatura de solidificação do metal vazado.

2 - Em geral, a temperatura da interface corresponde a um valor médio entre a temperatura de solidificação do metal e a temperatura inicial da coquilha.

3 - A temperatura da interface diminui com o aumento da capacidade calorifica e da condutibilidade térmica do material da coquilha.

4 - As curvas temperatura da interface - tempo de solidificação, são fortemente afectadas pela "razão de áreas".

As figuras 3.13, 3.14, 3.15 e 3.16, são curvas típicas de arrefecimento e variação de temperatura na interface, obtidas por vazamento do alumínio (99.5% de pureza) e liga de alumínio com 12% de Si (não modificado), em coquilhas com diferentes espessuras de parede (1/2", 3/4" e 1").

As três primeiras figuras dizem respeito ao arrefecimento de alumínio com 99.5% de pureza vazado a 720°C, e a última a fig. 3.16 corresponde à curva de arrefecimento de alumínio com 12% de Si vazado a 720°C.

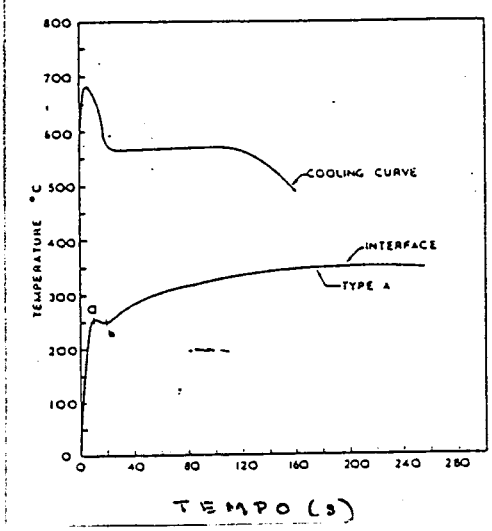


Fig.3.13 - Curva de arrefecimento e variação da temperatura da interface em coquilha de ferro fundido.
- Espessura da coquilha 1/2"
- Espessura do fundido 1"

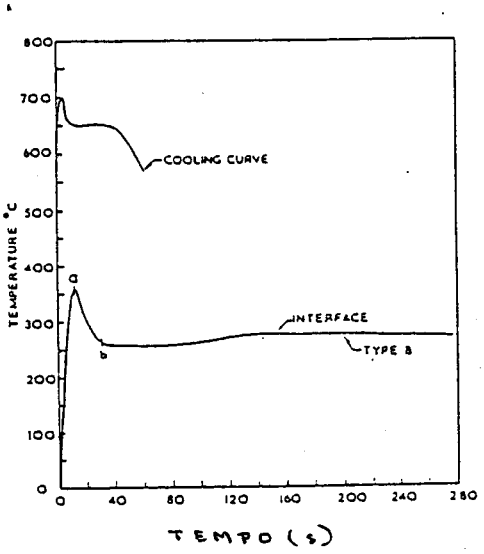


Fig.3.14 - Curva de arrefecimento e variação da temperatura da interface em coquilha de ferro fundido.
- Espessura da coquilha 3/4"
- Espessura do fundido 1"

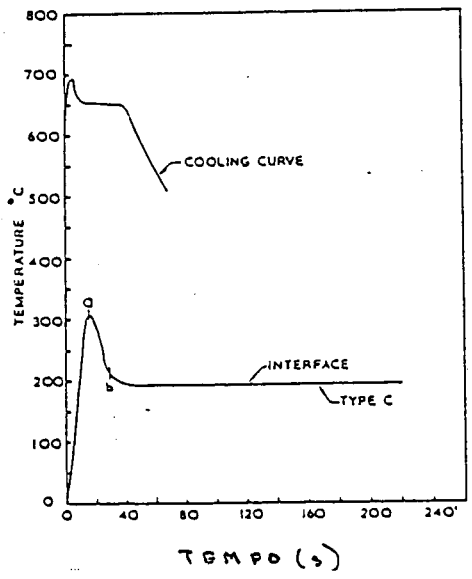


Fig.3.15 - Curva de arrefecimento e variação da temperatura da interface em coquilha de ferro fundido.
- Espessura da coquilha 1"
- Espessura do fundido 1"

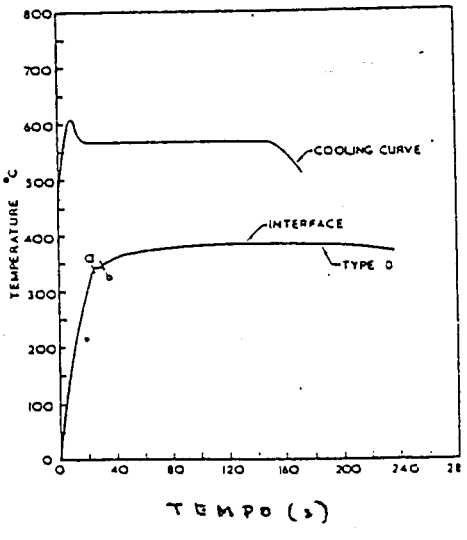


Fig.3.16 - Curva de arrefecimento e variação da temperatura da interface em coquilha de alumínio anodizado.
- Espessura da coquilha 3/4"
- Espessura do fundido 1 1/4"

5 - Quando esta relação é pequena, a coquilha aquece rapidamente aumentando a temperatura da interface.

6 - Quando esta relação é grande, a temperatura da interface atinge um máximo e após formação do "air-gap" diminui o fluxo de calor na coquilha e consequentemente a temperatura da interface.

7 - Para valores intermédios da "razão de áreas" a capacidade calorifica é suficiente para manter constante a temperatura da interface.

Outros trabalhos de investigação realizados por PANCHANATAN [19] e RAMESH [20] sobre o comportamento térmico das coquilhas e a influência da "razão de volume".

$$\text{"Razão de volumes"} = \frac{\text{Volume da coquilha}}{\text{Volume da peça}}$$

durante a solidificação de várias ligas, levaram a concluir o seguinte:

• Todos os aspectos de comportamento térmico já considerados, isto é,- temperatura da interface antes da formação do "air-gap" e durante os últimos estágios de solidificação - tempo de formação do "air-gap", e calor absorvido pela moldação no final da solidificação diminuem gradualmente à medida que aumenta a "razão de volume" [1], mas este decréscimo não é significativo para além de um determinado valor.

Segundo M.N. SRIVINASAN [41] a temperatura da interface antes da formação do "air-gap" é importante porque este nível de temperatura é responsável por tensões de compressão nas camadas superficiais das coquilhas, durante os estágios iniciais de solidificação. A fadiga térmica resultante pode originar rapidamente fissuras.

Por sua vez a temperatura da interface durante os últimos estágios de solidificação é também igualmente importante no caso das peças serem rapidamente ejectadas após solidificação e a coquilha ser consequentemente sujeita a rápidos arrefecimentos antes de realizar o ciclo seguinte.

3.4.7 - Presença de revestimentos

Conforme já anteriormente referido, a transferência de calor do fundido para a coquilha, depende do estado da interface metal-moldação, sendo um dos factores mais importantes a presença de revestimentos.

N. SESHADRI [47], realizou investigações sobre o efeito isolante dos revestimentos, durante a solidificação de peças, planas e cilindricas em duralumínio (Al - 4.5% Cu) sobre coquilhas metálicas em ferro fundido cinzento, tendo extraido as seguintes conclusões:

a) O tempo de solidificação de um dado fundido está relacionado com as dimensões do fundido segundo a fórmula:

$$t = k \left(\frac{V}{S_A}\right)^n$$

$\frac{V}{S_A}$ - Volume / área superficial do fundido

k e n - São constantes que dependem da forma do fundido, da espessura do revestimento e da espessura da parede da coquilha.

b) O tempo de solidificação de um dado fundido aumenta com a espessura do revestimento, mas tende a aproximar-se de um valor fixo quando a espessura ultrapassa um determinado valor.

c) Para um dado revestimento e espessura da coquilha, o efeito isolante do revestimento verifica-se em maior extensão em fundidos pequenos do que em fundidos grandes.

d) Para um dado fundido e espessura do revestimento o efeito isolante do revestimento verifica-se em maior extensão em coquilhas finas do que em coquilhas grossas.

e) Por aplicação do revestimento, a velocidade à qual a interface da coquilha é aquecida, é apreciavelmente reduzida.

f) Para um dado revestimento e espessura da parede da coquilha, o aumento do tempo de formação do "air-gap" comparado com as coquilhas não revestidas, é maior nos fundidos pequenos que nos fundidos grandes.

g) Para um dado fundido e espessura de revestimento, o aumento no tempo de formação do "air-gap" comparado com as coquilhas não revestidas, é maior nas coquilhas de paredes finas do que coquilhas de paredes grossas.

As figuras 3.17 e 3.18, a seguir relacionam a temperatura com o tempo de aquecimento das coquilhas, e o tempo de arrefecimento do metal.

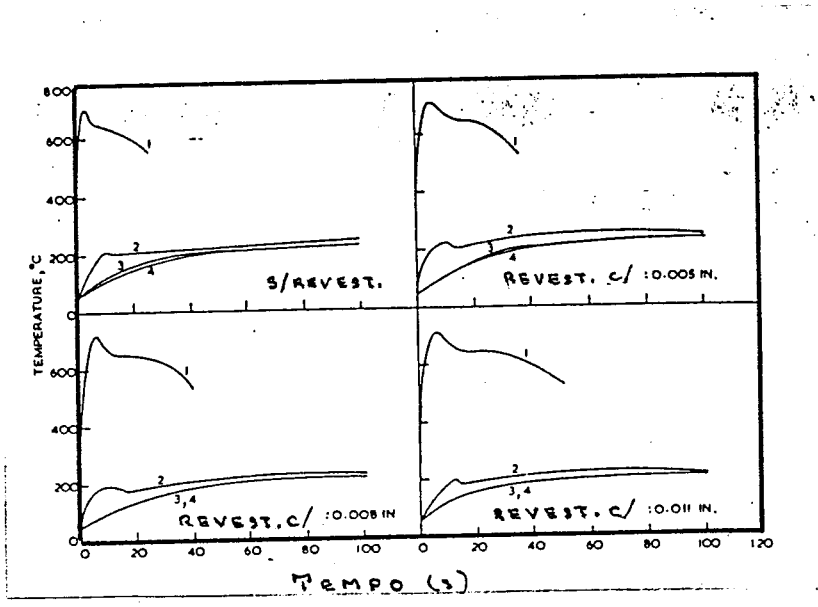


Fig.3.17 - Curvas tipicas de arrefecimento de peças planas, e de aquecimento das respectivas coquilhas.

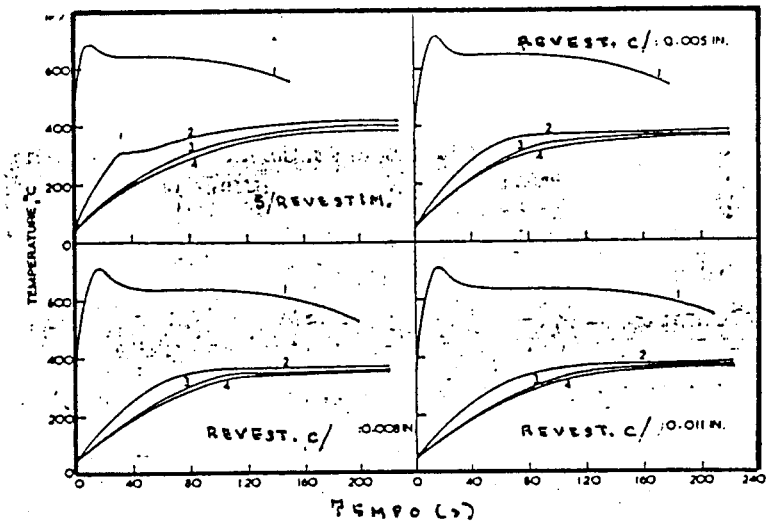


Fig. 3.18 - Curvas tipicas de arrefecimento de fundidos cilindricos e aquecimento da coquilha

Em que as curvas 1, 2, 3 e 4 representam:

1 - curva de arrefecimento
2 - Interface
3- Ponto-médio
4 - Superfície exterior

A análise destas figuras indica que o gradiente de temperatura através da secção transversal da coquilha e a velocidade de aumento de temperatura na superfície de trabalho (interface) (que são factores preponderantes na "falha das coquilhas"), diminuem por aplicação de revestimentos isolantes.

Aumentando a espessura do revestimento, os gradientes de temperaturas através da secção transversal da coquilha são reduzidos, e a superfície de trabalho da coquilha (interface) aquece mais lenta e uniformemente.

Poderá também observar-se que a queda em temperatura, no instante da formação do "air-gap", para um valor a partir da qual a coquilha de novo volta a aquecer, pode ser diminuida por aplicação de revestimentos, e tanto mais quanto maior a espessura do mesmo, resultando no abaixamento da fadiga térmica da coquilha.

No instante em que o metal quente é vazado numa coquilha "não revestida", a temperatura da superfície de trabalho (interface) aumenta rapidamente, enquanto que a superficie exterior, encontra-se praticamente à temperatura inicial, originando elevados gradientes térmicos através da secção transversal da coquilha.

De igual modo a queda de temperatura na interface no momento da formação do "air-gap" (após o que se inicia de novo o aquecimento) origina fadiga térmica.

Assim sendo, a aplicação de revestimentos, resulta numa redução dos gradientes de temperatura através da sua secção transversal.

4

Conceitos Teóricos Gerais sobre Fadiga Térmica

4.1- INTRODUÇÃO

O termo fadiga térmica aplica-se à fissuração progressiva dos materiais submetidos a variações ciclicas de temperatura. [46]

Quando se modifica rápidamente a temperatura superficial de uma peça, estabelece-se um gradiente térmico que provoca o aparecimento de tensões, através da secção, em virtude das diferenças de dilatação.

Estas tensões poderão ser suficientemente elevadas para originar uma deformação plástica local e assim deteriorar o material.

A amplitude destas tensões depende manifestamente:

- Da velocidade de aquecimento ou de arrefecimento.

- Das propriedades térmicas do material (condutibilidade, calor especifico etc.)

- Da massa especifica.

- De factores geométricos, tais como a forma da peça.

- Das propriedades mecânicas, tais como limite de elasticidade e módulo de young, etc.

A aptidão de um material de suportar um choque térmico, depende particularmente das suas possibilidades de relaxar as tensões por defromação plástica.

Os materais frágeis, com baixa aptidão à deformação plástica, são mais vulneráveis ao choque térmico, e tanto mais quanto a sua condutibilidade térmica é baixa.

É por isso que, em geral, a resistência à fadiga térmica depende mais da ductilidade do que da resistência mecânica do material.

Se existe deformação plástica, os ciclos térmicos impõem ao material condições análogas à fadiga oligociclica, e por consequência as fissuras poderão iniciar-se e propagar-se.

Na prática às temperaturas consideradas, produz-se uma relaxação importante por fluência, e assim sendo, nos encontramos em presença de dois fenómenos competitivos:

- a fluência.
- a fadiga com deformação plástica .

Tomando como critério o primeiro aparecimento de uma fissura visível (aproximadamente 1/10 mm) GLENNY ET TAYLOR [46] estudaram o comportamento de alhetas de turbinas e de discos em liga "Nimonic" (Ni 20 Cr 1Al) submetidos a programas variados de aquecimento e arrefecimento tendo extraido as seguintes conclusões:

- Os choques térmicos por aquecimento originam uma deterioração maior do que os choques térmicos por arrefecimento, pois que a deformação superficial de tracção á tanto maior quanto mais elevada for a temperatura.

- A deformação residual de tracção cresce com o tempo de manutenção à temperatura superior do ciclo térmico, provocando um abaixamento da resistência.

- A temperatura superior do ciclo é o factor principal de deterioração, ainda que acima de uma dada temperatura, a resistência deixe de diminuir provávelmente devido à ductilidade crescente nesta zona de temperatura.

- As fissuras por fadiga térmica partem da superficie e são principalmente intergranulares .

- Se se evitar que a oxidação superficial tenha lugar, atinge-se então uma resistência significativamente maior.

Dada a variação de temperatura no decurso de um processo de fadiga, a avaliação da deterioração cumulativa e das suas consequências globais pode ser muito complicada visto que três factores diferentes poderão intervir:

- A influência da temperatura sobre o processo

- A fadiga térmica devido às tensões internas induzidas pelos ciclos de temperatura

- A relaxação por fluência activada pelos mesmos gradientes térmicos.

4.2 - DEFINIÇÃO DE FADIGA TÉRMICA

Segundo D. A. SPERA [51] a fadiga térmica é definida como a deterioração gradual dos materiais que sofrem aquecimentos e arrefecimentos alternados, durante os quais a livre expansão térmica é parcial ou completamente contrariada. Esta restricção à livre expansão térmica origina tensões térmicas que podem provocar a iniciação e propagação de fissuras.

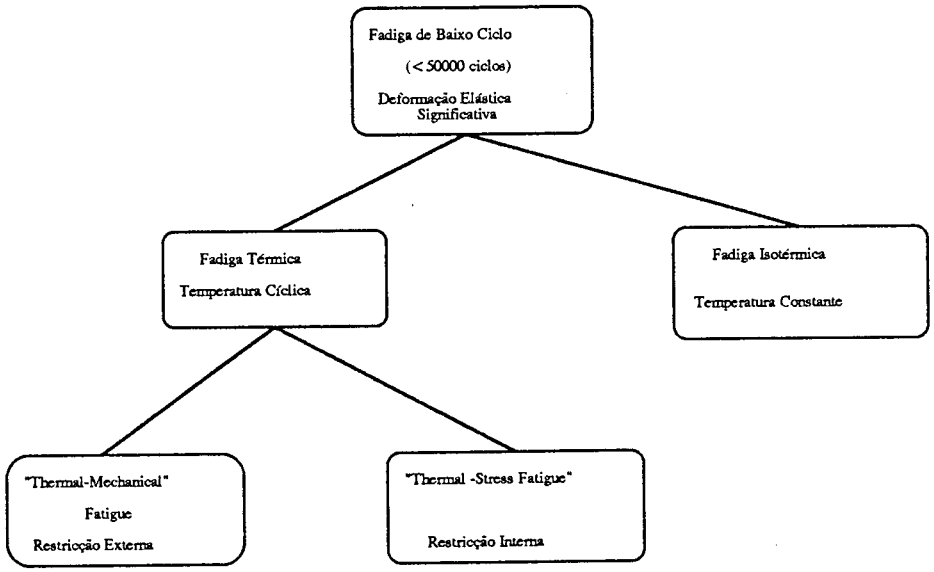


Fig.4.1 - Terminologia proposta para fadiga a alta temperatura

O campo geral da fadiga de baixo ciclo (<50000 ciclos) poderá dividir-se em duas categorias:

Térmica, se a temperatura não é constante com o tempo.

Isotérmica, se a temperatura é constante ao longo do tempo. Ver figura 4.1.

Várias investigadores têm demonstrado que para uma mesma variação de temperatura, o tempo de vida dos metais sob a acção de ciclos térmicos, varia com a taxa de "restrição" à deformação térmica.

Estas restrições impostas à dilatação e à contracção térmica poderão ter as duas origens:

Restrição interna à peça submetida ao ciclo térmico e provocada pela existência de gradientes térmicos internos, ou pela natureza heterogénea do material que a constitui.

Restrição Externa à peça introduzida pelas forças aplicadas sobre a superficie.

O primeiro tipo de restrição é caracteristico de componentes submetidos a aquecimentos e arrefecimentos superficiais muito rápidos, ou dos materiais que apresentam uma estrutura heterogénea, conduzindo a coeficientes de dilatação diferentes; este tipo de deterioração é chamada correntemente de:

Fadiga Térmica ("thermal-stress fatigue").

Em laboratórios, o seu estudo faz-se por uma simulação vizinha do real ou por métodos de leitos fluidizados.

A restricção externa é responsável pela fadiga denominada:

Fadiga Termomecânica ("thermal-mechanical fatigue").

Este tipo de fadiga traduz-se por uma oposição externa à dilatação térmica de um corpo, e é bem representada em laboratório pelo simulador de COFFIN, no qual se encastram as extremidades de um provete uniaxial que é aquecido uniformemente, na sua secção transversal.

4.3 - MECANISMOS DE DETERIORAÇÃO

Quando a superficie de uma peça espessa de metal é aquecida rápidamente por um fluxo de calor Q, conforme o esquema da fig.4.2 a seguir, a dilatação térmica do metal sofre uma restrição pelo metal frio sub-adjacente, o que cria um estado de tensões de compressão à periferia e de tensões de tracção no núcleo [32].

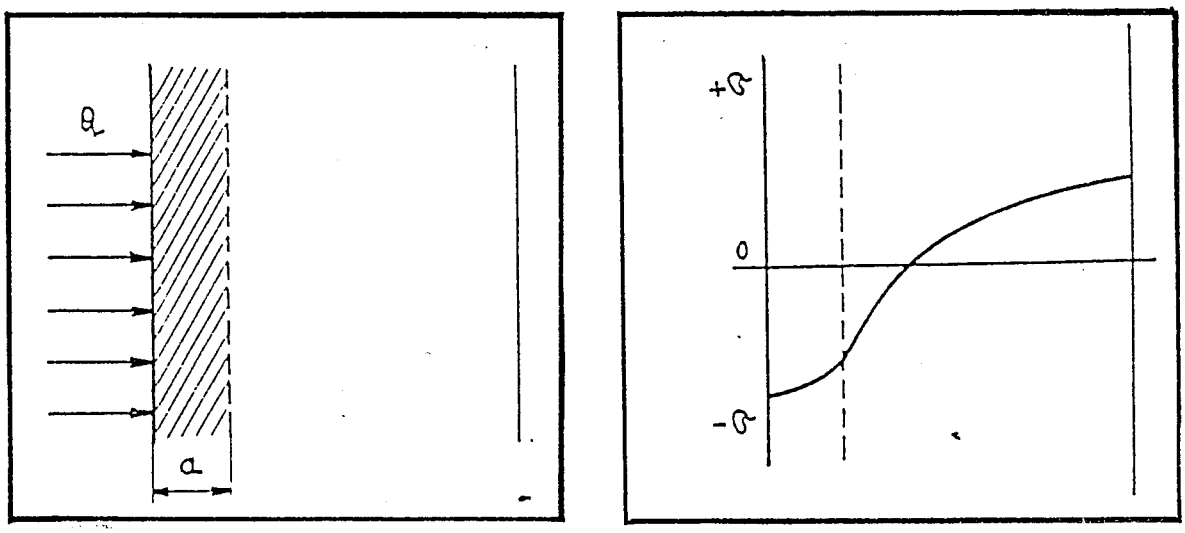


Fig.4.2 - Plastificação da superficie de uma peça espessa aquecida rápidamente por um fluxo de calor

De acordo com o esquema à esquerda seja "a" a espessura da camada plastificada em compressão. Se o estado de compressão da camada periférica ultrapassa o limite elástico do material, produz-se uma deformação plástica segundo o caminho OAB da fig.4.3 a seguir:

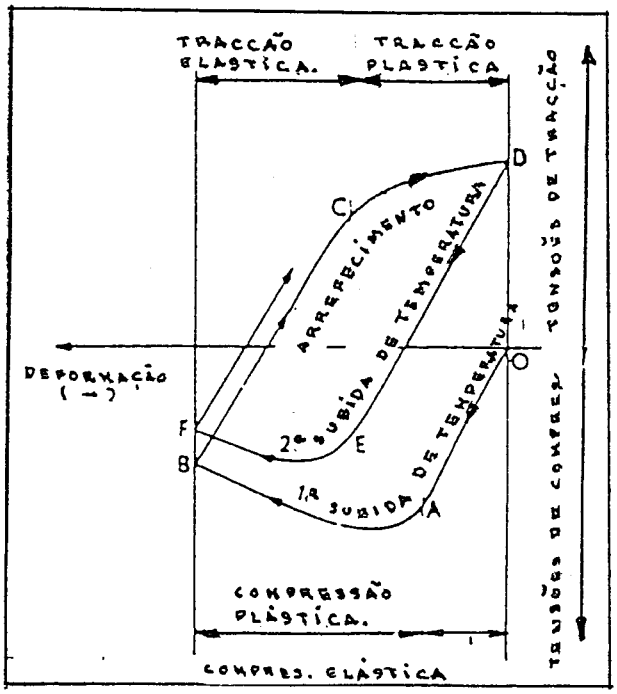


Fig.4.3 - Evolução das tensões e das deformações na camada externa de uma peça durante um ciclo térmico rápido

Devido à condução de calor para o interior da peça, e ao arrefecimento ulterior, os gradientes térmicos transitórios são alternados, o que leva todo o sistema a uma valor nulo de deformação térmica. A camada superificial plastificada em compressão, passará então em tracção segundo o caminho BCD esquematizado na fig.4.3. Se o arrefecimento superificial da peça é severo, introduz-se gradientes térmicos transitórios de sentido inverso aos criados durante o aquecimento, o que pode evitar uma deformação plástica em tracção.

A repetição sucessiva do ciclo térmico conduz a uma deformação ciclica do material, e a deterioração resultante pode ser associada a um fenómeno de fadiga oligociclica. O "loop" de histerese que lhe está associado é caracterizado pelos seguintes aspectos:

- A amplitude de deformação mecânica introduzida à superficie é função não somente da variação da temperatura à superficie da peça, mas também da severidade dos gradientes térmicos transitórios introduzidos na peça.

Se as velocidades de aquecimento e de arrefecimento são suficientemente lentas, as deformações plásticas em compressão ou em tracção não irão ter lugar.

A amplitude do "loop" de histerese de diferentes pontos situados a diferentes profundidades, na camada plastificada, diminui com a distância à superficie da peça.

Em certas condições, não sendo a variação de temperatura suficientemente grande, ou os gradientes de temperatura bastante severos, a plastificação da camada periférica, produz-se somente no primeiro aquecimento, e as tensões de tracção criadas no arrefecimento não ultrapassarão o limite de cedência do material. Neste caso, as solicitações por fadiga térmica, no decurso dos ciclos seguintes, manter-se-ão no dominio elástico do material.

Segundo S.G. NOESEN [38] o mecanismo pelo qual a superficie das coquilhas ou moldes se deterioram em trabalho, como resultado de ciclos de injecção, é ilustrado qualitativamente na fig.4.4.

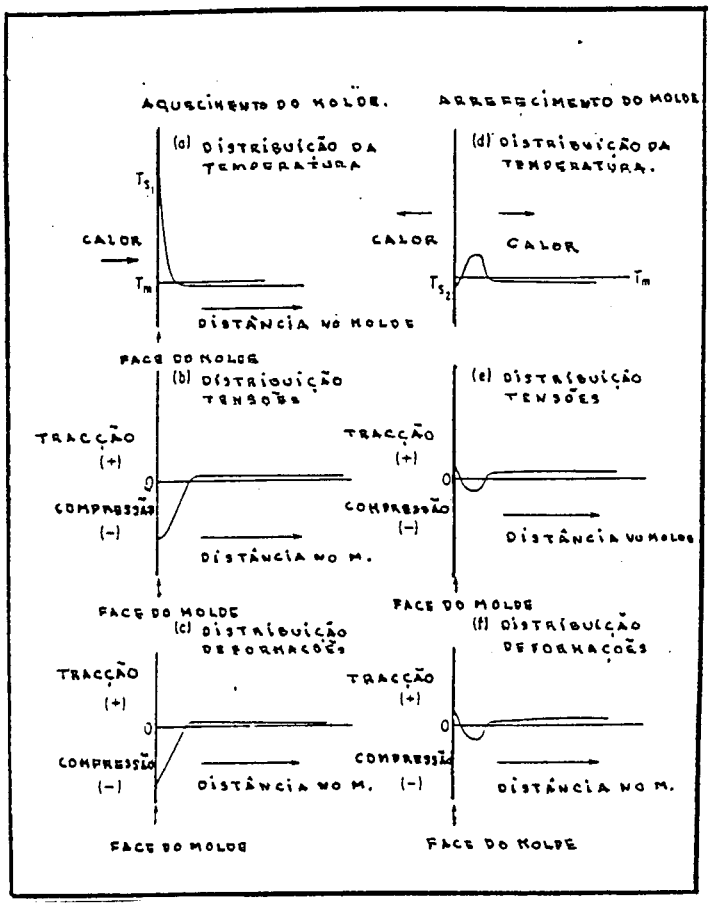


Fig 4.4 - Coquilha exposta a metal fundido

e em que:

T_{S1} - Temperatura máxima do molde

T_{S2} - Temperatura mínima do molde

T_m - Temperatura média do molde

Como se pode ver, cada metade do ciclo é descrito por três desenhos esquemáticos.

O esquema à esquerda desde (a) até (c) mostra o efeito do aumento da temperatura à superficie sobre a distribuição das tensões e deformações, desde a superificie até ao interior do material do molde.

O esquema direito desde (d) até (f) ilustra as subsequentes condições de tensão e deformação, que existem durante a segunda metade do ciclo ou seja o arrefecimento.

Parece claro que o gradiente térmico é uma função da condutibilidade térmica do material do molde. O aumento da condutibilidade térmica, resultará num menor gradiente térmico e assim, menores tensões e deformações.

Durante a primeira fase de aquecimento a superficie tende a expandir-se originando tensões de compressão em relação ao interior do molde. A correspondente deformação por compressão é mostrada em (c).

A combinação do gradiente de temperatura e do coeficiente de dilatação térmica do material do molde determina a amplitude das tensões superficiais.

Inicialmente a deformação à superificie está dentro das capacidades elásticas do material do molde. Contudo, se a combinação dos gradientes de temperatura e da dilatação térmica são suficientemente altos, as tensões de compressão desenvolvidas irão exceder o limite elástico do material do molde conforme pode ser visto em (b). Assim sendo, a deformação plástica irá ter lugar após ocorrência da deformação elástica inicial.

A parte direita do esquema da fig.4.4 diz respeito à segunda parte do ciclo de injecção ou seja ao arrefecimento.

A elevada temperatura T_{S1} atingida pela superficie do molde após vazamento do metal vai diminuindo gradualmente até alcançar um valor mínimo T_{S2} . T_m é considerada a temperatura média.

A amplitude da diferença T_{S1} - T_{S2} está directamente relacionada com a máxima deformação que a superficie da coquilha pode vir a sofrer.

A temperatura máxima pode não exceder a temperatura à qual o metal se deforma por fluência.

Visto que o metal à superficie do molde arrefece mais rapidamente que o metal adjacente, tem tendência também a contrair-se mais depressa, entrando em tensão. Aqui e de novo, se o produto da variação de temperatura e coeficiente de dilatação térmica, originar tensões superiores ao limite elástico do material, poderá ocorrer deformação plástica. Excedendo o limite elástico de uma quantidade ainda que infinitesimal, resultará falha por fadiga após ter ocorrido um suficientemente grande número de ciclos. As inversões na tensão e deformação exemplificadas em (e) e (f) resultam da variação da direcção do perfil da temperatura mostrada em (d).

4.4 - DEGRADAÇÃO DE COQUILHAS METÁLICAS

Avanços económicos consideráveis no processo de moldação em coquilha, relacionam-se especialmente com a utilização repetida destas moldações e com o bom acabamento superificial dos fundidos obtidos [52].

Existem três formas distintas de deterioração que contribuem para a degradação das coquilhas e que são:

- Erosão mecânica.
- Ataque químico
- Fadiga térmica.

Ainda que estas três formas sejam individualmente identificáveis, elas não são completamente independentes umas das outras e por conseguinte nenhuma delas é exclusivamente responsável pela sua falha.

Contudo as fissuras são a manifestação mais frequente e são causadas directamente pela fadiga térmica do material, resultante da presença de gradientes de temperatura os quais variam com o tempo de tal maneira que se produzem tensões cíclicas na estrutura.

A **erosão mecânica** é causada pela cavitação do metal liquido e subsequente colapso das bolhas de vapor junto da superficie. Este colapso origina pressões extremamente elevadas resultando em deformações induzidas por tensões. Estas repetidas tensões e deformações originam fadiga mecânica que é aditiva com qualquer fadiga térmica induzida que ocorrerá durante o processo.

O **ataque químico** manisfesta-se de várias formas como por exemplo alterações de composição na interface ou por adesão química do metal vazado à superficie da coquilha. As variações de composição química do material da coquilha alteram a sua resistência e ductilidade e contribuem para acelerar as falhas por fadiga térmica.

4.5 - FACTORES QUE CONTROLAM A RESISTÊNCIA À FADIGA TÉRMICA

Existem quatro tipos de factores que controlam a resistência à fadiga térmica:

- Inerentes ao próprio material e que se dividem em: físicos, mecânicos e metalúrgicos.

- Dependentes do meio ambiente e que se traduzem por oxidação.

- Factores
  - Inerentes ao próprio material
    - Físicos
    - Mecânicos
    - Metalúrgicos
  - Ambientais
    - Oxidação

4.5.1 - Factores físicos e mecânicos

Sabe-se que a fadiga térmica é a degradação resultante da presença de gradientes de temperatura que variam com o tempo, de maneira a produzir tensões ciclicas na estrutura [38].

Torna-se claro que o gradiente térmico é uma função da condutibilidade térmica (K) do material. Assim o aumento da condutibilidade térmica resulta num abaixamento do gradiente térmico e consequentemente em menores tensões e deformações, conforme já anteriormente referido.

A combinação dos gradientes de temperatura (Δ T) e do coeficiente de dilatação térmica (α) do material determina a amplitude das tensões à superficie. Inicialmente a deformação à superficie estará dentro das capacidades elásticas do material. Contudo, se a combinação do gradiente de temperatura e da dilatação térmica são suficientemente altos, as tensões compressivas desenvolvidas irão exceder o limite elástico do material. A deformação plástica irá dar-se após ter ocorrido inicialmente a deformação elástica correspondente. Torna-se óbvio que é aconselhável o uso de materiais com elevado limite elástico e baixo coeficiente de dilatação térmica.

Alguns autores sujerem como solução para problemas de fadiga térmica a escolha de materiais apresentando valores de:

$$E \cdot \alpha / K$$

baixos. No quadro 4.A poderá ver-se que a um baixo coeficiente de dilatação (α) está geralmente associado, um elevado módulo de elasticidade (E) e que as ligas de cobre apresentam as menores razões.

Sendo o módulo de elasticidade (E), o cociente da tensão (dentro do limite elástico) para a correspondente deformação, um alto módulo indica um elevado nível de tensões, para um nível especifico de deformação, quer produzido mecânicamente que térmicamente. Um baixo módulo representa um baixo nível de tensão para a mesma quantidade de deformação.

Além disso, uma elevada ductilidade diminui o efeito nefasto de cada ciclo de deformação plástica, prolongando a vida à fadiga.

Ligas	UNS número	α [K^{-1}]	E [GPa]	K [W / m.K]	E.α / K
Cu-Ag [Cu quase puro]	C 81100	1.69E-05 [20-300°C]	115	346 [20°C]	5.62E-06
Cupro-Crómio	C 81500	1.71E-05 [20-300°C]	115	315 [20°C]	6.24E-06
Cupro--Alumínio	C 95400	1.62E-05 [20-300°C]	110	59 [20°C]	3.02E-05
	C 95500	1.62E-05 [20-300°C]	110	42 [20°C]	4.24E-05
Cupro-Berilio	Cu-Be 21C	8.6E-06 [20-220°C]	128	105 [20°C]	1.05E-05
Latão [Cu Zn 40]	C 85800	2.20E-05 [20-260°C]	105	83.9 [20°C]	2.61E-05
Latão [c/alta]	C 86500	2.16E-05 [21-93°C]	105	87 [20°C]	2.61E-05
F.F.Nodular [matriz perlitica]		1.40E-05 [20-600°C]	176	30.1 [400°C]	8.19E-05
F.F.Nodular [matriz ferritica]		1.40E-05 [20-600°C]	169	34.6 [400°C]	6.84E-05
Al-Cu [A - U5GT]		2.30E-05 [20-100°C]	72	140 [20°C]	1.18E-05
A - S12UN		1.90E-05 [20-100°C]	76	115 [20°C]	1.26E-05
AÇO CK45		1.12E-05 [100°C]	210	50.7 [100°C]	4.64E-05

α - coeficiente de dilatação térmica linear
K - Condutibilidade térmica
E - Módulo de elasticidade
UNS - Unified numbering System (ASTM-SAE)

Quadro 4.A

Os dois quadros 4.B e 4.C a seguir apresentam valores de:

$$\xi / \alpha \quad e \quad K \xi / \alpha$$

para vários materiais. Alta ductilidade e baixo coeficiente de dilatação térmica, resulta nos mais altos valores de: ξ / α característicos das ligas de cobre.

Idêntico raciocinio se poderá fazer ao analisar o quadro 4.C, pois que conforme foi dito, o aumento da condutibilidade térmica (K) resulta num abaixamento dos gradientes térmicos e consequentemente menores tensões e deformações.

Propriedades físicas tais como: calor específico, densidade e ponto de fusão, têm igualmente um papel importante. Os materiais para coquilhas devem ter altos valores destas propriedades.

A densidade (ρ) e o calor específico (Cp) associados à condutibilidade térmica (K), formam agrupamentos importantes, tais como:

$$\text{Difusividade calorífica} = \sqrt{K\ \rho\ Cp}$$

e

$$\text{Difusividade térmica} = K / \rho\ .\ Cp$$

usados nos cálculos de transferência de calor, conforme referidos anteriormente no capitulo 3.

Ligas	UNS número	ξ [%]	α [K^{-1}]	ξ / α
Cu-Ag [Cu quase puro]	C 81100	40	1.69E-05 [20-300°C]	2.37E+06
Cupro-Crómio	C 81500	17	1.71E-05 [20-300°C]	9.94E+05
Cupro--Alumínio	C 95400 C 95500	12 6	1.62E-05 [20-300°C] 1.62E-05 [20-300°C]	7.41E+05 3.70E+05
Cupro-Berilio	Cu-Be 21C	25	8.6E-06 [20-220°C]	2.91E+06
Latão [Cu Zn 40]	C 85800	15	2.20E-05 [20-260°C]	6.82E+05
Latão [c/alta]	C 86500	30	2.16E-05 [21-93°C]	1.39E+06
F.F.Nodular [matriz perlitica]		10 400°C	1.40E-05 [20-600°C]	7.14E+05
F.F.Nodular [matriz ferritica]		14 400°C	1.40E-05 [20-600°C]	1.00E+06
Al-Cu [A - U5GT]		8	2.30E-05 [20-100°C]	3.48E+05
A - S12UN		0.5	1.90E-05 [20-100°C]	2.63E+04
AÇO CK45		14	1.12E-05 [100°C]	1.25E+06

Quadro 4.B

ξ - Alongamento à ruptura
α - Coeficiente de expansão térmica linear
UNS - Unified Numbering System (ASTM-SAE)

Ligas	UNS número	ξ [%]	α [K^{-1}]	K [W / m.K]	K.ξ / α
Cu-Ag [Cu quase puro]	C 81100	40	1.69E-05 [20-300°C]	346 [20°C]	8.19E+08
Cupro-Crómio	C 81500	17	1.71E-05 [20-300°C]	315 [20°C]	3.13E+08
Cupro--Alumínio	C 95400 C 95500	12 6	1.62E-05 [20-300°C] 1.62E-05 [20-300°C]	59 [20°C] 42 [20°C]	4.37E+07 1.56E+07
Cupro-Berilio	Cu-Be 21C	25	8.6E-06 [20-220°C]	105 [20°C]	3.05E+08
Latão [Cu Zn 40]	C 85800	15	2.20E-05 [20-260°C]	83.9 [20°C]	5.72E+07
Latão [c/alta]	C 86500	30	2.16E-05 [21-93°C]	87 [20°C]	1.21E+08
F.F.Nodular [matriz perlitica]		10 400°C	1.40E-05 [20-600°C]	30.1 [400°C]	2.15E+07
F.F.Nodular [matriz ferritica]		14 400°C	1.40E-05 [20-600°C]	34.6 [400°C]	3.46E+07
Al-Cu [A - U5GT]		8	2.30E-05 [20-100°C]	140 [20°C]	4.87E+07
A - S12UN		0.5	1.90E-05 [20-100°C]	115 [20°C]	3.03E+06
AÇO CK45		14	1.12E-05 [100°C]	50.7 [100°C]	6.33E+07

ξ - Alongamento à ruptura
α - Coeficiente de expansão térmica linear
K - Condutibilidade térmica

Quadro 4.C

Se a amplitude de deformação plástica poder ser reduzida, a resistência à fadiga é aumentada. Para condições térmicas constantes isto é possível, não só à custa de optimização das caracteristicas físicas, como também por meio de um elevado limite de cedência do material a todas as temperaturas do ciclo térmico, [32] conforme fig.4.5.

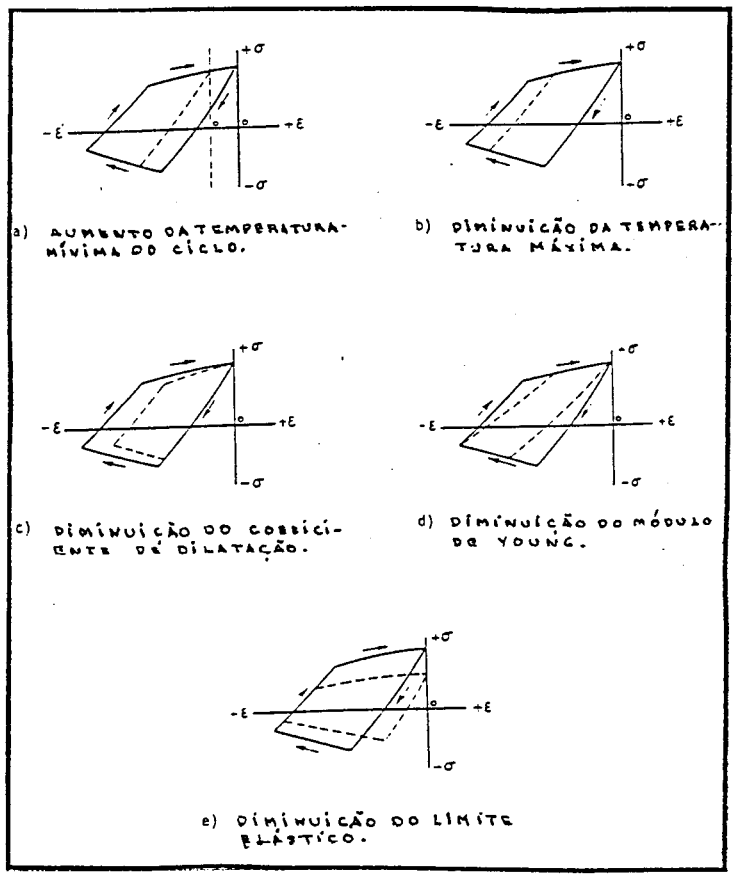


Fig. 4.5 - Influência de algumas variáveis, sobre os diagramas tensão-deformação estabilizadas

A resistência mecânica é a característica do material mais fácil de controlar. A redução da amplitude de deformação plástica à custa de um aumento do limite de cedência do material, não é contudo a melhor solução.

Este problema foi inicialmente posto em evidência por COFFIN [32] com um estudo sobre o efeito de uma pré-deformação a frio, sobre a resistência à fadiga-térmica.

Ele concluiu que, a pré-deformação reduz a ductilidade do material e por conseguinte diminui o número de ciclos à rotura quando o intervalo de temperatura é grande, (quer dizer, para fortes amplitudes de deformação plástica), mas tende a aumentar o tempo de vida do material, quando a amplitude de temperaturas é reduzida (quer dizer, para fracas amplitudes de deformação plástica).

Estes resultados complementam os de WHITE [32] que constatou que para grandes valores de deformação térmica o comportamento do material é dominado pela ductilidade à temperatura de serviço, enquanto que para fracos valores de deformação, a resistência mecânica apresenta-se mais importante o que corrobora o carácter oligocíclico da fadiga térmica. Segundo FORREST e ARMSTRONG [32] a resistência à fadiga térmica é melhorada, se a ductilidade poder ser aumentada sem diminuição da resistência.

Por outro lado, a amplitude de deformação atingida durante o ciclo, depende do limite de elasticidade e das características de encruamento do metal. Não nos podemos pois esquecer que o limite de elasticidade e o coeficiente de encruamento poderão variar, não somente com a temperatura mas também com a velocidade de deformação aplicada.

4.5.2 - Factores metalúrgicos e ambientais

A estrutura metalúrgica é importante na resistência à fadiga térmica, pois que, se nessa estrutura existirem pontos preferênciais de iniciação e propagação de fissuras, estes podem acelerar o processo de ruptura por fadiga térmica.

Os pontos preferênciais de propagação de fissuras advêm da fragilidade de particulas de uma fase mais dura e da criação local de níveis de tensão elevadas, e ainda devido às diferentes características térmicas e mecânicas criadas pela heterogeneidade química e mecânica da estrutura.

A variação estrutural e a quantidade de oxidação dos materiais são dependentes do tempo e da temperatura [37].

HOWES [32] estudou a influência das juntas de grão como locais preferênciais de oxidação; isto tem como consequência a criação de entalhes de óxidos, conduzindo à concentração de tensões que favorecem o ínicio das fissuras térmicas.

Para o ferro cinzento lamelar, a oxidação interna ao longo das lamelas de grafite é muito perigosa, porque enfraquece o ferro e diminui a sua condutibilidade térmica. O ferro nodular não é afectado por isto.

Experiências neste campo mostram que a oxidação e a decomposição da perlite nos ferros fundidos não ligados ocorre a partir de 450°C a 550°C conforme a composição e o tempo de exposição e ainda a presença ou ausência de pequenas quantidades de elementos de liga como Cr, Sn e Cu.
Um adicional aumento da temperatura acelera rápidamente a oxidação.

Ainda no caso dos ferros cinzentos e com respeito è oxidação, a velocidade duplica se a temperatura for aumentada de 450°C para 500°C. Contudo a velocidade é ainda suficientemente baixa para não causar problemas durante alguns milhares de hora. Um adicional aumento de temperatura eleva rápidamente a oxidação.
Para valores entre 550°C e 650°C a velocidade de oxidação aumenta de um factor de 8. Assim nesta gama de temperaturas, mesmo os ferros cinzentos de baixo Cr, exibem oxidação avançada em poucas centenas de horas.

Os ferros nodulares são os mais aconselháveis para utilização a altas temperaturas porque são mais resistentes à oxidação e porque o grau ferrítico pode ser usado para ultrapassar o problema associado com a decomposição da perlite.

Para temperaturas muito elevadas da ordem dos 740°C-900°C, os ferros são adicionalmente sujeitos a austenitização parcial ou completa e retransformação em martensite, bainite, perlite ou ferrite mais grafite dependendo da velocidade de arrefecimento. Estas transformações criam altas tensões, variações dimensionais e oxidações aceleradas.

Segundo K. ROEHRIG [37] e especificamente para o caso de lingoteiras em ferro fundido cinzento lamelar e nodular, estas podem atingir instantâneamente em certas aplicações industriais temperaturas entre 800-970°C na interface metal-moldação.

Estudos efectuados demonstram que as diferenças de temperatura entre a superificie interior e exterior ou entre os cantos e o centro das faces podem exceder os 300°C.

Estas altas temperaturas alteram a micro-estrutura do material da coquilha.

No caso do ferro fundido lamelar de matriz originalmente perilitico-ferrítica ocorre a ferritização. Contudo a zona junto à superficie interior é austenitizada e depois retransformada em perlite fina cada vez que o molde é usado. A oxidação progride quer na zona exterior quer na interior ocorrendo nesta a mais severa oxidação.

O primeiro estágio de oxidação é interno, seguido por descarboração e finalmente "scaling".

Os tipos de corrosão que podem aparecer (oxidação, corrosão generalizada, corrosão intergranular, etc.) dependem da natureza dos materiais e dos meios agressivos. Os fenómenos podem intervir tanto ao nivel de iniciação como de propagação de fissuras.

Geralmente verifica-se uma diferença de coeficientes de dilatação térmica entre a matriz e os óxidos, tendo estes últimos em geral valores mais baixos; esta diferença de coeficientes produz no decorrer dos ciclos térmicos, variações relativas de volume, entre as fases em presença conduzindo à existência de tensões, depois à relaxação destas por formação de fissuras, a maior parte delas localizadas na camada de óxidos [31].

Um outro factor metalúrgico importante sobre a resistência à fadiga térmica, é a degradação com o ciclo térmico das propriedades mecânicas do material. A maioria dos materiais são endurecidos, no decurso de um tratamento térmico, por um mecanismo de transformação martensítico (aços) ou de envelhecimento. Assim, em certas situações o ciclo térmico pode corresponder a um revenido da estrutura, ou a um sobreenvelhecimento do material, o que pode conduzir a um abaixamento da resistência mecânica. Por outro lado, os mecanismos de revenido e sobreenvelhecimento são acelerados pela presença de "restrições" e assim a degradação das características progride mais rapidamente quando o material é submetido a ciclos de aquecimento e arrefecimento.

4.6 - TENSÕES TÉRMICAS E CÍCLOS TÉRMICOS

Os ciclos térmicos são condições de serviço muito severas que fazem com que os materiais tenham uma vida limitada e sejam eventualmente substituidos.

A severidade dos ciclos térmicos é determinada conforme anteriormente referido por:

- Diferênças de temperatura
- Temperatura máxima atingida
- Velocidade de aquecimento e arrefecimento

A resistência à fadiga térmica, não é como a resistência à tracção, uma propriedade simples e básica que possa ser usada em cálculos de projecto, mas sim uma propriedade fortemente dependente das condições de serviço.

As tensões térmicas resultantes das restrições à expansão ou contracção causadas por diferenças de temperatura no interior dos fundidos, são influenciadas pelos seguintes parâmetros [37].

$$\alpha_{th} = [(\alpha E \Delta T) / (1- \nu)] F$$

em que:

α_{th} - Tensão térmica
E - Módulo de elasticidade
α - Coeficiente de dilatação térmica
Δ T - Diferença de temperatura
F - Factor de forma
ν - Coeficiente de Poisson

Esta equação em termos quantitativos tem demonstrado um certo insucesso, visto que os parâmetros variam com a temperatura e algumas vezes também com o tempo de exposição e número de ciclos-térmicos.

H.T. ANGUS [57], usando a equação:

$$\sigma_{ter} = \pm \frac{E\,\alpha\,(T1-T2)}{2\cdot(1-\nu)}$$

calculou as tensões térmicas na parede das peças utilizando vários tipos de ligas, de acordo com o quadro 4.D a seguir.

K.ROEHRING [37] experimentou um processo simples de medição de tensões térmicas, utilizando um provete preso nas duas extremidades a duas garras rígidas submetido a aquecimentos e arrefecimentos alternados.

O tipo de tensões térmicas obtido usando este dispositivo é mostrado na figura 4.6 a seguir.

Este provete em ferro cinzento com 3.5%C e 1.7%Si foi aquecido e arrefecido numa série de ciclos com a particularidade de sofrer aumentos graduais de temperatura máxima.

Ligas	UNS número	α [K^{-1}]	E [GPa]	[T1-T2] °C	ν	$\sigma_{termica}$ [MPa]	$\sigma_{0.05\%}$ [MPa]
Cu-Ag [Cu quase puro]	C 81100	1.69E-05 [20-300°C]	115	335 150	0.32	478.73 214.36	62
Cupro-Crómio	C 81500	1.71E-05 [20-300°C]	115	335 150	0.32	484.40 216.89	275
Cupro--Alumínio	C 95400 C 95500	1.62E-05 [20-300°C] 1.62E-05 [20-300°C]	110 110	335 150 335 150	0.32 0.32	436.38 195.39 438.95 196.54	205 275
Cupro-Berilio	Cu-Be 21C	8.6E-06 [20-220°C]	128	335 150	0.3	263.41 117.94	275
Latão [Cu Zn 40]	C 85800	2.20E-05 [20-260°C]	105	335 150	0.32	569.01 254.78	201
Latão [c/alta]	C 86500	2.16E-05 [21-93°C]	105	335 150	0.32	558.66 250.15	195
F.F.Nodular [matriz perlitica]		1.40E-05 [20-600°C]	176	385 200	0.25	632.43 328.53	513
F.F.Nodular [matriz ferritica]		1.40E-05 [20-600°C]	169	385 200	0.25	607.27 315.47	372
Al-Cu [A - U5GT]		2.30E-05 [20-100°C]	72	335 150	0.25	369.84 165.60	380 (a)
A - S12UN		1.90E-05 [20-100°C]	76	335 150	0.25	316.13 141.55	147
AÇO CK45		1.12E-05 [100°C]	210	385 200	0.29	638.26 331.56	520 (a)

(a) - Témpera e Revenido
α - Coeficiente de expansão térmica linear
ν - Coeficiente de Poisson
K - Condutibilidade térmica
E - Módulo de elasticidade
[T1-T2] - Gradiente de temperaturas na peça
$\sigma_{0.05\%}$ - Tensão limite de elasticidade
$\sigma_{térmica}$ - Tensão térmica na parede da peça

Quadro 4.D

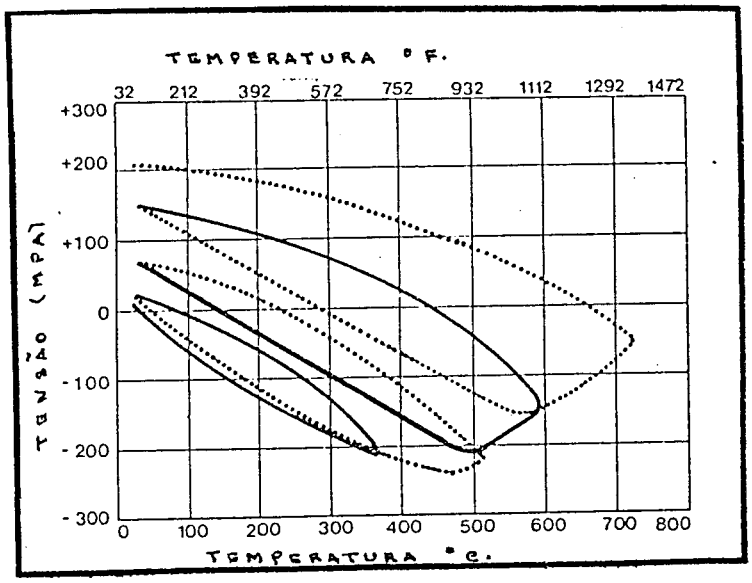


Fig. 4.6 - Tensões produzidas num provete em ferro cinzento aquecido e arrefecido em quatro ciclos térmicos consecutivos

- No primeiro ciclo, a restrição à expansão por aquecimento, resultou em tensões compressivas as quais estavam essencialmente dentro do domínio elástico. Por arrefecimento o provete contraiu-se e foi sensivelmente restaurado o nivel de tensões inicial.

- No segundo ciclo de aquecimento o provete seguiu uma curva de carga semelhante. No entanto e dado que a temperatura máxima de aquecimento e as resultantes tensões compressivas foram maiores, ocorreu deformação plástica e o provete também exibiu alguma fluência. Consequentemente por arrefecimento o provete encurtou e desenvolveram-se tensões residuais de tracção.

- Nos dois ciclos seguintes, o processo foi repetido com mais deformação plástica, ocorrendo aquecimento a mais altas temperaturas e com maiores tensões de tracção residuais resultantes do arrefecimento.

É evidente que as tensões residuais de tracção aumentam com o aumento da temperatura máxima até à temperatura de transformação.

É importante também notar que a fissuração ocorre durante a fase de arrefecimento do ciclo térmico, e a uma temperatura relativamente baixa, visto que é às mais baixas temperaturas que as máximas tensões de tracção são geradas.

Certamente que as tensões compressivas que se desenvolvem durante a fase de aquecimento, são balanceadas pelas tensões tractivas desenvolvidas na fase de arrefecimento, e estas tensões tractivas ocasionalmente geram fissuras.

Se tivermos um fundido aquecido a temperatura uniforme, e o arrefecermos, a superificie arrefecida entra imediatamente em tensão. Mas se o fundido apresentar inicialmente um gradiente de temperatura e for rapidamente arrefecido no lado mais quente, poderá resultar um conjunto de tensões mais complexas. A superficie temperada entrará em tracção deixando o material abaixo da superficie ainda em compressão, e o lado mais frio ainda em tracção.

Com certeza que esta distribuição de tensões varia rápidamente com o tempo.

Um aumento na temperatura máxima tem um duplo efeito: primeiro aumenta o gradiente de temperatura e segundo promove a deformação plástica a niveis de tensão inferiores. Longo tempo de exposição a temperaturas elevadas tem o mesmo efeito.

MURPHY [32] considerou que as tensões são proporcionais à razão:

$$E \alpha \frac{\rho \, Cp}{K}$$

em que:

E - Módulo de elasticidade
α - Coeficiente de dilatação
ρ - Densidade
Cp - Calor Específico
K - Condutibilidade térmica

Contudo estas caracteristicas são importantes apenas, quando podemos utilizar diferentes tipos de ligas com α, K e E suficientemente diferentes.

O coeficiente de dilatação térmica (α) e a condutividade térmica (K), dependem somente da composição química, enquanto que o módulo de elasticidade (E), é em certos casos função da estrutura do material.

Esta última dependência é por exemplo utilizada nas super-ligas, com solidificação direccional, em que o módulo de elasticidade segundo a direcção de crescimento de grão é inferior em 30 a 50% ao da mesma liga apresentando uma estrutura policristalina aleatória.

4.7 - DISTORÇÕES

Estudos realizados por K. ROEHRIG [37] sobre o comportamento das coquilhas em ferro fundido cinzento e nodular, levaram a concluir que as causas mais comuns de falhas são as fissuras no ferro fundido cinzento e a distorção no ferro nodular.

A distorção é dificil de observar è escala laboratorial, por razões óbvias, mas é um problema importante nas aplicações industriais.

O ferro nodular, não obstante possuir uma elevada resistência à fissuração, sofre facilmente distorsão, pois que a sua resistência à fluência é muito baixa para resistir às elevadas tensões térmicas. Sendo esta distorsão proporcional às suas dimensões interiores os ferros nodulares ficam restritos ao fabrico de coquilhas de pequenas dimensões (até cerca de 5t).

C.W. THOMAS e M.HORSFALL [26] estudaram a resistência à distorção de dois tipos de ferros nodulares sendo eles:

1º - Ferro nodular predominantemente perlítico contendo 10% de ferrite, sob a forma de "olho de boi" em volta dos nódulos de grafite.

2º - Ferro nodular ferrítico com baixo teor em silicio, tendo extraido as seguintes conclusões:

- O ferro nodular de matriz inteiramente ferrítica sofre maior distorção do que o nodular perlítico contendo pequenas quantidades de ferríte sob a forma de "olho de boi".

- A presença de pequenas quantidades de ferrite no nodular perlitico não aumenta a distorção ou o "crazing" relativamente a uma estrutura inteiramente perlítica, e reduz a possibilidade de fractura súbita. Isto significa que o nodular perlítico com pequena quantidade de ferrite favorece combinações óptimas de boa resistência ao "cracking" e "crazing" com apenas limitada distorção.

- O nodular ferrítico de baixo silicio tem menor resistência à distorção do que o de alto teor em silício. Esperava-se que a mais alta condutibilidade térmica dos ferros de baixo silício fosse benéfica. Acontece que a redução do teor em silício diminui a resistência à tracção e também o limite elástico. Parece que o abaixamento do limite elástico exerce uma maior influência na distorção do que o aumento na condutibilidade térmica. Nesta base, parece que para obter a máxima resistência à distorção dos nodulares ferríticos o teor em silício deverá ser aumentado.

5

Considerações Teóricas sobre os Materiais Ensaiados

5.1 - LIGAS DE ALUMÍNIO

Existe uma grande variedade de ligas industrialmente utilizadas que basicamente são constituidas por alumínio e silício.

Apesar de a maior parte das ligas comerciais de Al-Si não serem binárias podemos analisar a fig.5.1 a seguir:

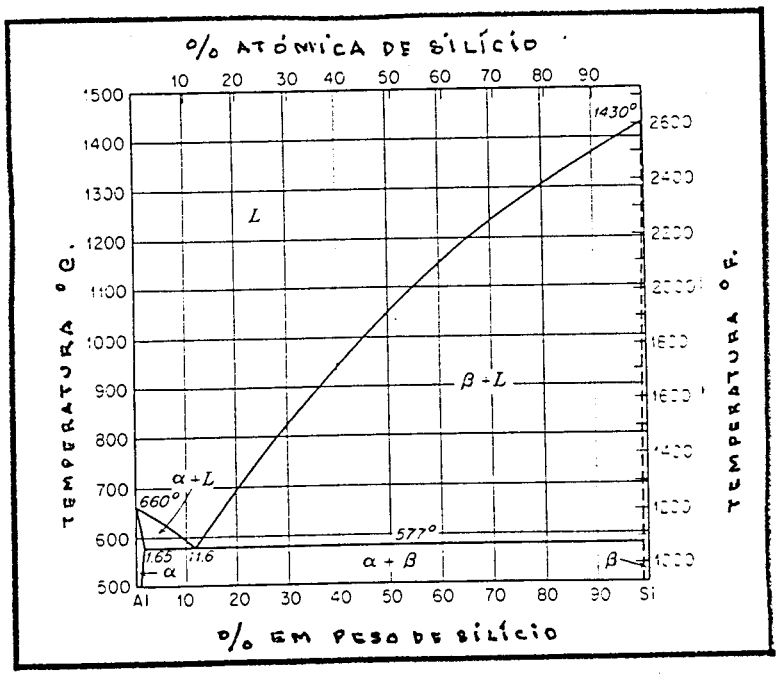


Fig. 5.1 - Diagrama binário Al-Si

Verifica-se neste diagrama a não existência de fases intermédias, e a presença de um ponto invariante:

$$\text{Eutético a } 577°C \text{ (Liq)} \rightarrow \text{(Al)} + \text{(Si)}$$

Relativamente à temperatura eutética ela é universalmente aceite como sendo 577°C o mesmo não acontecendo com a respectiva composição para a qual, segundo vários autores são apontados valores que variam entre 11.4% e 14.5% de Si.

Vejamos agora como para este grupo de ligas variam algumas propriedades físicas, mecânicas e tecnológicas que consideramos mais importantes.

A contracção volumétrica na solidificação diminui quasi linearmente com o aumento do teor de silício.

A condutibilidade térmica e eléctrica também diminui para teores de silício crescentes, dependendo a lei que rege essa diminuição da morfologia e distribuição de silício.

As caracteristicas mecânicas destas ligas dependem também fortemente da morfologia e distribuição do silício.

O baixo coeficiente de dilatação e baixa contracção na solidificação das ligas de Al-Si minimizam os inconvenientes relativos à alimentação e fissuração das peças fundidas; daí a grande aptidão destas ligas na fundição.

De facto é possível com composições eutéticas eliminar o perigo dos micro-rechupes e fissuração a quente, assegurando a máxima colabilidade possivel de obter, dentre todas as ligas de alumínio.

5.1.1 - Ligas de Alumínio-Silicio

1. Composição quimica

Si%	11.5-13.0
Cu%	0.80-1.50
Ni%	0.60-1.30
Mg%	0.80-1.50
Fe%	0.75
Mn%	0.20
Zn%	0.20
Ti%	0.20

2. Propriedades mecânicas

Resistência à tracção ..... 190 MPa
Limite elástico 0.2% ..... 150 MPa
Dureza Brinell ..... 80 HB

3. Propriedades físicas

Massa volúmica ..... 2.72 g/cm^3
Condutibilidade térmica a 20° ..... 0.38 μ th cm/cm^2 °C
Coeficiente de dilatção entre 20-100°C... 19x10^{-6} ° K^{-1}
Intervalo de solidificação ..... 565 / 520°C
Resistividade a 20°C ..... 6 μ Ω cm/ cm^3

As ligas de alumínio-silício caracterizam-se por terem óptima colabilidade, tendência à fissuração a quente nula, e um tipo de contracção concentrada sob a forma de macro-rechupe, portanto fácil de eliminar da peça.

Em 1920 ALADAR PACKZ [59] descobriu o tratamento de modificação pelo sódio. Este tratamento permitiu eliminar os inconvenientes resultantes da estrutura grosseira da solidificação eutética das ligas quasi eutéticas, especialmento nefasta no caso do vazamento em areia.

Há vários elementos que sob a forma de elementos de liga ou impurezas podem estar presentes na liga tais como:

- O cobre endurece as ligas Al-Si por solução sólida e pelo aparecimento de fases extra (Al_2Cu, Al Cu Mg) sendo o seu efeito particularmente importante a temperaturas elevadas na presença de níquel.

Além do endurecimento apontado o cobre melhora consideravelmente a colabilidade desta liga pelo que as ligas do tipo Al-Si quasi-eutéticas com Cu são universalmente utilizadas em fundição injectada onde a colabilidade é factor determinante para a obtenção de peças finas.

Este elemento produz ainda um abaixamento da resistência à corrosão e ductilidade e um aumento da maquinabilidade.

O níquel conjuntamente com o cobre forma fases intermédias que asseguram uma melhor resistência a temperaturas elevadas.

O ferro, elemento nocivo por excelência nas ligas de alumínio de boa ductilidade, e nas ligas Al Si Cu, Al Si Cu Mg Ni, frágeis por natureza, piora ligeiramente a resistência à corrosão contribuindo no entanto para aumentar a resistência a temperaturas elevadas.

Paralelamente a este efeito, o ferro é admitido em quase todas as ligas para fundição injectada (ou coquilha por vezes) em teores relativamente altos $\approx$ 1% porque lhe é atribuído um efeito desmoldante (anti-aderente) nas moldações metálicas.

O manganês tem efeito endurecedor pouco apreciável, quando comparado com a fragilização que provoca. Tal como todas as impurezas tem efeito afinador do grão, mas a sua especial importância traduz-se na alteração da morfologia que provoca nas fases ricas em ferro tipo α (Al Fe Si), que perdem parte do seu aspecto acicular extremamente nefasto.

O titânio tem interesse como afinador de grão (dendrites primárias de alumínio) pelo que só aparece nas ligas Al-Si hipoeutéticas.

Todas as ligas de Al Si Cu Ni Mg são fundamentalmente utilizadas para trabalhos a alta temperatura pelo que normalmente a sua utilização é antecedida de um tratamento térmico de estabilização.

Como referido anteriormente a modificação pelo sódio das ligas de Al-Si, consiste em transformar mediante um tratamento no estado liquido, o eutético acicular em fibroso ou globular.

Na fig. 5.2 pode ver-se a diferença de propriedades mecânicas para ligas com vários teores de silício vazados em areia entre os estados modificados e não modificados.

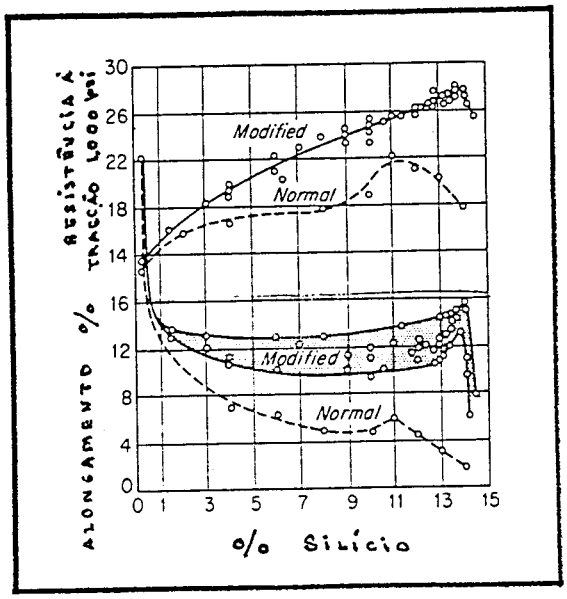


Fig. 5.2 - Evolução das propriedades mecânicas em função do teor de silício para ligas com e sem modificação (vazamento em areia)

Relativamente às propriedades de fundição, o sódio, pela sua oxidabilidade reduz a colabilidade de uma forma apreciável, especialmente no caso das ligas eutéticas, tornando-as algo impróprias para a obtenção de peças finas em coquilha. Assim e como alternativa para o sódio podemos citar o estrôncio e antimónio.

O estrôncio actua por mecanismos semelhantes ao sódio, tendo as vantagens de não provocar o conhecido efeito sobremodificador (abaixamento das propriedades mecânicas), possuir menor taxa de desvanecimento e diminuir menos a colabilidade das ligas. A sua principal desvantagem é a sua alta tendência à gaseificação, o que torna as ligas modificadas com estrôncio impróprias para o vazamento em areia.

5.1.2 - Ligas de Alumínio-cobre

A fig.5.3 a seguir representa o diagrama de estado das ligas Al-Cu. Verifica-se a existência de uma fase intermédia (Al_2Cu), de um ponto eutético para 33% de Cu, e de um grande abaixamento de solubilidade do Cu no Al com o descréscimo da temperatura.

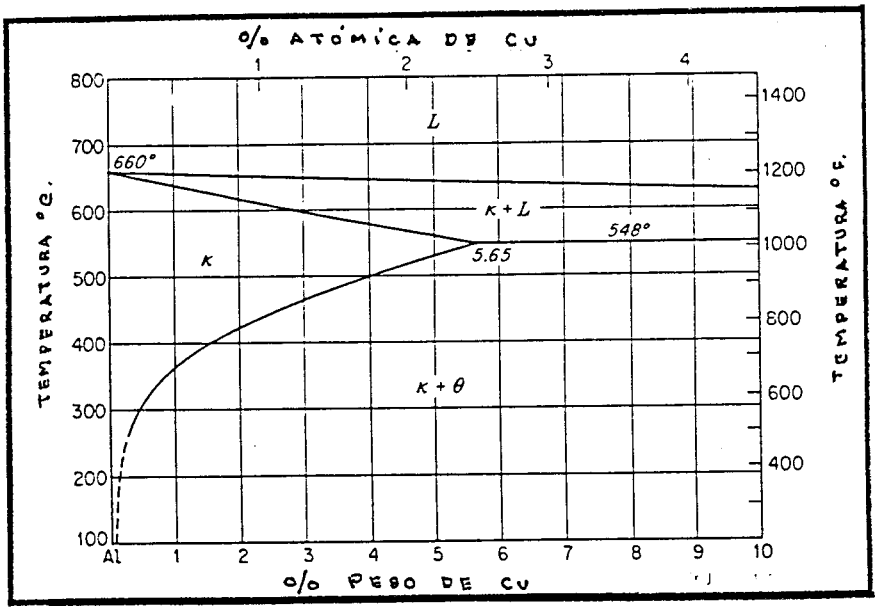


Fig. 5.3 - Diagrama de equilíbrio Al-Cu (extremo rico em alumínio)

Duralumínios

As ligas Al Cu Mg Ti possuem a máxima resistência mecânica, o mesmo acontecendo à resiliência e resistência à fadiga.

1. Composição química

Cu%	4.20-5.00
Mg%	0.15-0.35
Ti%	0.05-0.30
Si%	0.20
Fe%	0.35
Mn%	0.10
Zn%	0.10
Ni%	0.05
Pb%	0.05
Sn%	0.05

2. Propriedades mecânicas

Resistência à tracção	340 - 360 MPa
Limite elástico 0.2%	200 - 220 MPa
Dureza Brinell	90 - 95 HRB
Alongamento %	8 - 11

3. Propriedades físicas

Densidade	2.79
Coeficiente de dilatação linear	$23x10^{-6}$ $^{o}K^{-1}$
Condutibilidade térmica	0.33 μ th cm/cm^2 ^{o}C
Contracção na solidificação	8 - 10%

Como se pode constatar estamos perante as melhores propriedades mecânicas possiveis de obter em fundição. A resiliência e resistência à fadiga destas ligas é também nitidamente superior a todas as outras.

O tratamento térmico desta liga é obrigatório para se obterem as propriedades exigidas, ocorrendo durante a homogeneização, a eliminação da estrutura de solidificação dendrítica que passa a ser equiaxial.

Na fig. 5.4 a seguir pode ver-se o esquema típico de tratamento térmico desta liga, aconselhada por um fabricante de lingote primário.

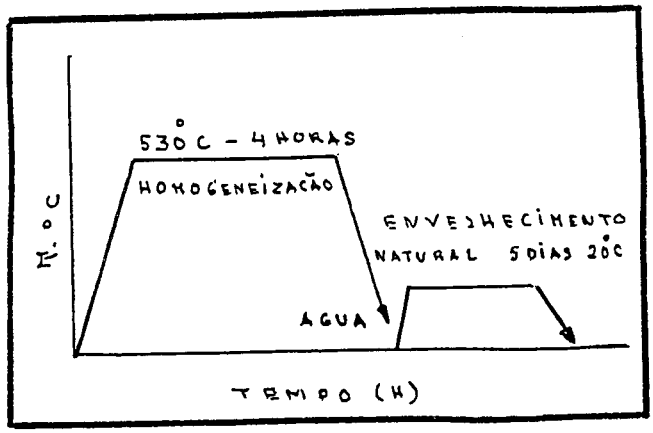


Fig.5.4 - Ciclo de tratamento térmico

O mecanismo de endurecimento é o normal para as ligas Al-Cu (GP1 - GP2 - θ ´e θ ´) com a difrença de que, a fase metaestável endurecedora θ ´é do tipo Al_2CuMg e não Al_2Cu.

O titânio que aparece na designação desta liga está presente para afinação das dendrites primárias de (Al). Segundo vários autores, o seu efeito é profundamente melhorado, se antes do vazamento se fizer uma adição de boro, ou melhor, de liga mãe Ti B Al, já que as particulas de Al_3 Ti precipitam muito mais finamente do que no caso de não estar presente Boro.

5.2 - LIGAS DE COBRE

A indústria do cobre tem vindo a desenvolver, há já muitos, anos estudos inerentes à elaboração de ligas especialmente destinadas ao fabrico de coquilhas.

O material de base será o cobre comercialmente puro ao qual se adicionam determinados elementos de liga. Estes elementos de liga vão permitir o endureceimento por precipitação.

Os latões e os bronzes da antiguidade eram bons exemplos destas ligas.

A quantidade de endurecimento depende da natureza e quantidade do elemento adicionado. O preço que se paga por este endurecimento será a menor condutibilidade [64]. Por este motivo, as ligas utilizadas no fabrico de lingoteiras e coquilhas, apresentam quantidades limitadas de elementos de liga. O seu efeito sobre a condutibilidade eléctrica, mostrado na fig.5.5 a seguir, aplica-se também à condutibilidade térmica.

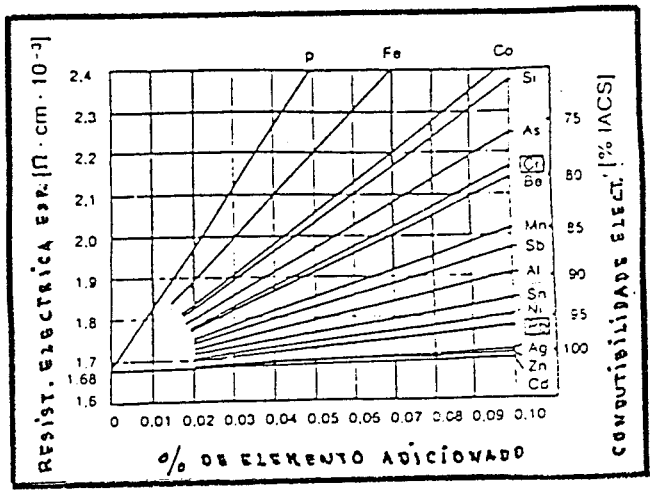


Fig.5.5 - Efeito dos elementos de liga sobre a condutibilidade eléctrica do cobre

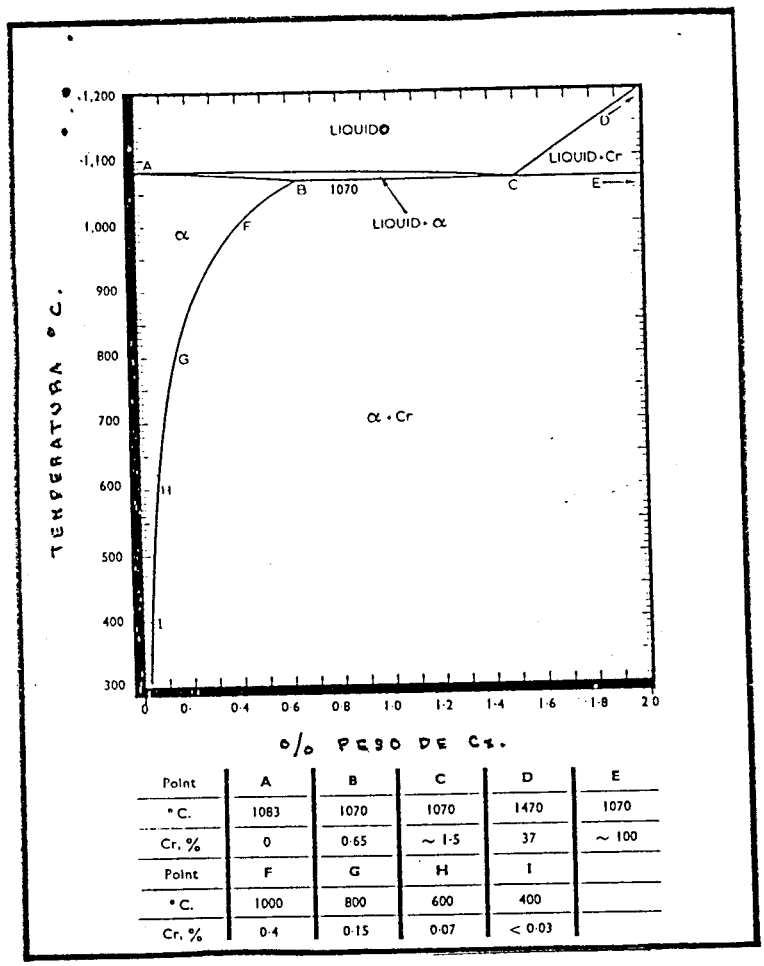
As ligas de cobre de baixa liga apresentam as seguintes características comuns:

- Os fracos teores de elementos adicionados permitem melhorar, mediante tratamento térmico ou trabalho a frio, as características mecânicas ou de maquinagem deste metal, sem alterar significativamente as suas propriedades fundamentais de condutibilidade eléctrica e térmica assim como de resistência à corrosão.

5.2.1 - Ligas de cobre-crómio

A fig.5.6 apresenta a zona rica em cobre, do diagrama de equilíbrio das ligas cobre crómio. Os valores indicados não são rigidamente definitivos [63].

Existe um eutético para cerca de 1.5% de Cr a 1070°C.



Point	A	B	C	D	E
°C.	1083	1070	1070	1470	1070
Cr. %	0	0·65	~ 1·5	37	~ 100
Point	F	G	H	I	
°C.	1000	800	600	400	
Cr. %	0·4	0·15	0·07	< 0·03	

Fig. 5.6 - Diagrama de equilíbrio das ligas cobre-crómio

Conforme se verifica a solubilidade de crómio no cobre é máxima para 0.65% de Cr a 1070°C, decrescendo para menos de 0.01% à temperatura ambiente. Esta liga está pois apta a sofrer o tratamento térmico de endurecimento por precipitação.

As ligas comerciais disponiveis de cobre-crómio, contêm 1% de crómio e sofrem um tratamento de solução para lhes conferir uma condutibilidade de 45% IACS (*) seguida de tratamento de precipitação para elevar este para 80%. A resistência à tracção é aumentada após tratamento térmico completo, assim como a temperatura de recristalização que atinge os 400°C, quer dizer dupla da do cobre trabalhado a frio.

Em 1913 o cobre foi adoptado como o metal standard com 100% de condutibilidade conhecido como IACS (International Annealed Copper Standard) e é equivalente a uma resistividade eléctrica de:

0.017241 Ω / mm² / m a 20°C

5.2.2 - Ligas de cobre-zircónio

O cobre forma um eutético com o composto intermetálico Zr Cu_3, o qual contém 32.8% de Zr e funde a 1138°C [63].

A fig.5.7 representa a zona rica em cobre do diagrama de equilíbrio das ligas cobre zircónio. Existe um ponto eutético para cerca de 12.9% de Zr a 965°C embora se mantenham algumas dúvidas acerca da composição exacta.

A solubilidade sólida de $ZrCu_3$ é baixa, decrescendo de 0.15% de Zr a 965°C para 0.08% a 900°C e menos de 0.01% à temperatura ambiente.

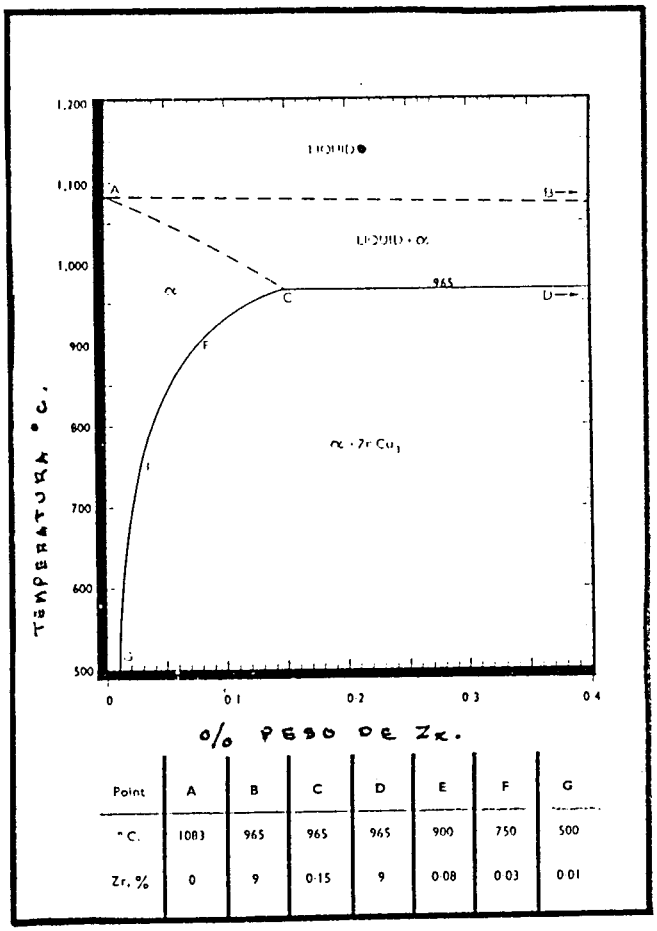


Fig.5.7 - Diagrama de equilíbrio das ligas cobre-zircónio

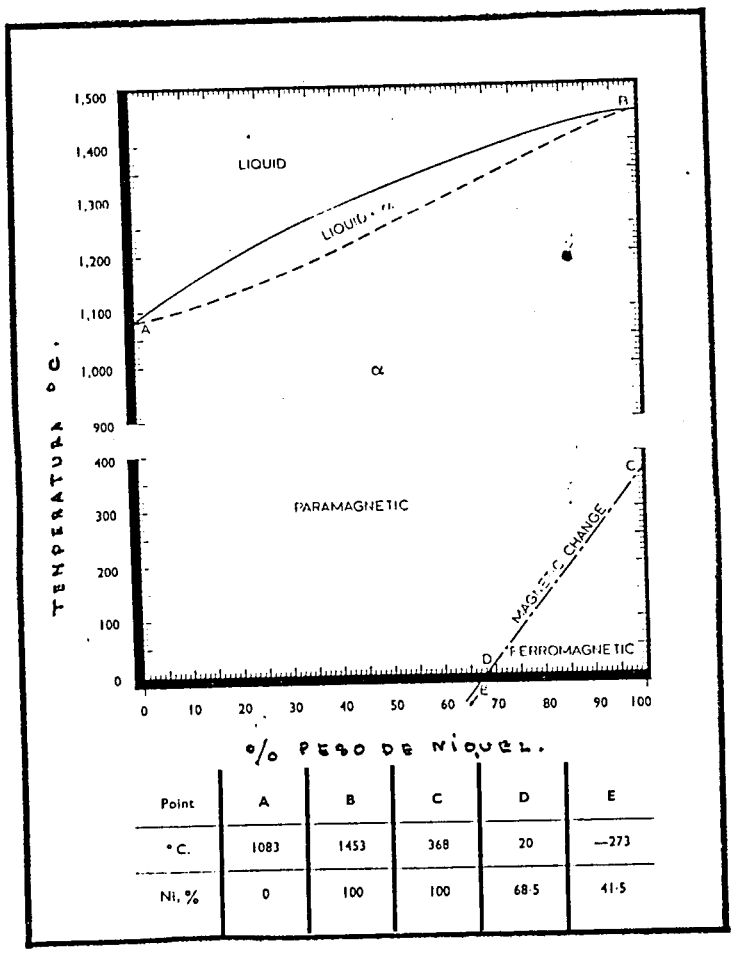
O tratamento destas ligas consiste numa têmpera entre 850°C e 900°C seguida de precipitação entre 375-450°C.

A liga resultante apresenta uma condutibilidade que excede 90% IACS com uma resistência à tracção, à temperatura ambiente e a elevada temperatura, superior às usuais ligas de cobre-crómio.

5.2.3 - Ligas de cobre-níquel

A fig. 5.8 representa o diagrama de equilíbrio das ligas cobre-níquel, mostrando um solução sólida continua com uma malha cúbica de faces centradas [63].

Poderá verificar-se que a linha "solidus" não está perfeitamente definida.



Point	A	B	C	D	E
°C.	1083	1453	368	20	—273
Ni, %	0	100	100	68·5	41·5

Fig.5.8 - Diagrama de equilíbrio das ligas cobre-níquel

Todo este conjunto de ligas formando soluções sólidas apresentam elevada ductilidade, possuem uma muito boa resistência à corrosão, particularmente em ambientes marinhos.

As ligas de cobre níquel são fragilizadas pelo carbono, oxigénio e enxofre. Qualquer carbono presente será precipitado a temperaturas superiores a 800°C.

As ligas comerciais de cobre-níquel apresentam composições de 90/10 e 70/30, sendo as ligas com 15% de Ni utilizadas na cunhagem de moedas.

No entanto existem ligas com mais baixo teor em níquel $\approx$ 2.5% com pequenas adições de Cr (0.4%) e Si (0.7%) utilizadas no fabrico de pistões de injecção de alumínio, e moldes de vazamento em coquilha para o bronze e o latão entre outras.

5.2.4 - Liga de cobre-crómio-zircónio

Esta liga é especial devida às suas atractivas propriedades físicas e mecânicas [64].

1. Composição química

Cr% - 1.0
Zr% - 0.12
Outros% - 0.5

2.Propriedades físicas

Condutibilidade eléctrica	81% IACS
Condutibilidade térmica	315 w / m °K
Coeficiente de expansão térmica (20-300°c)	$18.0 \times 10^{-6}\ k^{-1}$
Módulo de elasticidade	128000 N/mm^2
Temperatura de recristalização	500°C

3.Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas variam com a temperatura de acordo com o quadro 5.A (a seguir).

Temperatura °C	Limite Elástico 0.2% N/mm^2	Resistência à Tracção N/mm^2	Alongamento %	Dureza Brinell
20	300	410	18	125
150	290	400	17	
200	280	380	17	
250	270	340	15	
350	240	320	13	

Quadro 5.A

Comparativamente com outras ligas de cobre, apresenta uma maior temperatura de recristalização, uma superior resistência mecânica quer à temperatura ambiente quer a temperaturas elevadas, enquanto que a susceptiblidade à fluência é menor.

A curva da fig. 5.9 a seguir compara a resistência à fluência entre uma liga de Cu Ag e outra de Cu Cr Zr (Elbr RS é a designação comercial).

Este material apresenta igualmente uma boa resistência à distorção, o que é particularmente importante no fabrico de coquilhas.

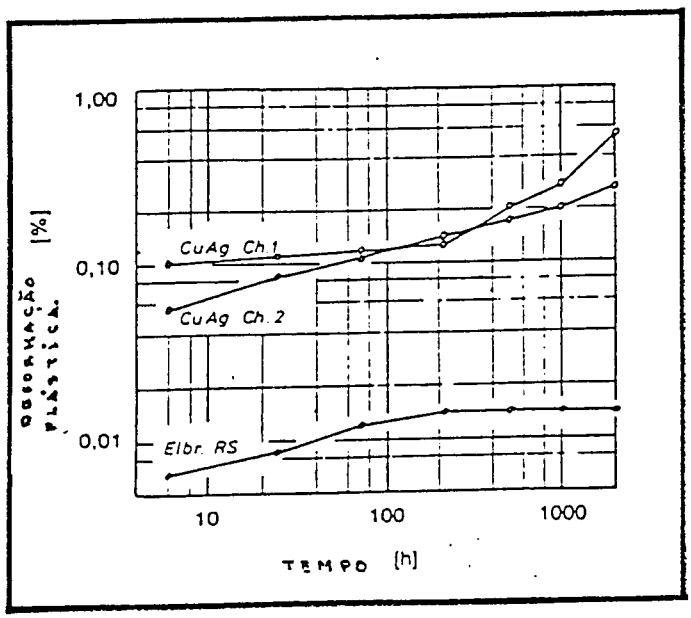


Fig. 5.9 - Resistência à fluência do Cu Ag e Cu Cr Zr (Elbr.RS) a 200°C

5.2.5 - Liga de cobre-níquel silício e crómio

1. Composição química

Ni% - 2.5

Cr% - 0.4

Si% - 0.7

2. Caracteristicas mecânicas e físicas

Resistência à tracção	88 Ksi
Limite elástico	70 Ksi
Alongamento	13.5%
Dureza Rockwell B	94.5
Condutibilidade térmica	47% IACS

Esta liga está a ser muito usada como substituta das ligas de cobre com 0.5% de berílio, em numerosas aplicações, tais como:

- Porta eléctrodos
- Eixos de máquinas de soldar
- Cabeças de soldadura
- Pistões de injecção de alumínio
- Moldes de vazamento em coquilha para bronzes e latões.

5.3 - FERROS FUNDIDOS NODULARES

Os ferros nodulares são um tipo relativamente recente de ferros fundidos, produto da investigação metalúrgica.

Um grande número de importantes aplicações do ferro nodular têm sido desenvolvidas devido à sua ductilidade, alto módulo de elasticidade e elevada resistência, que permite cargas elevadas com baixa deflexão. Assim neste tipo de materiais, o limite elástico pode variar desde 40.000 a 100.00 psi e a ductilidade desde 18% até um mínimo de 2%. Contudo a produção de ferro nodular, envolve uma metalurgia complexa e um processo de controle muito apertado [65].

Segundo as normas A.S.T.M. os vários tipos de ferro nodular são usualmente identificados por três números, como por exemplo, 60-40-18. O primeiro número indica a resistência à tracção mínima, o segundo designa o limite elástico mínimo e o terceiro a mínima percentagem de alongamento, conforme se poderá observar na tabela a seguir.

Grau e Tratamento Térmico	Resistência á Tracção psi	Limite Elástico psi	Percentagem de Alongamento 2"	Dureza Brinell	Matrix Micro-Estrutura
60-40-18 (1)	60.000	40.000	18	149-187	ferrite
65-45-12 (2)	65.000	45.000	12	170-207	ferrite e perlite
80-55-06 (3)	80.000	55.000	6	187-255	perlite e ferrite
100-70-03 (4)	100.000	70.000	3	217-269	perlite
120-90-02 (5)	120.000	90.000	2	240-300	martensite revenida

Quadro 5.B

(1) Pode ser recozido após vazamento
(2) Geralmente obtido em bruto de vazamento
(3) Bruto de vazamento com alto teor de Mn
(4) Obtido por tratamento de normalização
(5) Temperado e revenido até à dureza pretendida

As principais diferenças entre as várias classes tem a ver com a microestrutura que rodeia os nódulos de grafite existindo uma forte relação entre as propriedades de tracção e a dureza do material e assim:

a) Os ferros de matriz ferrítica, muitas vezes recozidos, têm baixo carbono combinado. A dureza e a resistência dependem do endurecimento da ferrite pelos elementos nela dissolvidos, em que o silício é o mais importante. O manganês e o níquel são também endurecedores da ferrite.

b) Nos ferros de matriz perlítica, o carboneto lamelar é o principal agente endurecedor.

c) Uma matriz martensítica obtida por tratamento térmico apresenta elevada resistência e dureza. A fig. 5.10 a seguir relaciona a dureza e as propriedades de tracção do nodular ferrítico e perlítico.

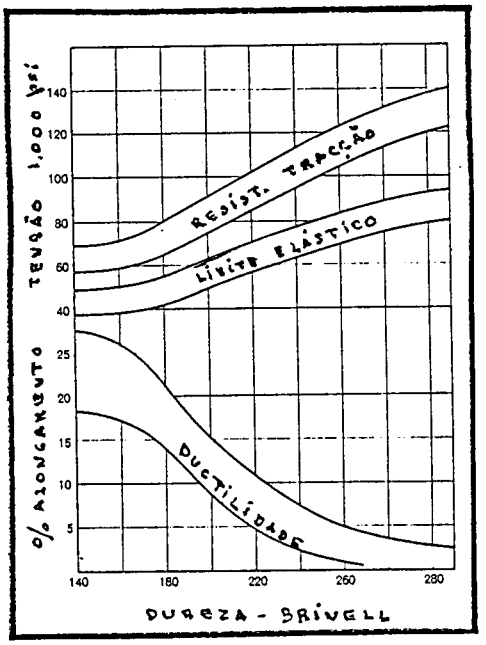


Fig. 5.10 - Relação entre dureza e propriedades de tracção do nodular ferrítico e perlítico

O lado esquerdo do gráfico representa os ferros de matriz inteiramente ferrítica. O lado direito representa uma matriz perlítica muito fina, obtida por normalização. A zona central do gráfico, indica as propriedades dos ferros com matriz ferrítica e perlítica, ou perlite grosseira.

A composição química dos ferros nodulares tem um efeito directo sobre as suas propriedades.

Assim, as classes mais "macias" têm baixo conteúdo de elementos estabilizadores da perlite tais como manganês, minimizando o conteúdo em carbono combinado.

A gama típica de composições em carbono e sílicio neste tipo de ferros, está representada na fig.5.11 a seguir.

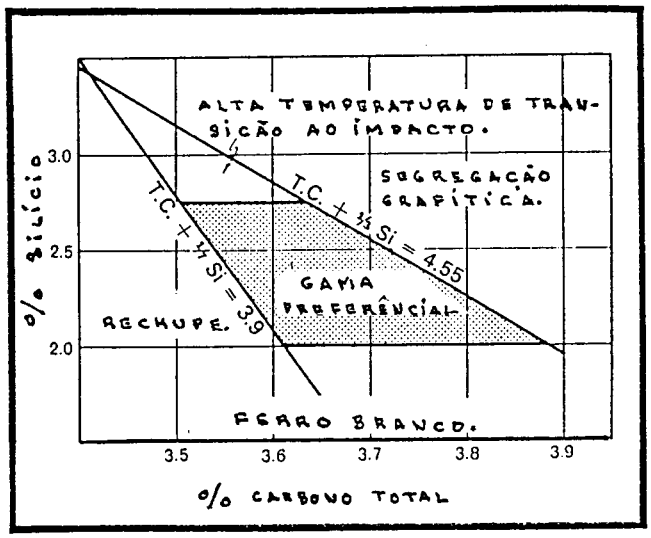


Fig.5.11 - Gama de composições em carbono e silício nos ferros nodulares e factores práticos que tendem a limitar esta variação em composição

Conforme se pode observar três dos lados desta "gama preferêncial" tem a ver com a produção satisfatória dos fundidos. O quarto lado diz respeito à influência dos altos conteúdos em silício, sobre a alta temperatura de transição à fractura por impacto.

Um aumento do teor em silício, resulta num abaixamento da dureza do ferro e aumento da ductilidade por formação de ferrite de preferência à perlite. Contudo nos ferros inteiramente ferritícos, tais como os recozidos, o silício actua como um endurecedor da ferrite e assim elevados conteúdos em silício originam ferros nodulares ferríticos de elevada resistência.

O níquel tem um efeito semelhante.

Nos nodulares perlíticos, um aumento da percentagem em manganês, ou adições de cobre, molibdénio ou níquel tendem a aumentar a dureza e quantidade de perlite que é formada tendo como consequência directa, aumento da resistência e diminuição da ductilidade.

A presença de cerca de 0.04% de Sn nos nodulares perlíticos é muito efectiva na eliminação da formação da ferrite em volta dos nódulos de grafite, característica da estrutura em "olho de boi".

5.3.1 - Propriedades a altas temperaturas

A selecção correcta dos materiais para trabalharem a altas temperaturas passa pelo conhecimento das reais condições de serviço tais como:

- Temperatura máxima de trabalho
- Tempo de permanência a essa temperatura
- Meio ambiente
- Gradientes térmicos na peça
- Variações de temperatura
- Cargas aplicadas
- Exigências dimensionais

A alta resistência dos ferros nodulares é mantida a temperaturas moderadas. O seu alto conteúdo em silício melhora a resistência à oxidação mas este alto teor em silício e a grafite esferoidal, provocam um apreciável abaixamento da condutividade térmica.

Em aplicações envolvendo grandes diferênçiais de temperatura, o alto módulo de elasticidade, baixa condutibilidade térmica e apreciável ductilidade ocasionam empenos nos fundidos em ferro nodular.

A - Efeito da temperatura

A estabilidade térmica destes ferros no que respeita às suas propriedades mecânicas e manutenção das suas dimensões originais, depende da estabilidade da microestrutura e da resistência do ferro à oxidação.

A dureza e resistência dos ferros nodulares a temperaturas acima de 430°C vão gradualmente diminuindo conforme se verifica na fig.5.12 a seguir:

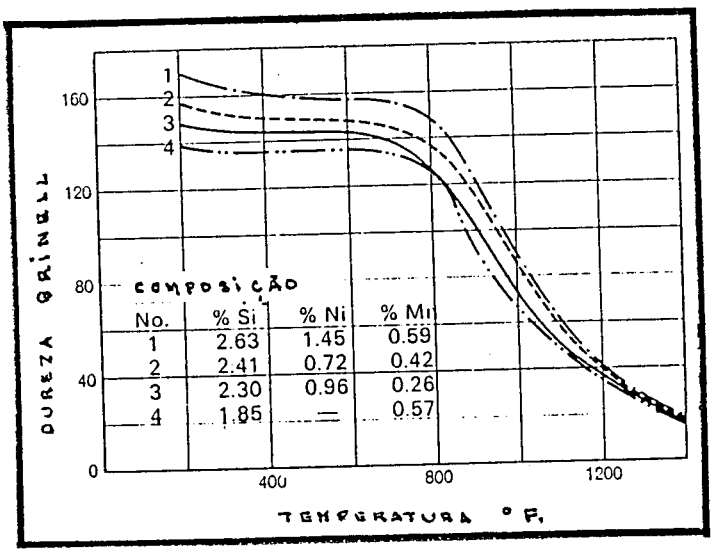


Fig.5.12 - Dureza Brinell a diferentes temperaturas para quatro tipos de ferros nodulares

Os ferros nodulares ferriticos recozidos são metalográficamente estáveis até cerca de 735°C. As suas propriedades são dependentes da composição química. Assim o teor em silício, e as adições de níquel, molibdénio e alumínio, influenciam directamente as propriedades da ferrite a elevadas temperaturas.

Os ferros nodulares perlíticos são metalográficamente estáveis até cerca de 430°C. Acima de $\approx$ 540°C os carbonetos da perlite podem gradualmente esferoidizar e depois decomporem-se em ferro e grafite. Esta grafitização ocorre a uma velocidade mensurável a temperaturas acima de 650°C. A velocidade depende da composição química do ferro, especialmente o seu teor em silício, e elementos estabilizadores de carbonetos tais como Mn, Mo e Cr. À medida que a grafitização progride a dureza e a resistência irão diminuindo.

B - Estabilidade dimensional

Mesmo na ausência de tensões aplicadas, os ferros nodulares têm tendência a dilatar a elevadas temperaturas (>400°C). As causas desta dilatação poderão ser:

- grafitização do carbono
- oxidação da liga
- mudanças de volume heterogéneas

nas passagens dos pontos de transformação. Estes fenómenos são acelerados por aquecimentos e arrefecimentos sucessivos. Assim a passagem acima do ponto de transformação acelera fortemente a dilatação da peça, principalmente no caso de ferros fundidos de grafite lamelar. As mudanças de volume que acompanham as transformações de $\alpha \rightarrow \gamma$ e $\gamma \rightarrow \alpha$ provocam a fissuração ou a separação dos óxidos, reduzindo assim a protecção do metal. Por outro lado, originam contracções internas cuja relaxação conduz a uma dilatação com formação de vazios que rapidamente são preenchidos pelos óxidos.

A velocidade e quantidade de dilatação depende da composição e estrutura do ferro, do tempo de permanência a uma dada temperatura e de esta ser constante ou cíclica.

No caso do material estar submetido a temperatura constante e se essa temperatura for inferior a 820°C aproximadamente, as indicações são de que:

- Os nodulares ferríticos recozidos não sofrem dilatação.
- Os perlíticos normalizados ou os perlítico-ferríticos brutos de vazamento experimentam dilatação por grafitização, que poderá atingir 1% numa estrutura inteiramente perlítica.

No caso de temperatura constante e superior a 820°C as indicações são de que:

- Todos os nodulares se dilatam substancialmente, mas as estruturas perlíticas (normalizadas ou em bruto de vazamento) dilatam-se mais que as classes ferriticas recozidas.

- Um alto teor em silício aumenta a resistência à dilatação.

No caso do material estar submetido a aquecimentos e arrefecimentos cíclicos a dilatação pode continuar para além da grafitização podendo mesmo atingir 3%de dilatação linear. A presença de elementos estabilizadores de carbonetos tais como Cr e Mo inibem o crescimento.

C - Resistência à oxidação

A partir de temperaturas superiores a 500°c e em atmosfera oxidante o ferro fundido recobre-se de uma calamina formada de muitos óxidos: Fe_2O_3, Fe_3O_4 e FeO, etc.

O ferro nodular é mais resistente à oxidação a temperaturas elevadas do que o ferro cinzento lamelar ou mesmo o aço ao carbono. Esta superioridade pode ser atribuida ao seu alto teor em silício e à forma esferoidal da grafite.

A velocidade de oxidação pode ser determinada pelo aumento de peso do material.

A fig. 5.13, relaciona o aumento de peso de três ferros nodulares (curvas inferiores) e um ferro cinzento (curva superior) expostos ao ar a uma temperatura de cerca de 870°C (1600°F).

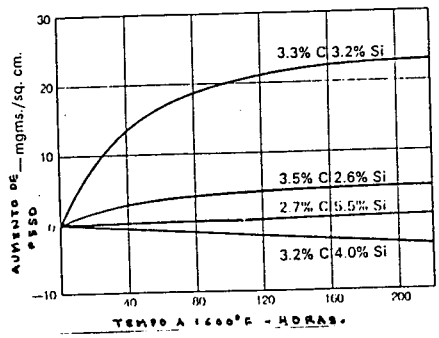


Fig.5.13 - Relação entre a variação em peso e o tempo em horas após oxidação ao ar a cerca de 870°C-

Podemos ver que a perda em peso através da descarboração das classes de elevado silício pode exceder o ganho em peso devido à formação de óxidos, conduzindo a um resultado negativo.

As classes regulares de ferro nodular apresentam excelente resistência à oxidação a cerca de 650°C (1200°F) e as classes com elevada percentagem de silício são muito utilizadas a altas temperaturas. O silício é muito eficaz em termos de resistência à oxidação, conforme se verifica no gráfico tridimensional da fig. 5.14.

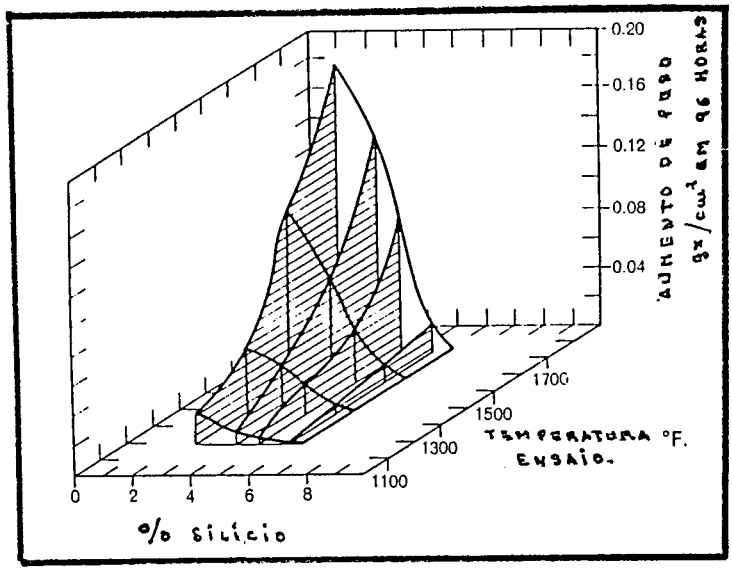


Fig. 5.14 - Efeito do silício na resistência à oxidação ao ar entre 1200°F e 1750°F

D. Caracteristicas mecânicas a elevadas temperaturas

A fig.5.15 a seguir, representa o resultado das características mecânicas dos ferros nodulares ferriticos (à esquerda) e perliticos (à direita) a temperaturas compreendidas enter 0 e 704°C (1300°F).

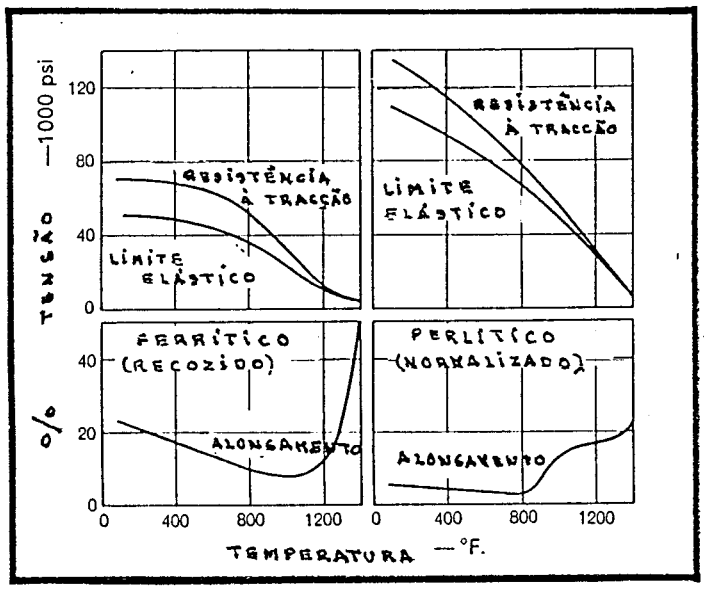


Fig. 5.15 - Caracteristicas mecânicas em função da temperatura

Estes dados não são normalmente aplicáveis em projecto, devido ao curto tempo envolvido nos testes. Contudo poderão indicar a possibilidade de deformação a quente (p.ex.forjamento) dos ferros nodulares. Um resumo das propriedades a elevada temperatura deste tipo de materiais, está indicado na fig. 5.16 a seguir.

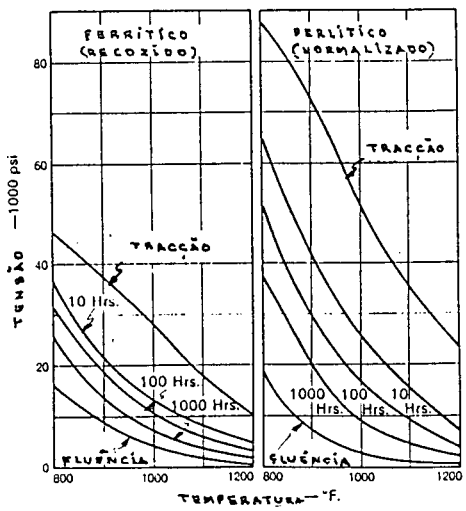


Fig.5.16 - Resumo das propriedades a elevadas temperaturas. A velocidade de fluência é de 0.0001 % por hora.

E - Resistência à fluência

Velocidades típicas de fluência para ferros nodulares podem ser observadas na fig.5.17 para os do tipo ferritico recozidos e na fig.5.18 para os do tipo perlitico. A estrutura perlitica tem caracteristicas de resistência superior à estrutura ferritica, para temperaturas até cerca de 800°F.

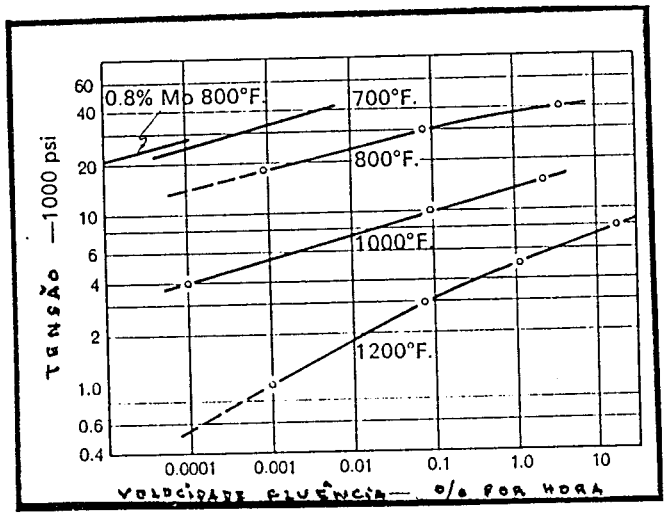


Fig.5.17 - Influência da tensão sobre a velocidade mínima de fluência do nodular ferrítico com 2.5% de Si e 1.0% de Ni.

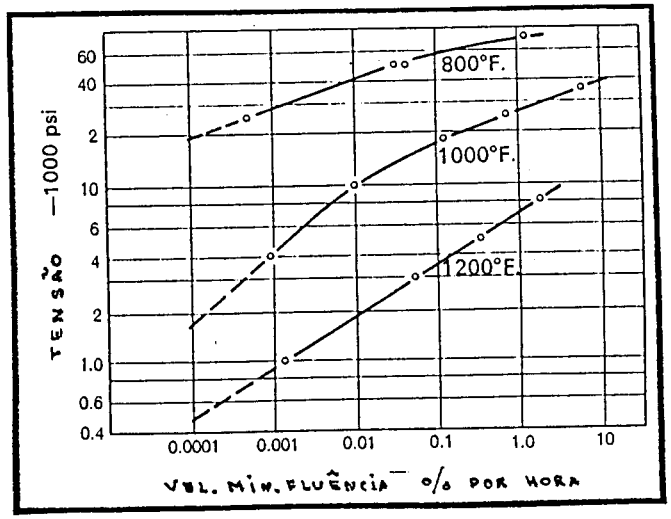


Fig. 5.18 - Influência da tensão sobre a velocidade mínima de fluência do nodular perlítico

A altas temperaturas, a perlite microestruturalmente instável, gradualmente grafitiza, resultando numa estrutura ferrítica com uma resistência à fluência menor que os graus ferríticos standards. Esta inversão de superioridade acima dos 800°F resulta do facto de que a velocidade de fluência do nodular perlítico incluir dilatação por grafitização, que se sobrepõe a um comportamento normal de fluência.

O molibdénio é muito eficaz no aumento da resistência a temperaturas elevadas, no caso dos nodulares ferríticos conforme se verifica na fig.5.17.

5.3.2 - Propriedades Físicas

Além das propriedades mecânicas dos ferros fundidos, um grande número de outras caracteristicas, tais como densidade, dilatação térmica, condutibilidade térmica, calor específico, condutibilidade eléctrica, propriedades magnéticas e acústicas são de importância considerável.

A - Dilatação térmica

O coeficiente de dilatação térmica dos ferros, depende essencialmente da estrutura da matriz, ainda que seja influênciado em menor grau pela temperatura e estrutura da grafite e ligeiramente (com excepção dos ferros com alto Ni) por variação na composição.

O efeito da temperatura sobre o coeficiente de dilatação térmica para um grupo de ferros incluindo, cinzentos, nodulares e estruturas mistas, está ilustrado na fig. 5.19, a seguir.

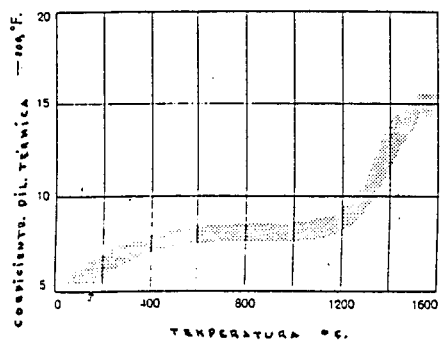


Fig.5.19 - Influência da temperatura no coeficiente de dilatação térmica de ferros cinzentos nodulares e mistos

O quadro 5.C a seguir indica valores típicos do coeficiente de dilatação térmica para ferros dúcteis por grau x10^{-6}.

Temperatura		Ferrítico 60-45-10		Perlítico 80-60-03	
°F	°C	°F	°C	°F	°C
68- 212	20- 100	6.4	11.5	6.4	11.5
68- 392	20- 200	6.5-6.6	11.7-11.8	6.6-7.0	11.8-12.6
68- 572	20- 300			7.0	12.6
68- 752	20- 400			7.3	13.2
68- 932	20- 500			7.4	13.4
68- 1112	20- 600	7.5	13.5	7.5	13.5
68- 1292	20- 700			7.6	13.8

Quadro 5.C

B - Condutibilidade térmica

A forma da grafite nos ferros afecta grandemente esta característica (ver fig.5.19), assim como a sua microestrutura e temperatura, conforme ilustrado no quadro 5.D a seguir, expresso em calorias por centímetro quadrado, por segundo, por centímetro e por grau centígrado.

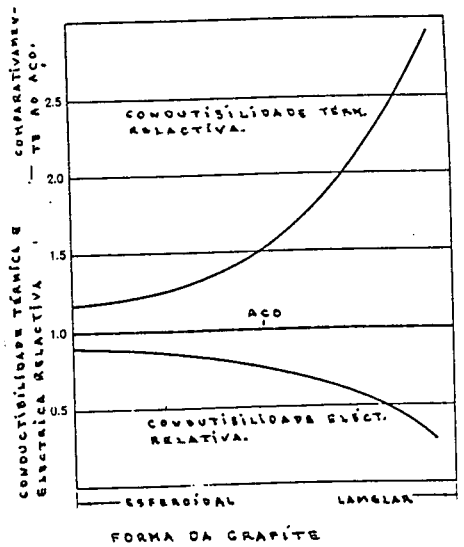


Fig. 5.19 - Efeito da forma da grafite sobre a conductibilidade de ferros cinzentos nodulares e aços

Condutibilidade térmica de vários microconstituintes nos ferros fundidos cal/cm/cm2/s/°C

Microconstituintes	0-100°C	500°C	1000°C
Grafite segundo o eixo C	≈ 0.2		
Grafite segundo plano babal	0.7-1.0	0.2-0.3	0.1-0.15
Ferrite	0.17-0.19	0.1	
Perlite	0.12	0.1	
Cementite	0.017		

Quadro 5.D

O silício, níquel e alumínio, baixam acentuadamente a condutibilidade dos nodulares. O cobre baixa-a levemente até 2%, não tendo qualquer efeito a partir deste valor. Nos ferros fundidos em geral a conductibilidade diminui com o aumento da temperatura.

6

Metodologia de Execução dos Ensaios

6.1 - OS MATERIAIS ENSAIADOS E SUAS CARACTERISTICAS

Os materiais seleccionados para ensaio, conforme já anteriormente referidos são os seguintes:

Referência	Designação
1 - F.N.F.	Ferro Nodular Ferrítico
2 - F.N.P.	Ferro Nodular Perlítico
3 - Al Si	Alumínio-Silício
4 - Al Cu	Alumínio-Cobre
5 - Cu Cr	Cobre-Crómio
6 - Cu Ni	Cobre-Níquel

Quadro 6.A

As características químicas, físicas, mecânicas e metalúrgicas, de cada um destes materiais vêm a seguir indicadas.

- **Ligas de Ferro**

Referência	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Sn %	Cu %	Mg %	Outras Caraterísticas
1 - F.N.F	3.65	3.20	0.119	0.0044	0.0015	0.030	-	0.016	0.049	Ver 5.3
2 - F.N.P.	3.55	2.55	0.160	0.030	0.0021	0.050	0.1	1.00	0.050	Ver 5.3

Quadro 6.B

- **Ligas de Alumínio**

Referência	Si %	Fe %	Cu %	Mg %	Ni %	Ti %	Outras Características
3 - Al Si	11.5	0.12	0.90	1.15	0.98	-	Ver 5.1.1
4 - Al Cu	0.05	0.17	4.8	0.31	-	0.20	Ver 5.1.2

Quadro 6.C

• **Ligas de Cobre**

Referência	Cr %	Si %	Be %	Zr %	Ni %	Outros %	Outras Características
5 - Cu Cr	1.0	-	-	0.12	-	0.5	Ver 5.2.4
6 - Cu Ni	0.4	0.7	-	-	2.5	-	Ver 5.2.5

Quadro 6.D

Nota : As ligas de ferro e alumínio foram vazadas em areia, e as de cobre forjadas e tratadas térmicamente pelo fornecedor.

6.2 - PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA ENSAIO

Numa primeira fase todas as amostras sofreram as seguintes operações:

a) Corte até dimensões aproximadas de (130x90x20 mm).

b) Fresagem das duas faces maiores com o objectivo de aumentar a fidelidade dos ensaios de planeza subsequentemente executados.

c) Furação e roscagem na parte superior , para fixação à máquina de ensaios de fadiga térmica. Ver fig.2.1 e 6.1.

As placas em alumínio foram anodizadas. Mediu-se a espessura da camada anodizada, que apresentaram um valor médio de cerca de 15 μ.

Uma placa de cada um dos materiais 1,2,3,4,5, foi instrumentada, soldando ou cravando, conforme o material, na zona central das mesmas termopares de "cromel-alumel", a diferentes profundidades ao longo da espessura, conforme se poderá confirmar nas fig.6.1, 6.2 e quadro 6.G.

Os fios dos termopares foram reunidos e fixados com uma âncora, de acordo com o exemplificado na fig.6.2.

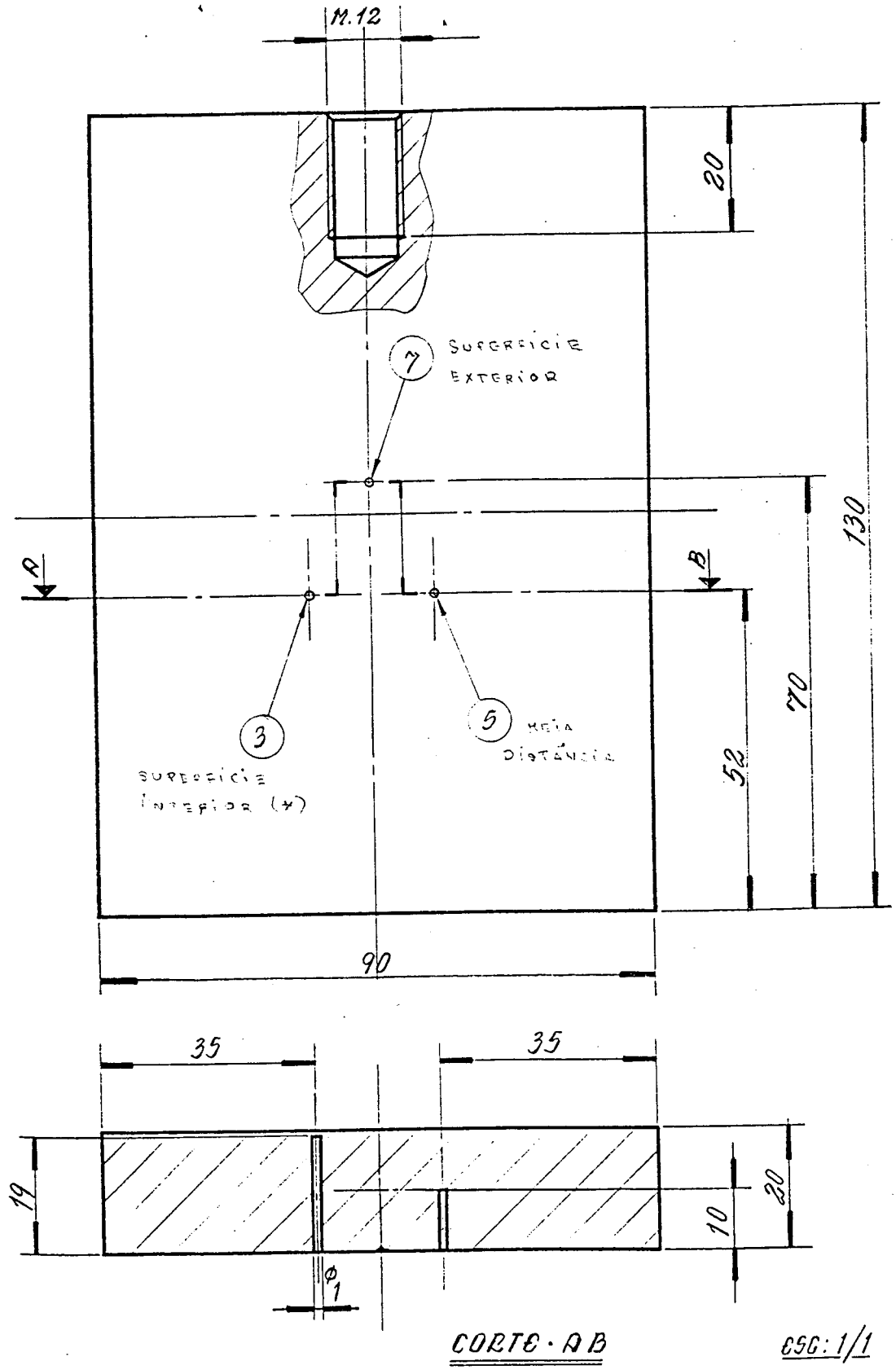

M.12
20
7
SUPERFICIE EXTERIOR
130
A
B
3
SUPERFICIE INTERIOR (*)
5
MEIA DISTÂNCIA
70
52
90
35
35
19
10
20
ϕ1
CORTE · A B
ESC: 1/1

Fig.6.1

Fig.6.2 - Placa instrumentada com termopares de "Cromel-Alumel" e respectiva âncora

6.3 - ENSAIOS DE PLANEZA

6.3.1 - Introdução

Como se sabe, uma coquilha deixa de satisfazer as condições a que se destina a partir do momento em que se apresenta empenos ou fissuras.

Estas distorções são uma consequência dos ciclos de aquecimento e de arrefecimento, a que as coquilhas estão sujeitas, durante o processo produtivo.

Os empenos irão pois interferir nas dimensões finais das peças fundidas, pelo que o controle da planeza se reveste de primordial importância.

6.3.2 - Descrição do método

Os ensaios de planeza, foram executados segundo a Norma Francesa:

E10-102 Décembre 1984 "Methode de Messurage Dimensionnel".

A "planeza" é por definição a qualidade daquilo que é plano. Na prática é a distância mínima entre dois planos paralelos imaginários que contêm todos os pontos do plano a medir.

O ensaio baseou-se no critério da "bandeira inglesa" que se resume ao seguinte:

1°) As amostras preparadas de acordo com 6.2 a) b) e c), foram traçadas como indica a fig.6.3.

As diagonais 1 e 2 e as medianas 7 e 8 cruzam-se no centro da peça. A distância entre pontos ou passo foi neste caso de cerca de 18 mm.

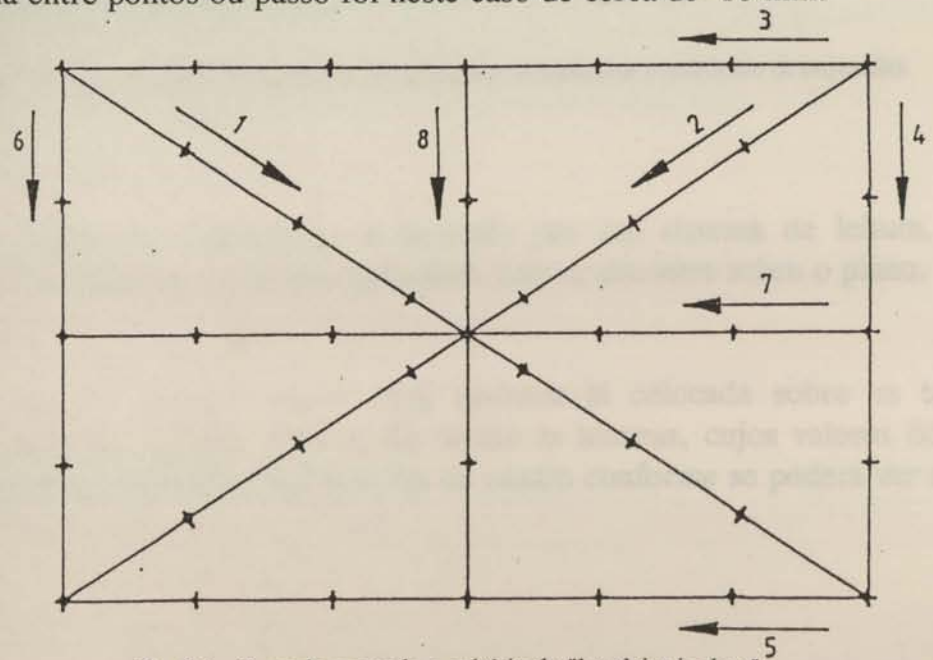


Fig.6.3 - Traçado segundo o critério da "bandeira inglesa"

2°) As amostras foram colocadas sobre um plano de granito de grau 00, apoiado em três suportes metálicos, conforme representado nas figuras 6.4 e 6.5 a seguir.

Fig.6.4 - Plano de granito "00", suportes da amostra e comparador electrónico (à esquerda).

O comparador electrónico é formado por um sistema de leitura, à esquerda da fotografia, e por um apalpador, que se encontra sobre o plano.

Na fig.6.5, poderá ver-se uma amostra já colocada sobre os três suportes metálicos, pronta para se dar início às leituras, cujos valores lidos em "mm" foram registados nos boletins de ensaio conforme se poderá ver em anexo 1.

Fig.6.5 - Amostra a ensaiar colocada sobre os três suportes existentes no plano.

3°) As leituras em "mm" foram tratadas em computador que efectua o ajuste de uma recta pelo "Ponto Final", (segundo a Norma Francesa anteriormente referida) e de acordo com os seguintes passos:

- Basculamento da recta
- Ajuste de acordo com o critério usado (bandeira inglesa) - Translação e Rotação.
- Translação final para só aparecerem desvios positivos.

A partir do gráfico isométrico podemos concluir quanto é que a amostra empenou e a respectiva geometria que tomou.

Os resultados obtidos efectuados sobre amostras, antes e após ensaio de fadiga térmica (100 ciclos) estão resumidos no quadro 6.E a seguir.

Referência das amostras	Erro máximo de planeza (mm)		Diferenças de erro	Gráfico de planeza (anexo 1)
	Antes do ensaio	Após 100 ciclos *		
1 - F.N.F.	0.015	0.093	0.078	Antes Pag 135 Depois Pag 138
2 - F.N.P.	0.065	0.071	0.006	Antes Pag 141 Depois Pag 143
3 - Al Si	0.036	2.909	2.873	Antes Pag 146 Depois Pag 149
4 - Al Cu	0.028	2.391	2.363	Antes Pag 152 Depois Pag 155
5 - Cu Cr	0.024	0.030	0.006	Antes Pag 158 Depois Pag 162
6 - Cu Ni	0.019	0.051	0.032	Antes Pag 165 Depois Pag 168

Quadro 6.E

* - Ver condições de ensaio em 6.4.3.

6.4 - ENSAIOS DE FADIGA TÉRMICA

6.4.1 - Introdução

• Conforme anteriormente referido pretendeu-se avaliar o comportamento à fadiga térmica de materiais para coquilhas em ferro fundido, ligas de alumínio e ligas de cobre, eventualmente utilizadas no fabrico de de peças em ferro fundido nodular.

• Todos os materiais foram ensaiados em condições idênticas de forma a permitir estabelecer valores comparativos entre eles.

• É conhecido que a temperatura de fusão das ligaa de alumínio é bastante inferior às de cobre ou ferro.

• Sabiamos no entanto que estavam a decorrer em alguns países, nomeadamente países do leste, estudos referentes ao vazamento de ferros nodulares, em coquilhas de alumínio anodizado.

ENSAIOS DE FADIGA TÉRMICA COM AMOSTRAS INSTRUMENTADAS

REFERÊNCIA DO MATERIAL	GAMA DE CICLOS — PICO MÁXIMO E MÍNIMO DE TEMPERATURAS (VER ANEXO 2) (*)			TERMOGRAFIA		OBSERVAÇÕES	CICLO 20 — GRADIENTE DE TEMPERATURA AO LONGO DA ESPESSURA		
				CICLO	FOTOGRAFIA		LOCALIZAÇÃO DO TERMOPAR (FIG. 6.1)	TEMPERATURAS MÁXIMAS NO AQUECIMENTO (°C)	TEMPERATURAS MÍNIMAS NO ARREFECIMENTO (°C)
F.N.F	1 - 10 ciclo 10 $T_{máx} \simeq 584°C$ $T_{min} \simeq 340°C$ (*) Pag. 170	20 - 30 $T_{máx} \simeq 595°C$ $T_{min} \simeq 340°C$ (*) Pag. 172	45 - 54 $T_{max} \simeq 580°C$ $T_{min} \simeq 320°C$ (**) Pag. 173	46 49	Fig. 6.14 Fig. 6.15	• AMOSTRA JÁ COM 90 CICLOS. (*) NOS CICLOS 5, 26 E 29, O TERMOPAR DA SUP. EXTERIOR ④ (VER FIG 6.1), APANHOU ÁGUA. (**) MUDANÇA DE GARRAFA DE GÁS.	③ ⑤ ④	600° 544° } ΔT 540° } 60°C Pag 171	326° 480° } ΔT 430° } 150°C Pag 171
F.N.P.	1 - 10 ciclo 10 $T_{máx} \simeq 520°C$ $T_{min} \simeq 290°C$ Pag. 174	20 - 30 $T_{máx} \simeq 520°C$ $T_{min} \simeq 290°C$ Pag. 176	46 - 55 $T_{máx} \simeq 520°C$ $T_{min} \simeq 290°C$ Pag 177	51 52 53	Fig. 6.16 Fig. 6.17 Fig. 6.18	. AMOSTRA JÁ COM 70 CICLOS. NÃO SE VERIFICARAM GRANDES ANOMALIAS DURANTE OS ENSAIOS.	③ ⑤ ④	520° } ΔT 500° } 50°C 440° Pag 175	260° } ΔT 410° } 150°C 345° } 150°C Pag 175
Ap Si	1 - 7 ciclo 7 $T_{máx} \simeq 520°C$ $T_{min} \simeq 220°C$ (*) Pag. 178	(**)	45 - 54 $T_{max} \simeq 520°C$ $T_{min} \simeq 240°C$ Pag 180	48 51 52 53	Fig. 6.19 Fig. 6.20 Fig. 6.21 Fig. 6.22	(*) NOS CICLOS 2, 3 E 5 OS TERMOPARES APANHARAM ÁGUA, E NO FIM DO CICLO 7, O QUEIMADOR NÃO ARRANCOU. (**) VALORES PERDIDOS NO COMPUTADOR.	③ ⑤ ④	530° } ΔT 525° } 50°C 480° } 50°C Pag 179	285° } ΔT 240° } 25°C 265° } 25°C Pag 179
Ap Cu	1 - 10 ciclo 7 $T_{máx} \simeq 580°C$ $T_{min} \simeq 220°C$ (*) Pag. 181	20 - 29 $T_{máx} \simeq 510°C$ $T_{min} \simeq 240°C$ (*) Pag. 183	54 - 63 $T_{max} \simeq 500°C$ $T_{min} \simeq 180°C$ (**) Pag. 184	54 58 59	Fig. 6.23 Fig. 6.24 Fig. 6.25	- AMOSTRA JÁ COM 90 CICLOS. (*) OS TERMOPARES DA SUP. EXTERIOR ④ E MEIA DISTÂNCIA ⑤ (VER FIG 6.1) DEIXARAM DE FAZER CONTACTO. (**) - RECUPERAÇÃO DO CONTACTO COM O TERMOPAR ⑤	③ ⑤ ④	530° FORA DE CONTACTO " " " Pag 182	280° FORA DE CONTACTO " " " Pag 182
Cu Cx.	1 - 10 ciclo 9 $T_{máx} \simeq 600°C$ $T_{min} \simeq 400°C$ Pag. 185	20 - 30 $T_{max} \simeq 580°C$ $T_{min} \simeq 380°C$ (*) Pag. 187	51 - 60 ciclo 51 $T_{máx} \simeq 520°C$ $T_{min} \simeq 300°C$ (*) Pag. 188	53 54	Fig. 6.26 Fig. 6.27	(*) AVARIA REPETIDA DO PILOTO 2060, PARAGEM FREQUENTE DA MÁQUINA, COM DECRÉSCIMO GRADUAL DA TEMPERATURA.	③ ⑤ ④	615° } ΔT 610° } ΔT 560° } 55°C Pag 186	410° } ΔT 460° } 50°C 435° } 50°C Pag 186

(*) CONDIÇÕES DE ENSAIO EM 6.4.3

QUADRO 6.F.

F.E.U.P. FACULDADE DE ENGENHARIA PORTO

• Assim as ligas de alumínio foram protegidas com uma camada anódica que em principio deveria ser o mais espessa possível.

• Realizaram-se ensaios de fadiga térmica sobre amostras instrumentadas (Ver 6.4.2) com base nas ligas de menor ponto de fusão (ligas de alumínio). Definiram-se as condições de ensaio (ver 6.4.3) que se pretendiam serem o mais severas possível, sem causar fusão dos materiais.

Estas condições mais não são do que uma solução de compromisso adoptado igualmente para todos os materiais.

• O quadro 6.F dá-nos uma análise sintéctica dos resultados obtidos com as amostras instrumentadas.

• Finalmente foram realizados ensaios de fadiga térmica sobre amostras não instrumentadas e analisados os seus efeitos em termos de planeza (ver quadro 6.E), estrutura microscópica (ver 6.5) e dureza (ver 6.6).

6.4.2 - Ciclos Térmicos

O objectivo das medições de temperatura, efectuadas sobre as placas instrumentadas submetidas a ciclos térmicos, tem a ver com os gradientes térmicos introduzidos nas mesmas. Pretende-se pois verificar em que medida os parãmetros variáveis do ensaio poderão influenciar:

- O nível de temperaturas
- Os gradientes térmicos criados nas peças

Neste sentido efectuaram-se ensaios de fadiga fazendo variar:

- Tempo de aquecimento
- Potência dos queimadores
- Tipo e tempo de arrefecimento
- Natureza do material ensaiado

O quadro 6.G a seguir, refere-se aos materiais utilizados neste ensaio:

Tipo de Material	Tipo de Termopar	Técnica de colocação dos termopares (*)	N° de termopares por amostra	Posicionamento dos termopares
1 - F.N.F.	Cromel-Alumel	Soldadura	3	ver fig.6.1
2 - F.N.P.	"	Soldadura	3	"
3 - Al Si	"	Contacto	3	"
4 - Al Cu	"	"	3	"
5 - Cu Cr	"	"	3	"

Quadro 6.G

(*) Nos ferros fundidos, os termopares foram soldados ao próprio material a diferentes profundidades, sem dificuldade de maior.

Nas ligas de cobre e alumínio, e após várias tentativas verificou-se que a soldadura era ineficaz, pois os termopares dessoldavam-se ao fim de pouquíssimo tempo.

Nota: As placas em Cu Ni não foram instrumentadas visto que devido ao seu elevado custo, dispunhamos apenas de um número restrito de amostras para ensaio.

6.4.3 - Condições de ensaio

As condições de ensaio estabelecidas com base nas ligas de alumínio e aplicadas igualmente a todos os materiais foram:

Tempo de Aquecimento	90s a 100s
Fonte de Calor	1 queimador
Tempo de arrefecimento	5s
Caudal de água (chuveiro)	120 cm^3/s
Pressão do gás	0.20 MPa
Torneira de gás	3 voltas
Tempo total do ciclo	$\approx$ 2 min.

6.4.4 - Equipamento utilizado

O equipamento utilizado foi:

- Simulador de ensaios de fadiga (figs.6.6,6.7,6.8)
- Sistema de aquisição de dados da familia P.C.I. 20000 BURR-BROWN (figs.6.9 e 6.10).
- Termógrafo tipo PROBEYE "Thermal Video System SERIES 3000 (fig.6.11 e 6.12).

PORTO

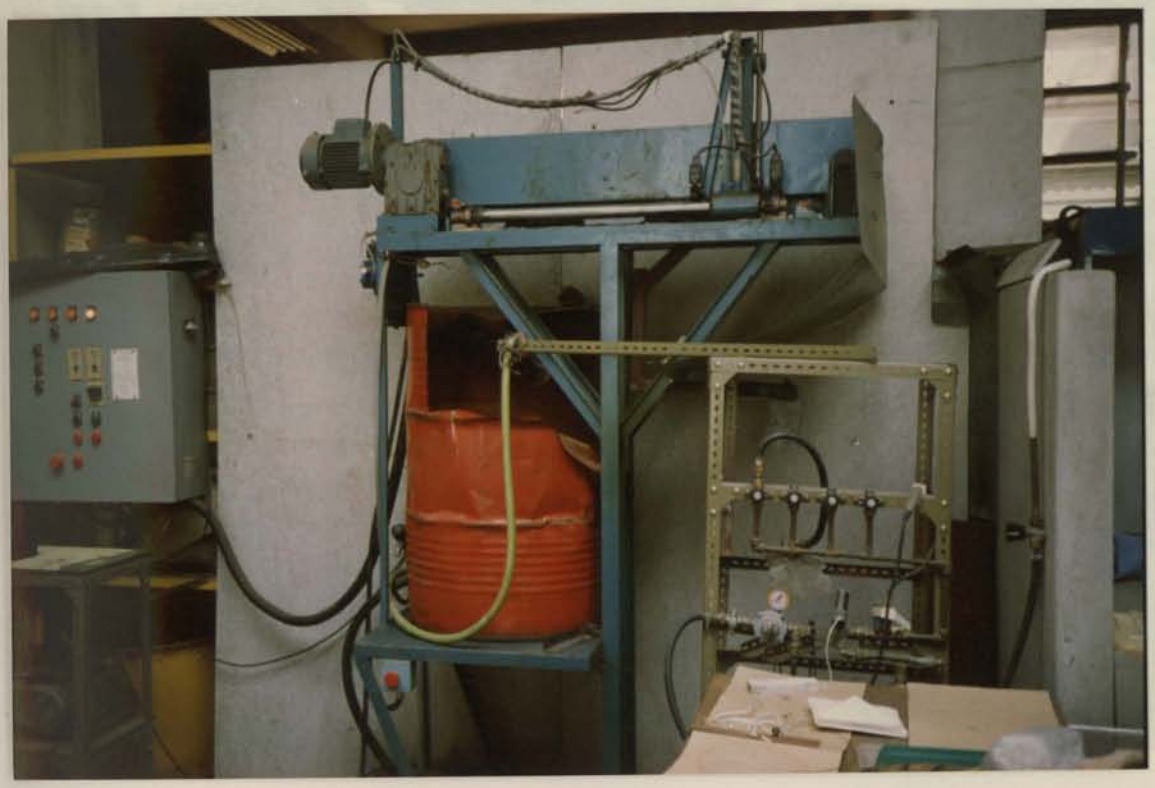


Fig.6.6 - Simulador de ensaios de fadiga com quadro eléctrico (à esquerda), sistema de aquecimento (`direita) e sistema de arrefecimento (ao centro).

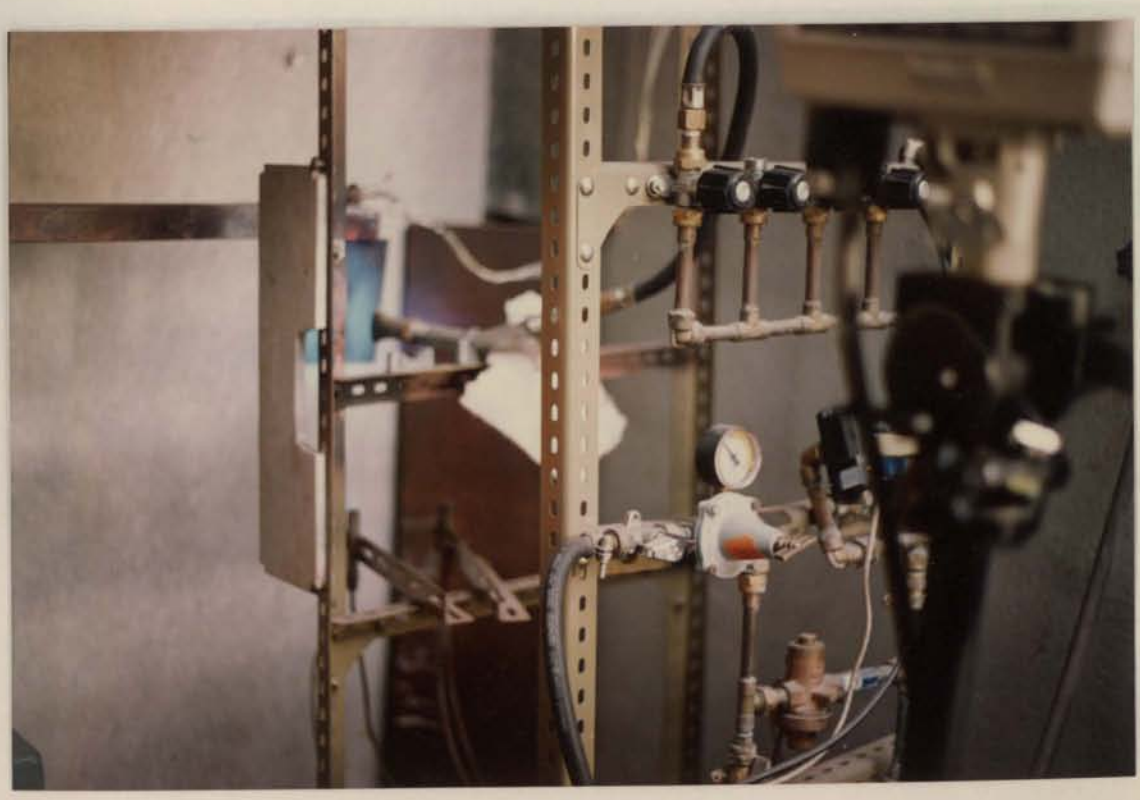


Fig.6.7 - Pormenor do queimador com a chama a incidir directamente sobre a amostra.

Fig.6.8 - Pormenor do sistema de arrefecimento, com o respectivo chuveiro.

Fig.6.9 - Processador do computador ligado ao sistena de aquisição de dados (à direita)

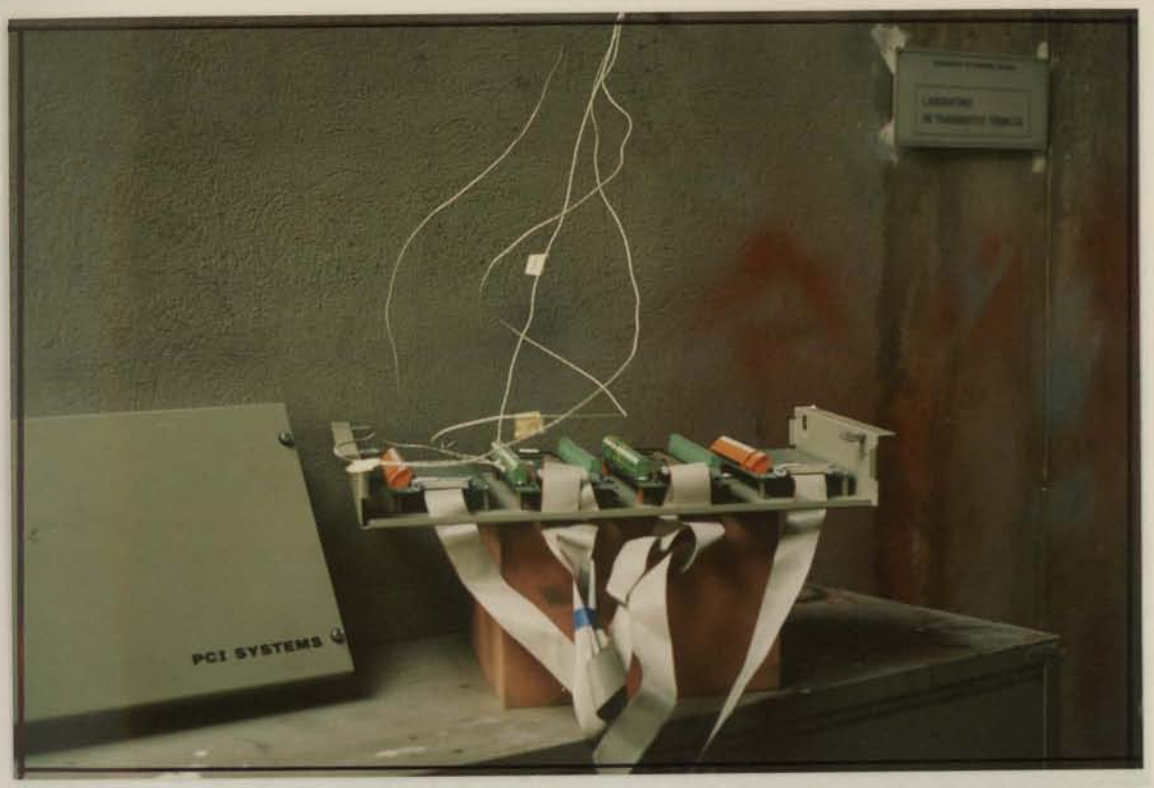


Fig.6.10 - Sistema de aquisição de dados. Os 3 fios dos termopares encontram-se ligados aos canais respectivos. O arame funciona como fio de terra.

Fig.6.11 - Registador de imagem de infra-vermelhos a incidir sobre a placa.

Fig.6.12 - À direita poderá ver-se o monitor do termógrafo e respectivo processador.

Fig.6.13 - Representação de um ensaio. No ecrán do monitor do computador poderá ver-se a evolução de uma curva na fase de aquecimento.

As instruções da máquina de ensaios de fadiga, podem ser consultadas no anexo 3.

6.4.5 - Ensaios de fadiga térmica com amostras instrumentadas

As amostras preparadas de acordo com 6.2, foram submetidas a ciclos de aquecimento e arrefecimento, devidamente resumidos no quadro 6.F.

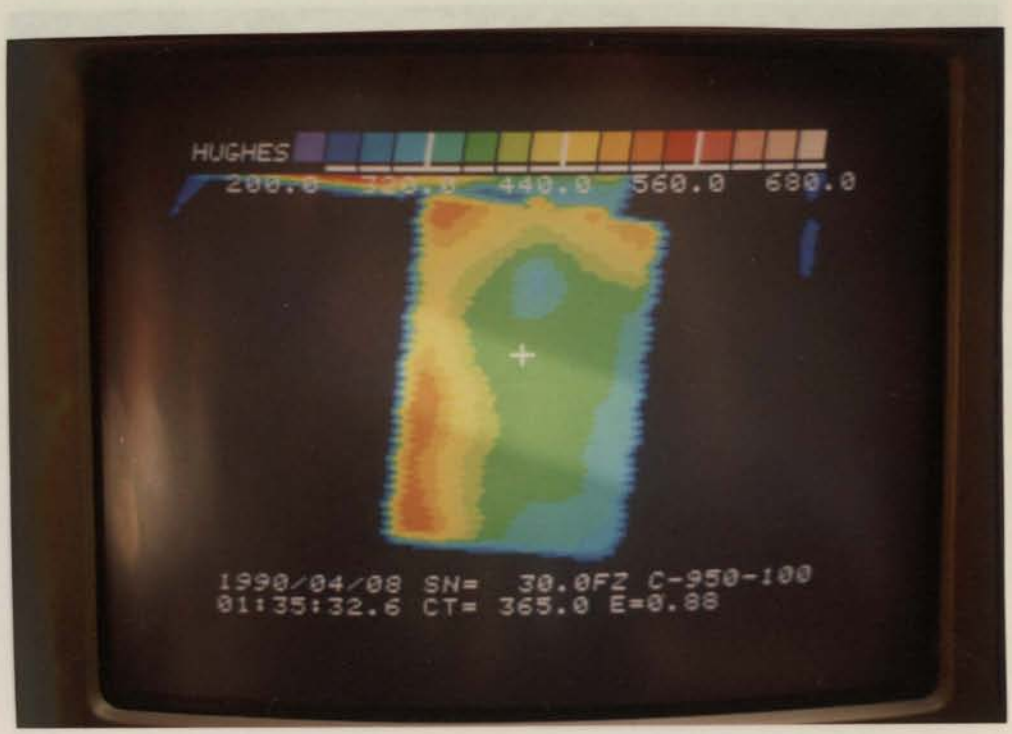
As curvas referentes aos vários ciclos, encontram-se no anexo 2.

6.4.6 - Termografia - Distribuição da temperatura à superficie

As fotografias representativas da distribuição de temperaturas à superificie vêm a seguir expostas.

Ciclo 46 |- |20°C

Fig.6.14 - Ferro Nodular Ferrítico - Fim do aquecimento. Temperatura máxima lida no termopar 580°C.



Ciclo 49 |- | 30°C

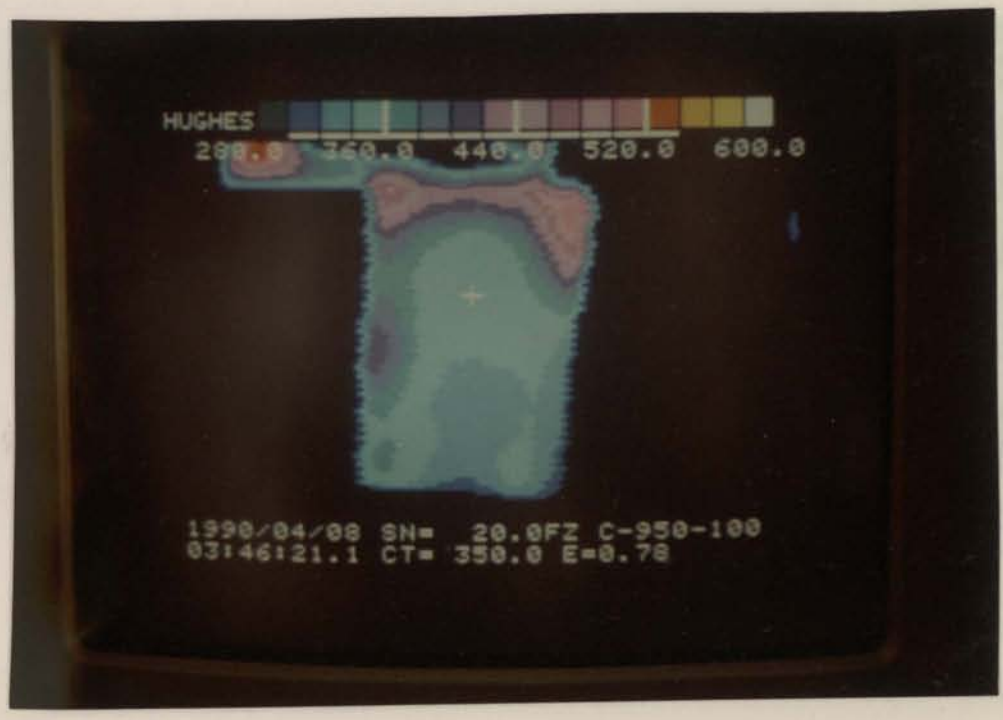
Fig.6.15 - Ferro Nodular Ferrítico - Fim do arrefecimento. Temperatura mínima lida no termopar 340°C

Ciclo 51 |- | 25°C

Fig.6.16 - Ferro Nodular Perlítico - Fim do aquecimento - Temperatura máxima lida no termopar 550°C

Ciclo 52 |- | 20°C

Fig.6.17 - Ferro Nodular Perlítico - Fim do aquecimento - Temperatura máxima lida no termopar 550°C

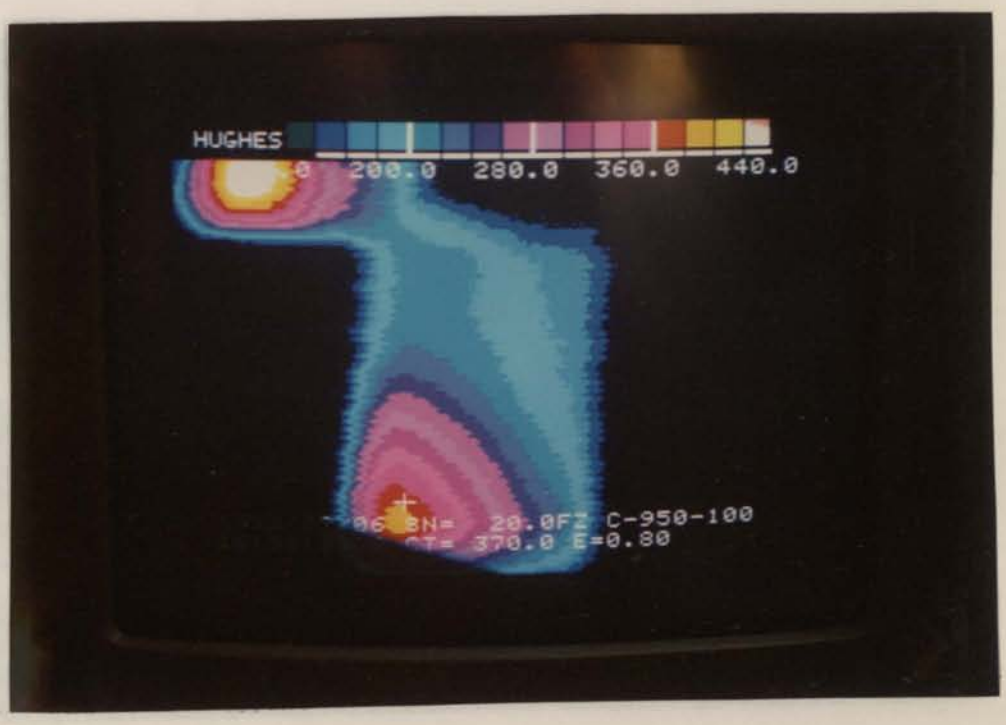


Ciclo 53 |- | 20°C

Fig.6.18 - Ferro Nodular Perlítico - Fim do arrefecimento - Temperatura mínima lida no termopar 310°C

Ciclo 48 |- | 9°C

Fig.6.19 - Alumínio-Silício - Fim do aquecimento - temperatura máxima lida no termopar 520°C



Ciclo 51 |- | 20°C

Fig.6.20 - Alumínio-Silício - Fim do arrefecimento - Temperatura mínima lida no termopar 240°C

Ciclo 52 |- | 10°C

Fig.6.21 - Alumínio-Silício - Fim do aquecimento - Temperatura máxima lida no termopar 520°C

Ciclo 53 |- | 20°C

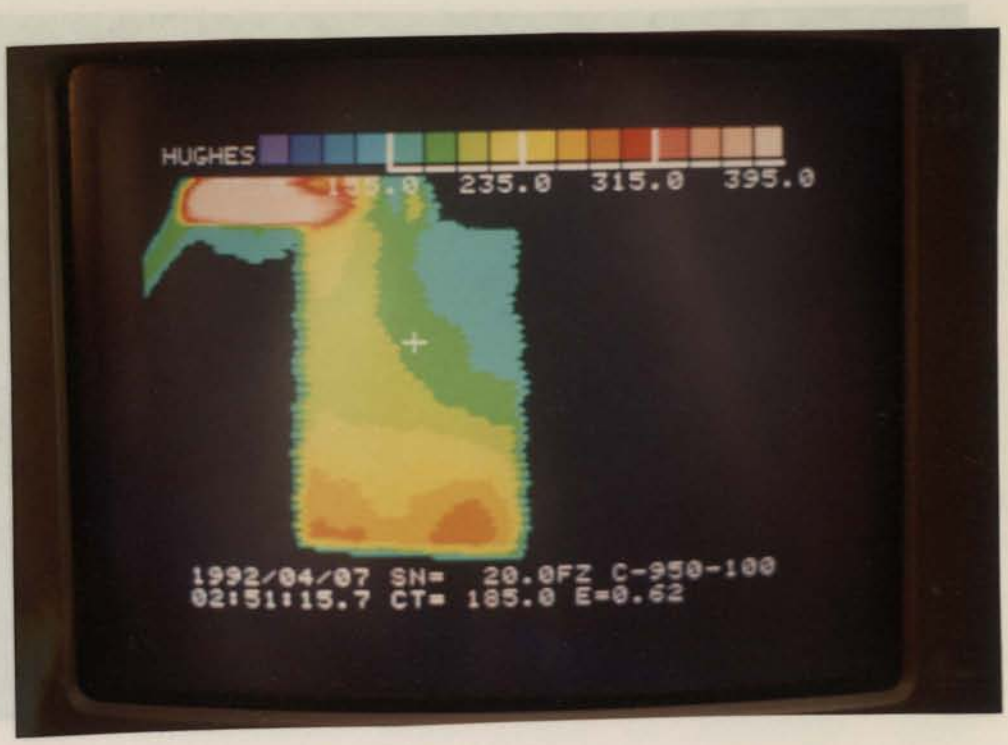
Fig.6.22 - Alumínio-Silício - Fim do arrefecimento - Temperatura mínima lida no termopar 230°C

Ciclo 57 |- |25°C

Fig.6.23 - Alumínio-Cobre - Fim do aquecimento - Temperatura máxima lida no termopar 500°C.

Ciclo 58 |- | 25°C

Fig.6.24 - Alumínio-Cobre - Fim do aquecimento - Temperatura máxima lida no termopar 500°C.



Ciclo 59 |- | 20°C

Fig.6.25 - Alumínio--Cobre - Fim do arrefecimento - Temperatura mínima lida no termopar 190°C.

Ciclo 53 |- |20°C

Fig. 6.26 - Cobre-Crómio - Fim do aquecimento - Temperatura máxima lida no termopar 565°C.

Ciclo 54 |- | 20°C

Fig.6.27 - Cobre-Crómio - fim do arrefecimento - temperatura mínima lida no termopar 350°C.

6.5 - ENSAIOS METALOGRÁFICOS

6.5.1 - Introdução

• Observaram-se metalograficamente 2 placas de cada um dos seis materiais seleccionados (12 placas).

• Uma placa de cada um dos seis materiais (6 placas), foram observadas microscópicamente, antes de qualquer ensaio, ou seja tal como foram enviadas pelo fornecedor.

• As restantes seis (uma de cada um dos materiais) foram observadas microscópicamente após 100 ciclos de aquecimento e arrefecimento.

6.5.2 - Descrição do método

Efectuaram-se polimentos mecânicos e ataques químicos sobre cada uma das amostras, de acordo com o quadro 6.H a seguir:

Tipo de Material	Solução de Ataque	
	Designação	Composição
Ferros Fundidos	Nital 5%	5 cm^3 de ácido nítrico conc. 95 cm^3 de etanol.
Ligas de Alumínio	HF 0.5%	1 mml HF (48%) 200 mml de H_2O
Ligas de Cobre	Dicromato ($K_2 Cr_2O_7$)	2g de $K_2 Cr_2O_7$ 8 mml de H_2SO_4 4 mml de solução saturada de NaCl 100 mml de H_2O

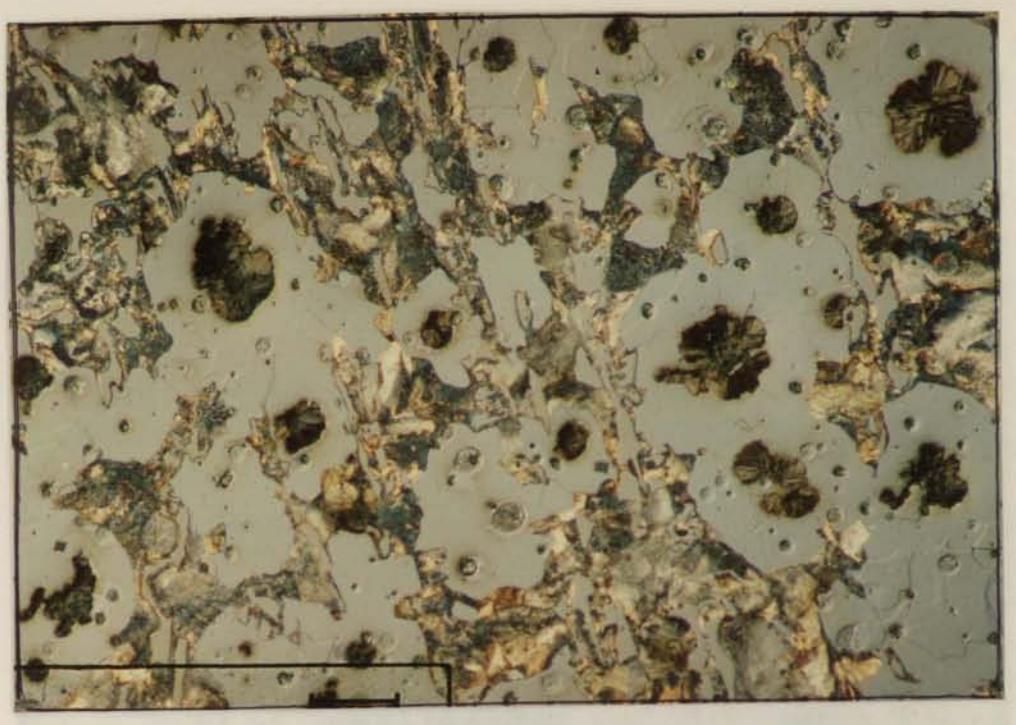
Quadro 6.H

As fotomicrografias, foram tiradas no microcópio óptico e interpretadas por comparação com o **atlas metalográfico** [51] e outros.

Algumas das amostras foram fotografadas com "Contraste Interferencial Diferencial" (DIC), que permite aumentar o contraste das várias fases.

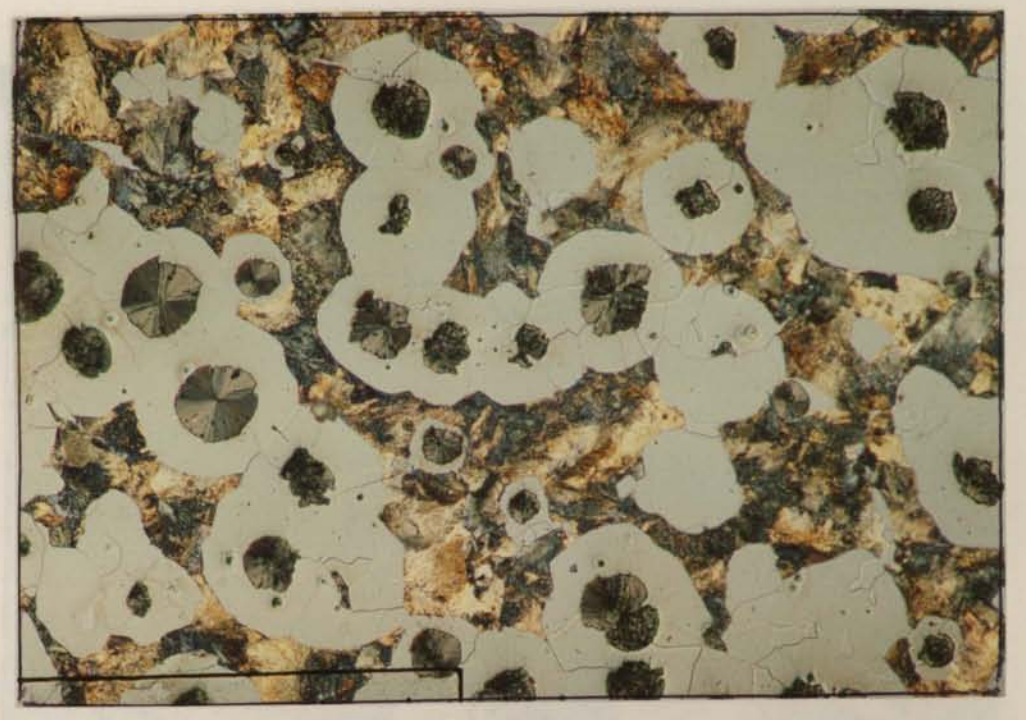
As amostras que sofreram ensaios de fadiga foram exploradas até à periferia, não se tendo detectado qualquer vestígio de fissura, mas apenas oxidações previsíveis.

Ferro Nodular Ferrítico



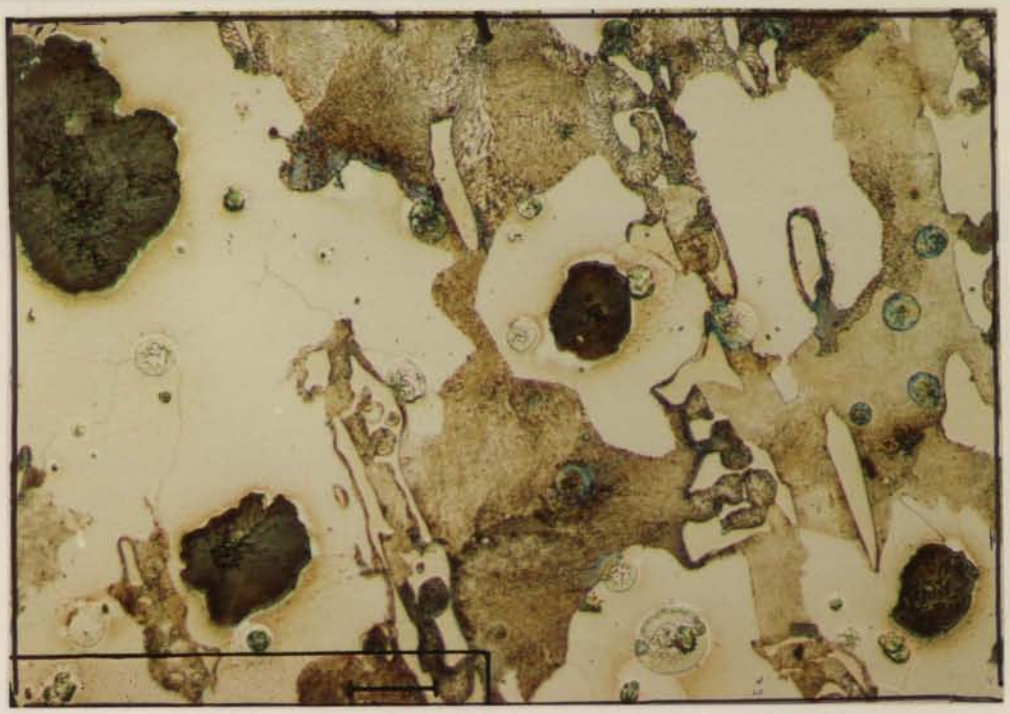
230x (DIC) Nital 5%

Fig.6.28 - Ferro Nodular Ferrítico, com cerca de 20% de perlite e quantidades apreciáveis de cementite. Elevado número de porosidades e alguma grafite degenerada. Amostra antes do ensaio de fadiga térmica.



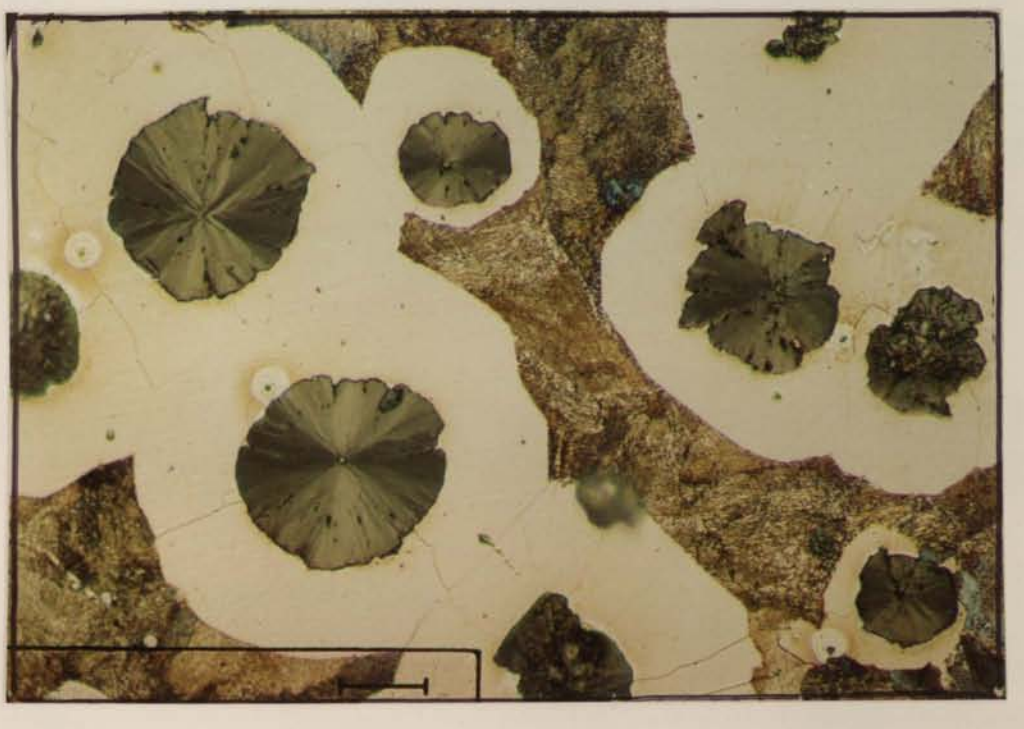
230x (DIC) Nital 5%

Fig.6.29 - Ferro Nodular Ferrítico após 100 ciclos. Matriz ferrítico-perlítica, com numerosas porosidades. Ausência de fissuras.



575x Nital 5%

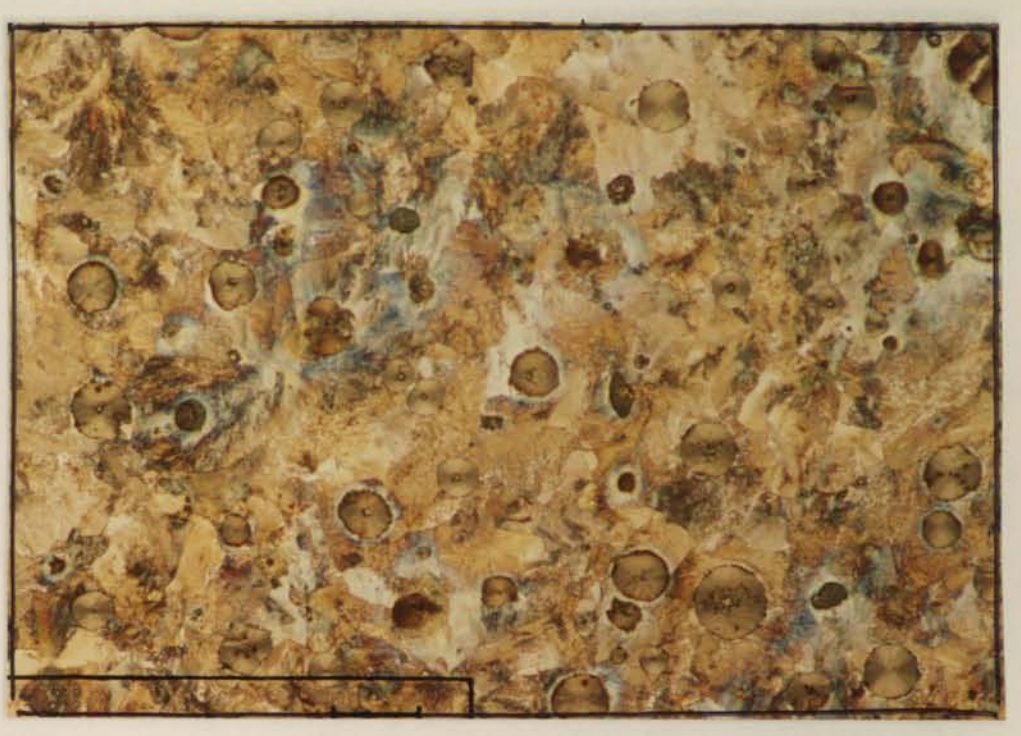
Fig.6.30 - A mesma amostra que 6.28, mas com maior ampliação. Porosidades bem evidenciadas.



575x Nital 5%

Fig.6.31 - A mesma amostra que 6.29, mas com maior ampliação. Ausência de fissuras.

Ferro Nodular Perlítico



230x Nital 5%

Fig.6.32 - Ferro Nodular Perlítico, antes do ensaio de fadiga , matriz inteiramente perlítica.

230x Nital 5%

Fig.6.33 - Ferro nodular perlítico, após 100 ciclos térmicos. Matriz perlítica com alguma ferrite em volta dos nódulos de grafite ("olho de boi"). Ausência de fissuras.

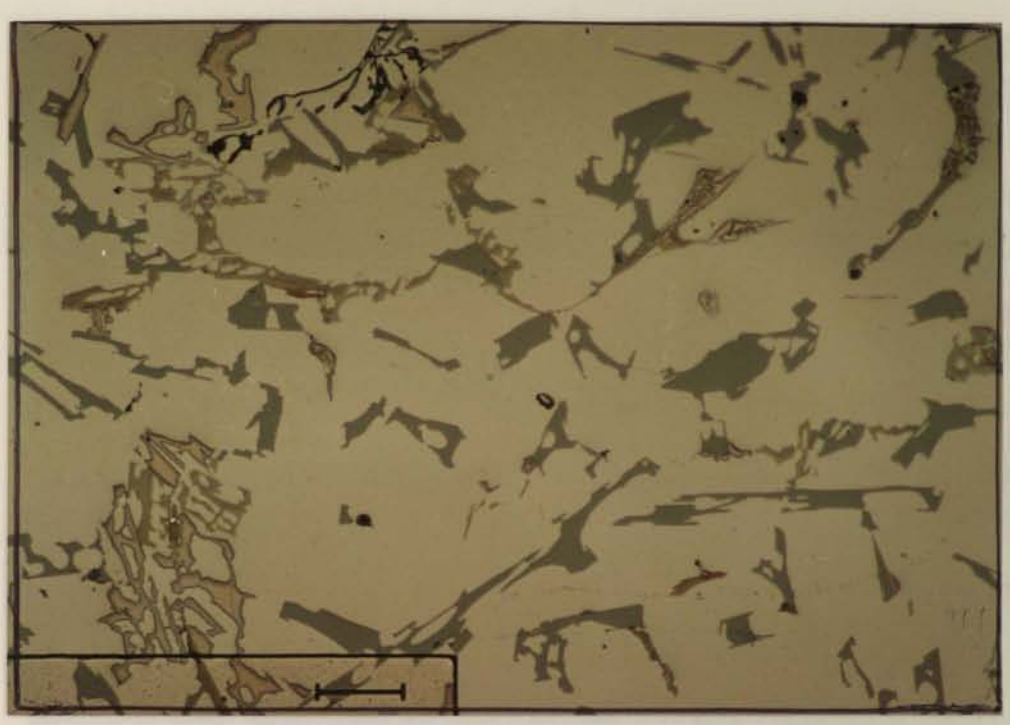
575x Nital 5%

Fig.6.34 - A mesma amostra que 6.32, mas com maior ampliação.

575x Nital 5%

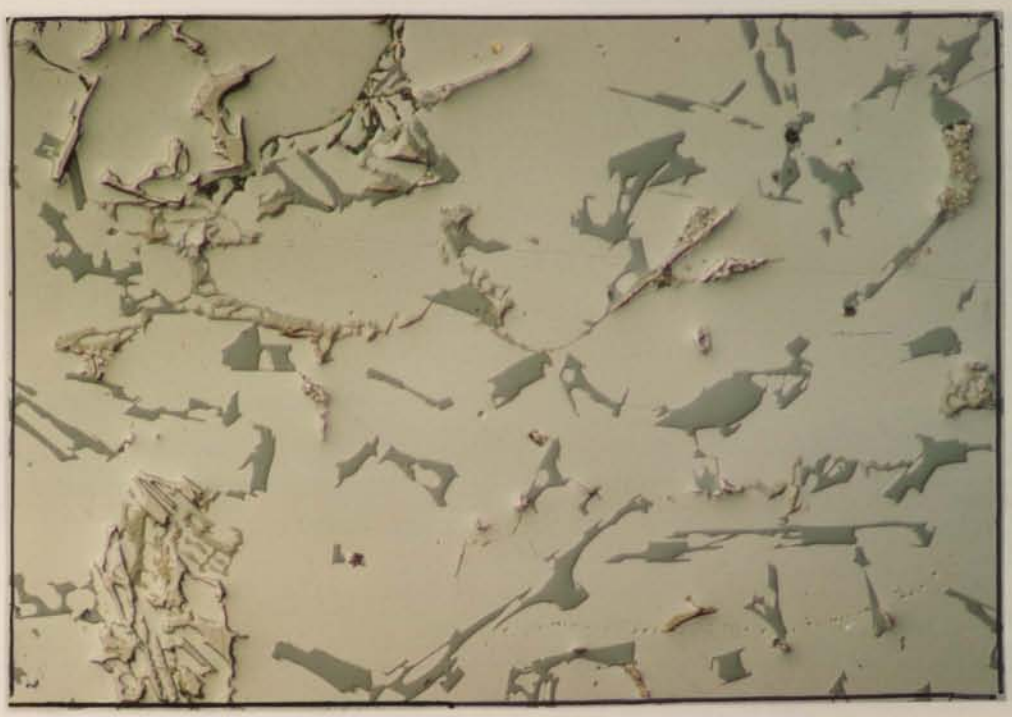
Fig.6.35 - A mesma amostra que 6.33, mas com maior ampliação. Ausência de fissuras.

Liga de Alumínio-Silício



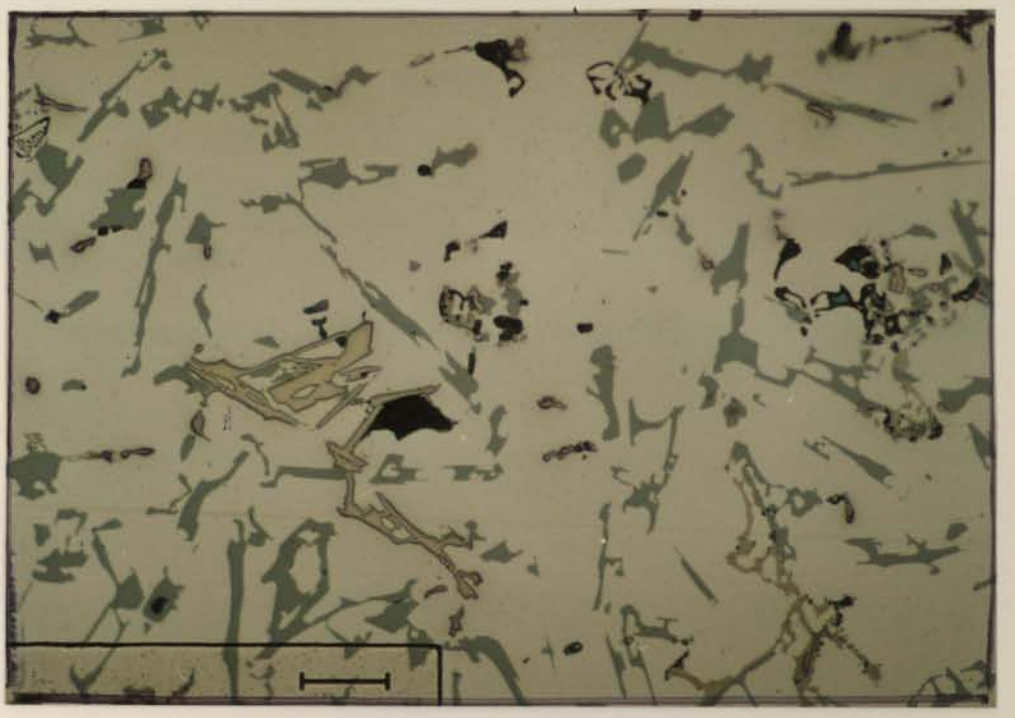
230x HF 0.5%

Fig.6.36 - Liga de alumínio-silício antes do ensaio de fadiga. Liga eutéctica, onde se pode ver a solução sólida de alumínio, com grande quantidade de silício (verde escuro), a fase Mg_2Si (preto-escrita chinesa); fase Cu_3NiAl_6 (verde claro, escrita chinesa) e porosidades dispersas (preto).



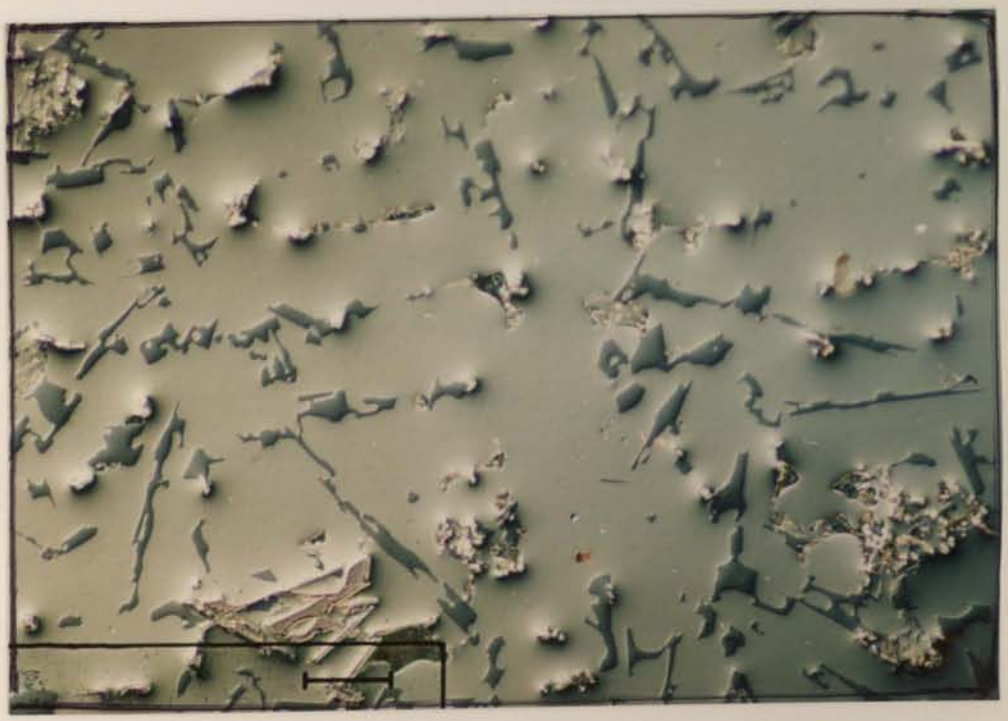
230x (DIC) HF 0.5%

Fig.6.37 - A mesma amostra que a anterior mas fotografada com contraste interferencial diferencial (DIC).



230x HF 0.5%

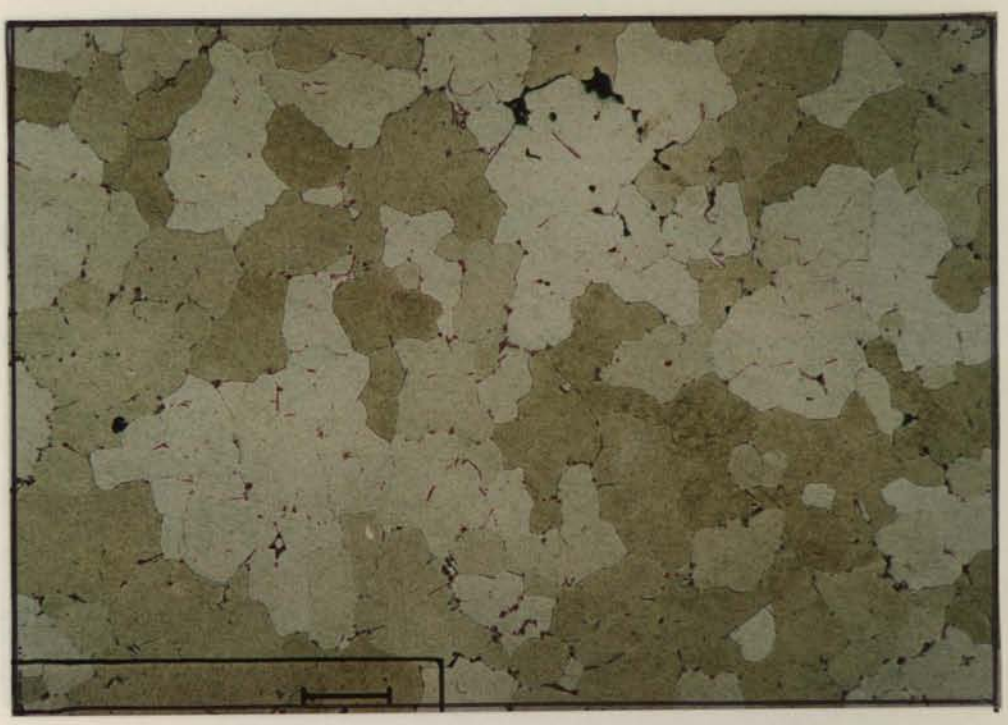
Fig.6.38 - Liga de alumínio-silicio após 100 ciclos. Grande quantidade de Si, presença de Mg_2Si (preto-escrita chinesa), fase Cu_3NiAl_6 (escrita chinesa, tom claro) e grande número de porosidades dispersas). Ausência de fissuras.



230x (DIC) HF 0.5%

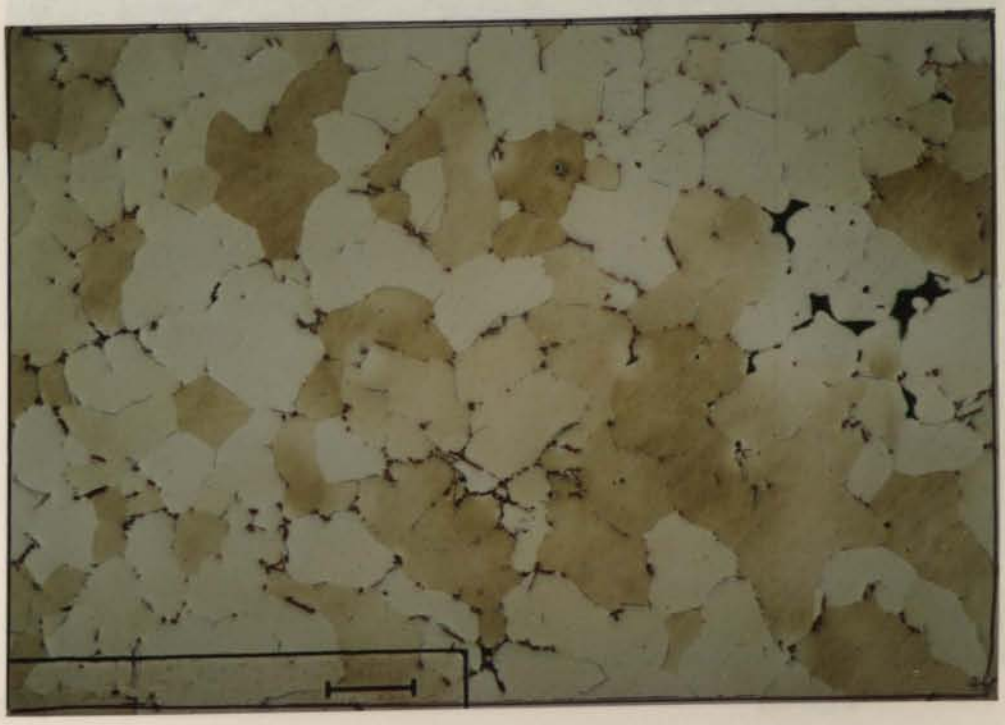
Fig.6.39 - A mesma amostra que a anterior, mas fotografada com contraste interferencial diferencial (DIC).

Liga de Alumínio-Cobre



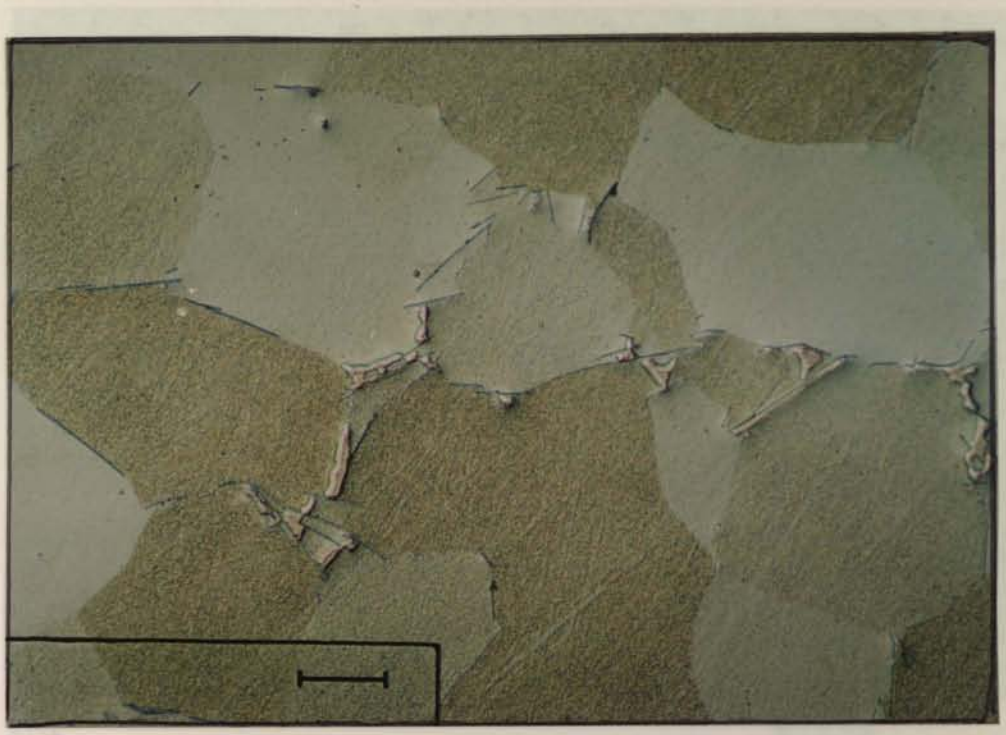
60x HF 0.5%

Fig.6.40 - Liga de AlCu, antes do ensaio de fadiga. Solução sólida de alumínio com agulhas de Cu_2FeAl_7 e fase Al_2CuMg. Liga tratada térmicamente.



60x Nital 0.5%

Fig.6.41 - Liga de AlCu após 100 ciclos. Agulhas de Cu_2FeAl_7 e fase de Al_2CuMg. Liga tratada térmicamente. Ausência de fissuras.



230x HF 0.5%

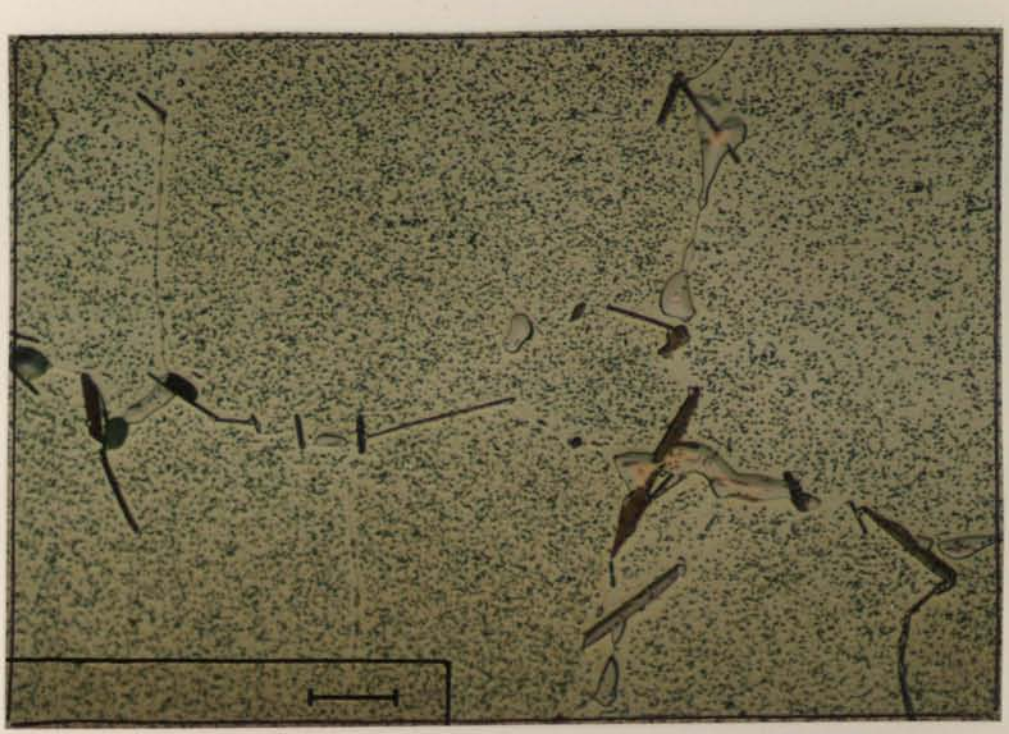
Fig.6.42 - A mesma amostra que 6.40, a maior ampliação e fotografada com contraste interferencial diferencial. Aqui está mais evidenciada a fase Al_2CuMg (amarelada) assim como as agulhas de Cu_2FeAl_7.

230x HF 0.5%

Fig.6.43 - A mesma amostra que 6.41, a maior ampliação e fotografada com contraste interferencial diferencial. Ausência de fissuras.

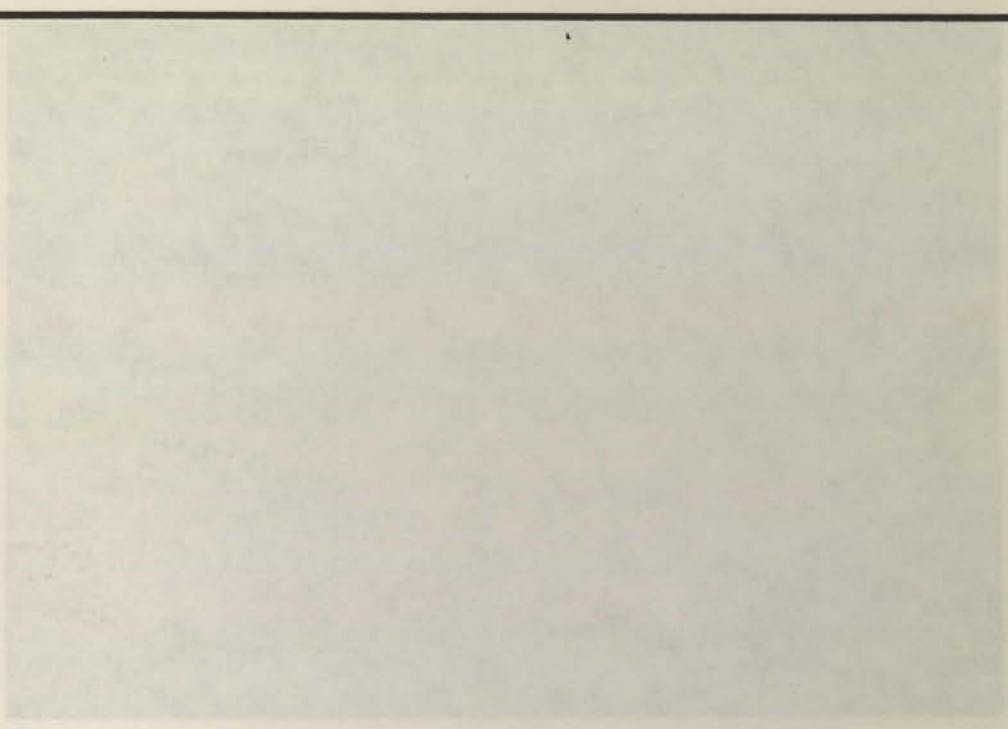
575x HF 0.5%

Fig.6.44 - A mesma amostra que 6.42, com maior ampliação, precipitação submicroscópica do Al_2Cu. É muito nítida a fase de Al_2CuMg (amarela), assim como as agulhas de Cu_2FeAl_7.. Liga tratada térmicamente.

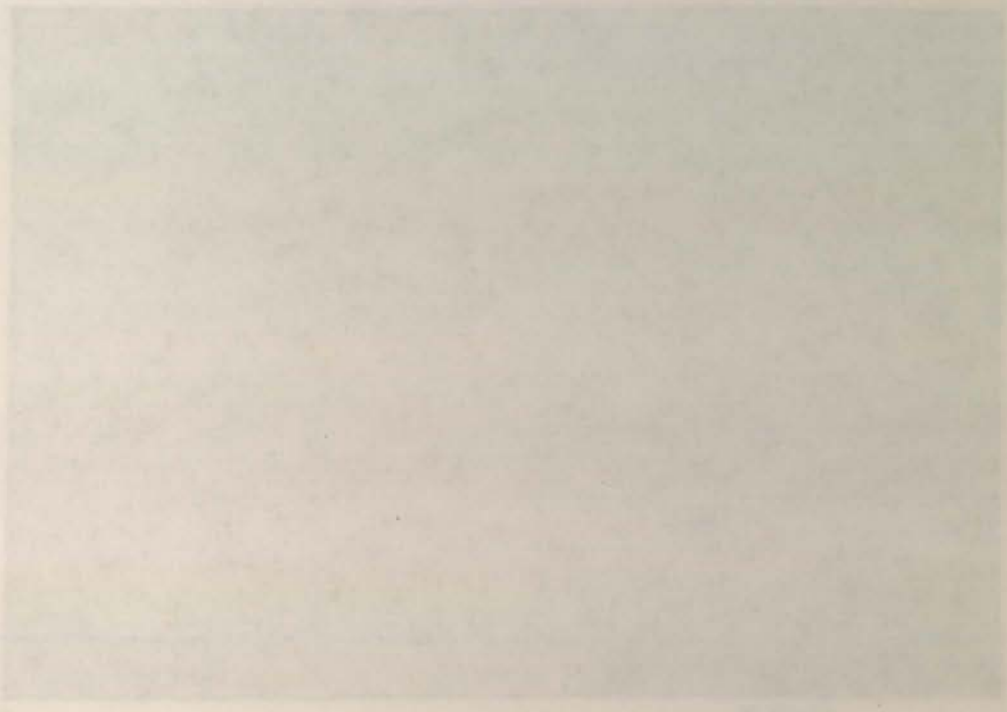


575x HF 0.5%

Fig.6.45 - A mesma amostra que 6.43, mas com maior ampliação. Precipitação microscópica do Al_2Cu. É nitida a fase Al_2CuMg, assim como as agulhas de Cu_2FeAl_7.. Liga tratada térmicamente. Ausência de fissuras.

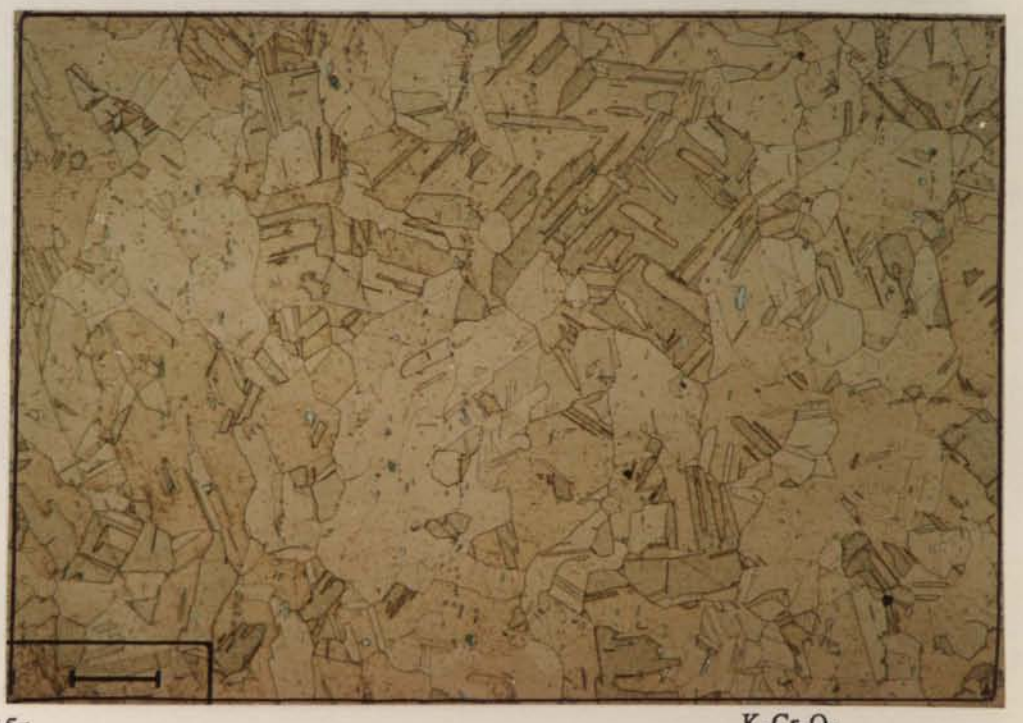


Liga de Cobre-Níquel



115x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.46 - Liga de cobre-níquel, forjada e tratada térmicamente pelo fornecedor, fase α bem delineada, fase rica em Cr (Verde)-



115x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.47 - Liga de cobre-níquel após 100 ciclos, fase α bem delineada, fase rica em Cr (Verde).Ausência de Fissuras.

575x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.48 - A mesma amostra que 6.46, mas com a maior ampliação. Matriz de solução sólida α. Precipitados de niquel-silício, no interior dos grãos e nas juntas de grão, fase rica em Cr. (a verde).

575x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.49 - A mesma amostra que 6.47, mas com maior ampliação. Matriz α e fase rica em Cr (a verde). Precipitados de niquel-silício no interior dos grãos e nas juntas de grão.Ausência de fissuras.

Liga de Cobre-Crómio

230x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.50 - Amostra de cobre-crómio. Forjada e tratada térmicamente pelo fornecedor. Fase α de solução sólida de cobre com fase rica em Cr e $ZrCu_3$

230x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.51 - Amostra de cobre-crómio após 100 ciclos. Fase α de solução sólida de cobre com fase rica em Cr e $ZrCu_3$. Ausência de fissuras.

1150x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.52 - A mesma amostra que 6.50 mas com maior ampliação. Fase α e fase rica em Cr e $ZrCu_3$ bem evidenciada.

1150x $K_2Cr_2O_7$

Fig.6.53 - A mesma amostra que 6.51, mas com maior ampliação. Fases bem diferenciadas e ausência de fissuras.

6.6 - ENSAIOS DE DUREZA

Os ensaios de dureza foram realizados antes e após os ensaios de fadiga (100 ciclos) nas condições descritas em 6.4.3, utilizando o durómetro de KARL-FRANK.

Os valores encontrados estão referenciados no quadro 6.I a seguir:

Dureza Brinell (BHN)					
Referência das amostras	Penetrador utilizado ∅ esf (mm)	Força de ensaio (N)	Antes	Depois	Variação
F.N.F.	2.5	1840	224	215	-9
F.N.P.	2.5	1840	321	298	-23
Al Si	2.5	306.5	71	87	+16
Al Cu	2.5	306.5	102	85	-17
Cu Cr	2.5	613	133	128	-5
Cu Ni	2.5	613	191	104	-87

Quadro 6.I

7

Conclusões

7 - CONCLUSÕES

- Introdução

• Conforme tive oportunidade de verificar, a máquina com que trabalhei é um simulador de ensaios de fadiga térmica que, no decurso do meu trabalho, manifestou uma série de avarias e deficiências.

• Cada um investiga com os recursos de que dispõe, e foi nesta base que conduzi o meu trabalho, prosseguindo sempre não obstante as inúmeras dificuldades e avarias surjidas.

• Consegui no entanto chegar ao fim do prazo de que dispunha, extraindo algumas conclusões que julgo importantes.

- Os materiais ensaiados

Da análise dos seis materiais com que trabalhei constatei que:

• O F.N.F. possuía heterogeneidades estruturais de placa para placa, o que leva a pensar que pertenciam provavelmente a vazamentos diferentes; algumas continham grandes quantidades de cementite $\approx$ 10% disseminadas na matriz e não apenas na zona periférica (fig.6.22). Isto pode ser devido, por exemplo, à presença de elementos carborigenes nas sucatas componentes das cargas.

• Após fresagem eram visíveis na generalidade das placas em F.N.F. porosidades e inclusões, motivadas provavelmente por uma má limpeza do banho, ou uma deficiente inoculação, ou ainda a uma sistema de gitagem inadequado.

• O Al Si e o Al Cu após fresagem evidenciaram micro-porosidades dispersas provocadas provavelmente por deficiente desgaseificação do banho ou a um sistema de gitagem incorrecto.

• Os restantes materiais eram estruturalmente homogéneos e isentos de defeitos.

- Resistência à distorção

• Para as mesmas condições de ensaio (ver 6.4.3) os materiais mais resistentes à distorção foram o Cu Cr e o F.N.P.

• O F.N.F. é menos resistente à distorção do que o F.N.P.

• O Cu Ni é menos resistente à distorção do que o Cu Cr, que pràticamente não sofreu alteração dimensional após 100 ciclos térmicos.

• O Al Cu e especialmente o Al Si empenaram consideravelmente durante os ensaios, afigurando-se inadequados o fabrico de coquilhas destinadas ao vazamento de ferros fundidos. Esta apreciação aplica-se a placas de ensaio com cerca de 20 mm de espessura, pois que, é conhecida a influência da massividade dos materiais na resistência à distorção.

- Alterações estruturais, de dureza e oxidação durante os ensaios

• Curiosamente todos os materiais apresentaram decréscimo de dureza após 100 ciclos de fadiga térmica, excepto o Al Si (ver quadro 6.I) que aumentou a dureza em 16 unidades. Isto pode ser atribuído a elementos que entraram em solução sólida durante o ensaio e que posteriormente precipitaram sub-microscópicamente, ou seja verificou-se um envelhecimento da liga e coalescéncia do precipitado.

• O Al Si e Al Cu sofreram um ligeiro agravamento das porosidades após ensaio que pode ter sido provocado por eventual fusão local da liga (eutécticos com baixo ponto de fusão) ou por acumulação de efeitos vários.

• O Cu Cr revelou-se o mais estável dos materiais, e o Cu Ni sofreu abaixamento de dureza após 100 ciclos térmicos. Este, durante os ensaios e sob a acção do queimador, ia-se recobrindo de uma fina pelicula negra, que se ia libertando e que admito serem escamas de óxidos resultantes da oxidação a quente.

• O F.N.P., aumentou o tamanho de grão e ferritizou, adquirindo estrutura em "olho de boi" com consequente diminuição de dureza. A presença de pequenas quantidades de ferrite rodeando os nódulos de grafite melhora a ductilidade do material e evita a súbita formação do "cracking".

• Para estas condições de ensaio nenhum dos materiais apresentou sinais de micro-fissuras após 100 ciclos térmicos.

- Ciclos térmicos. Variações de temperatura e gradientes de temperatura.

• Foi simples constatar que os sistemas de medição de temperatura, utilizados no caso dos ferros fundidos (termopares soldados), foram mais eficazes que os sistemas de medição de temperatura das ligas de alumínio e de cobre (termopares por contacto). (Ver quadros 6.F e 6.G)

• Pràticamente os cinco materiais alcançaram o seu regime permanente (temperatura máxima e mínima) ao fim dos primeiros 10 ciclos.

• As ligas de Cu Cr atingiram durante os ciclos térmicos, as maiores temperaturas máximas ($\approx$ 600°C) e as maiores temperaturas mínimas ($\approx$ 400°C) de todos os materiais, ou seja verificou-se um Δ T de apenas 200°C, o que é benéfico em termos de resistência à fadiga térmica (ver anexo 2).

• As ligas de alumínio alcançaram durante os ciclos térmicos temperaturas máximas de cerca de 520°C e temperaturas mínimas de cerca de 220°C, resultando um ΔT de aproximadamente 300°C.

• Os ferros fundidos apresentaram ambos um ΔT de cerca de 235°C embora a temperatura máxima do F.N.F. 580°C tenha sido maior do que a do F.N.P. (520°C).

• A distribuição da temperatura à superficie (obtida por termografia) revelou-se pouco uniforme na generalidade dos materiais, conforme se pode observar nas fotografias (ver 6.4.6).

• No entanto, na zona central das placas onde estão localizados os termopares (ver fig.6.1), as temperaturas obtidas por termografia coincidiram aproximadamente com as temperaturas obtidas pelos termopares, e que foram registadas por computador.

• No que diz respeito ao gradiente de temperatura ao longo da espessura, e que se baseou na análise do ciclo 20 dos cinco materiais ensaiados, verificou-se que este gradiente foi maior nos materiais instrumentados com termopares soldados (ferros fundidos). Como não foi possivel a soldadura dos termopares nas ligas de Cu e Al a análise comparativa, dos gradientes térmicos entre os vários materiais, resulta necessáriamente falseada, não obstante todos os materiais terem sido ensaiados em condições idênticas.

- Principais deficiências do simulador de fadiga térmica

• O queimador desligava com frequência obrigando a recorrer ao botão de imergência e a reiniciar um novo ciclo, impedindo a uniformidade de temperatura de ciclo para ciclo.

• Piloto apagava com frequência.

• Quando a máquina funcionava em tempo quente (temperatura local próxima dos 36°C) o sistema de arrefecimento parava com frequência. Este tipo de avaria não se verificou em tempo frio.

• O sistema de ar comprimido avariava periodicamente e a máquina não arrancava.

• O simulador produz durante o funcionamento, poluição sonora e ambiental, visto que ao fim de duas a três horas de trabalho sentia-se um forte cheiro a gás e gerava-se um ambiente irrespirável. A máquina deveria pois estar situada num local francamente mais arejado para evitar esta atmosfera.

- Ensinamentos e propostas de continuidade

• Mesmo na posse do boletim de exame do fornecedor, deveria fazer-se um controlo prévio de todos os materiais a 100%, antes do início dos ensaios.

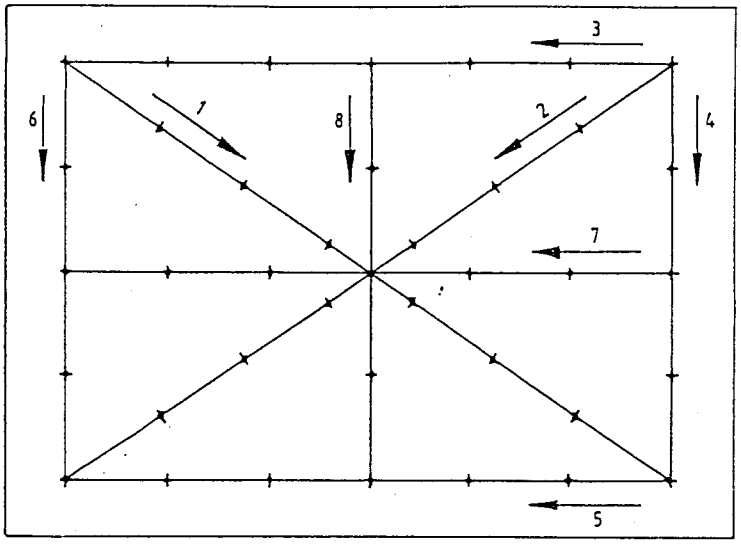
• Investir no aperfeiçoamento do equipamento, de forma a minimizar os problemas anteriormente referidos, mantendo um regime permanente constante ao longo de todo o ensaio e ambiente saudável.

• Estudar a influência da massividade dos materiais na resistência à fadiga térmica.

• Estudar a influência da forma geométrica das placas sobre a resistência à fadiga térmica, já que na prática as coquilhas têm formas mais complexas, existindo uma relação importante entre o "design" da coquilha e o coeficiente de transferência de calor.

• Estudar a influência dos revestimentos na resistência à fadiga térmica.

Anexo 1

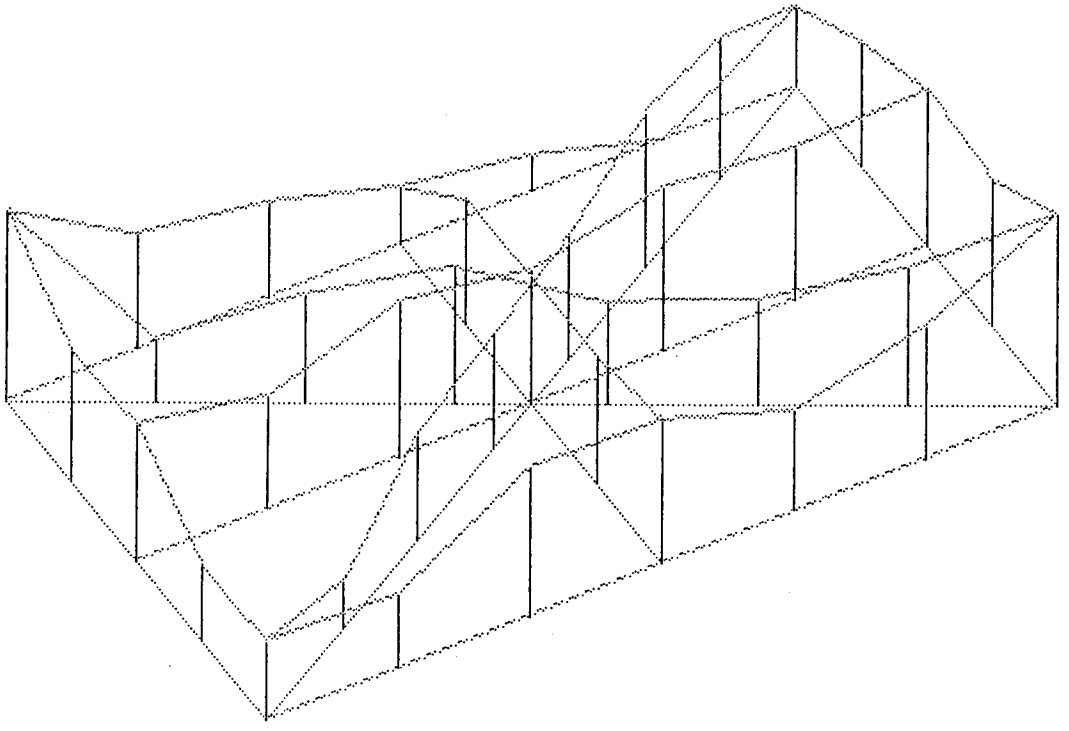


AMOSTRA REF: — F.N.F. (ANTES DO ENSAIO)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,024		0,036		0,020		0,018	
36	-0,037		0,069		0,049		0,035	
54	-0,047		0,098		0,078		0,049	
72	-0,064		0,129		0,106		0,067	
90	-0,078		0,160		0,134		—	
108	-0,090		0,184		0,166		—	
126	-0,100		0,221		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,023		0,012		0,026		0,026	
36	0,048		0,029		0,043		0,035	
54	0,079		0,048		0,074		0,050	
72	0,104		0,079		0,105		0,066	
90	0,129		—		0,120		—	
108	0,147		—		0,156		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



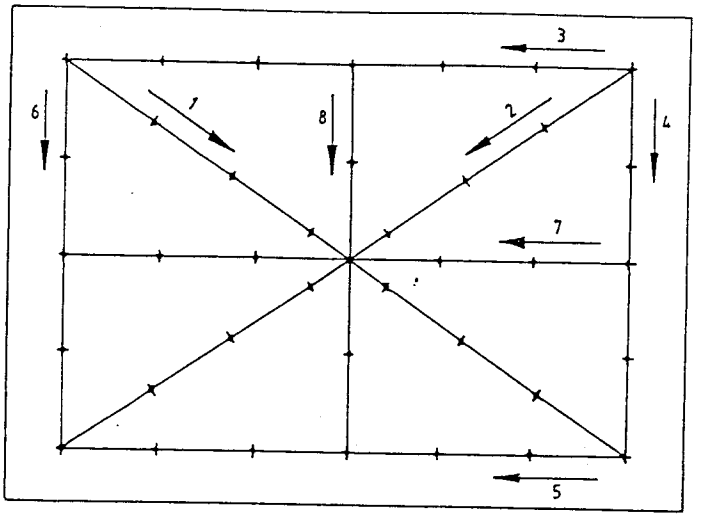
ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.015 mm
REFERENCIA DO PLANO = -FMF (ANTES DO ENSAIO)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	0.0055	0.0085	0.0147
-0.0240	-0.0097	-0.0042	-0.0012	0.0050
-0.0350	-0.0064	-0.0009	0.0021	0.0083
-0.0470	-0.0041	0.0014	0.0044	0.0106
-0.0640	-0.0069	-0.0014	0.0016	0.0079
-0.0780	-0.0066	-0.0011	0.0019	0.0082
-0.0900	-0.0043	0.0012	0.0042	0.0105
-0.1000	-0.0000	0.0055	0.0085	0.0147
linha numero 2				
0.0000	0.0000	-0.0030	0.0000	0.0063
0.0360	0.0044	0.0014	0.0044	0.0107
0.0690	0.0059	0.0029	0.0059	0.0121
0.0980	0.0033	0.0003	0.0033	0.0095
0.1290	0.0027	-0.0003	0.0027	0.0090
0.1600	0.0021	-0.0009	0.0021	0.0084
0.1870	-0.0024	-0.0054	-0.0024	0.0038
0.2210	0.0000	-0.0030	0.0000	0.0063
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0063
0.0200	-0.0077	-0.0077	-0.0063	0.0000
0.0470	-0.0063	-0.0063	-0.0035	0.0027
0.0770	-0.0060	-0.0060	-0.0018	0.0045
0.1060	-0.0047	-0.0047	0.0010	0.0072
0.1340	-0.0043	-0.0043	0.0028	0.0090
0.1660	-0.0000	-0.0000	0.0085	0.0147
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0063
0.0180	0.0012	0.0012	0.0034	0.0096
0.0350	0.0015	0.0015	0.0057	0.0120
0.0490	-0.0013	-0.0013	0.0051	0.0114
0.0670	0.0000	0.0000	0.0085	0.0147
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0085	0.0085	0.0147
0.0230	-0.0032	0.0053	0.0039	0.0102
0.0480	-0.0043	0.0042	0.0013	0.0076
0.0790	0.0005	0.0090	0.0048	0.0110
0.1070	0.0025	0.0108	0.0052	0.0114
0.1290	-0.0016	0.0067	-0.0004	0.0058
0.1570	0.0000	0.0085	0.0000	0.0063
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0085	0.0085	0.0147
0.0120	-0.0025	0.0060	0.0039	0.0101
0.0290	-0.0000	0.0085	0.0042	0.0105
0.0410	-0.0025	0.0060	-0.0004	0.0059
0.0580	-0.0000	0.0085	0.0000	0.0063
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0057	0.0057	0.0120
0.0260	-0.0000	0.0057	0.0055	0.0117
0.0530	0.0010	0.0067	0.0062	0.0125
0.0770	-0.0010	0.0047	0.0040	0.0102
0.1050	0.0010	0.0067	0.0057	0.0120
0.1280	-0.0020	0.0038	0.0025	0.0088
0.1560	-0.0000	0.0057	0.0042	0.0105
linha numero 8				
0.0000	0.0000	-0.0018	-0.0018	0.0045
0.0200	0.0035	0.0017	0.0034	0.0096
0.0350	0.0020	0.0002	0.0036	0.0098
0.0500	0.0005	-0.0013	0.0036	0.0099
0.0660	-0.0000	-0.0018	0.0048	0.0110

ERRO DE PLANEZA = 0.015

- F.N.F

(ANTES DO ENSAIO)

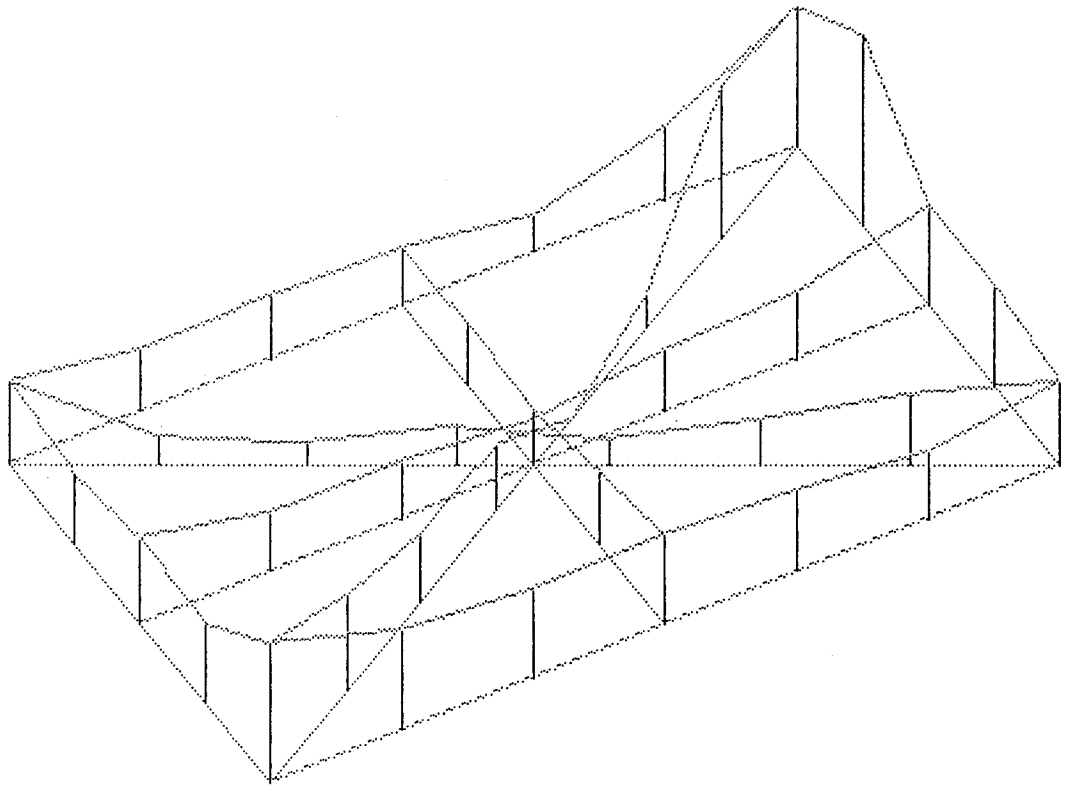


AMOSTRA REF: F.N.F (A 900 100 CICLOS)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,059		0,134		0,067		0,121	
36	-0,094		0,206		0,143		0,172	
54	-0,019		0,314		0,245		0,269	
72	-0,156		0,426		0,376		0,354	
90	-0,139		0,606		0,457		—	
108	-0,199		0,749		0,764		—	
126	-0,224		0,898		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,084		0,036		0,031		0,030	
36	0,185		0,164		0,136		0,134	
54	0,282		0,246		0,266		0,234	
72	0,384		0,349		0,369		0,366	
90	0,434		—		0,467		—	
108	0,596		—		0,578		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



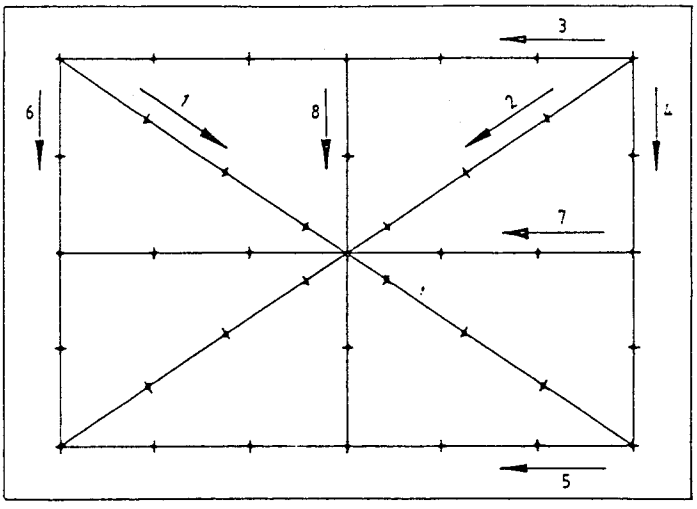
ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.093 mm
REFERENCIA DO PLANO = FNF (APÓS 100 CICLOS)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	0.0255	0.0255	0.0409
-0.0590	-0.0270	-0.0015	-0.0015	0.0139
-0.0940	-0.0300	-0.0045	-0.0045	0.0109
-0.1190	-0.0230	-0.0025	-0.0025	0.0179
-0.1560	-0.0280	-0.0025	-0.0025	0.0129
-0.1790	-0.0190	0.0065	0.0065	0.0219
-0.1990	-0.0070	0.0185	0.0185	0.0339
-0.2240	-0.0000	0.0255	0.0255	0.0409
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0525	0.0525	0.0679
0.1340	0.0057	0.0582	0.0582	0.0736
0.2060	-0.0506	0.0019	0.0019	0.0173
0.3170	-0.0679	-0.0154	-0.0154	0.0000
0.4760	-0.0371	0.0154	0.0154	0.0307
0.6060	-0.0354	0.0171	0.0171	0.0324
0.7490	-0.0207	0.0318	0.0318	0.0471
0.8980	-0.0000	0.0525	0.0525	0.0679
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0525	0.0525	0.0679
0.0650	-0.0290	0.0235	0.0190	0.0344
0.1470	-0.0410	0.0115	0.0025	0.0179
0.2550	-0.0270	0.0255	0.0120	0.0274
0.3560	-0.0200	0.0325	0.0145	0.0299
0.4550	-0.0150	0.0375	0.0150	0.0304
0.5640	0.0000	0.0525	0.0255	0.0409
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0525	0.0525	0.0679
0.1210	0.0315	0.0840	0.0773	0.0926
0.1730	-0.0060	0.0465	0.0330	0.0484
0.2690	0.0005	0.0530	0.0337	0.0491
0.3580	0.0000	0.0525	0.0255	0.0409
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0255	0.0255	0.0409
0.0840	-0.0137	0.0118	0.0165	0.0319
0.1850	-0.0105	0.0150	0.0242	0.0396
0.2820	-0.0110	0.0145	0.0280	0.0434
0.3740	-0.0167	0.0088	0.0268	0.0422
0.4740	-0.0143	0.0112	0.0337	0.0490
0.5860	0.0000	0.0255	0.0525	0.0679
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0255	0.0255	0.0409
0.0760	-0.0137	0.0118	0.0165	0.0339
0.1670	-0.0125	0.0130	0.0265	0.0419
0.2460	-0.0232	0.0023	0.0225	0.0379
0.3590	0.0000	0.0255	0.0525	0.0679
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0330	0.0330	0.0484
0.0810	-0.0153	0.0177	0.0166	0.0319
0.1760	-0.0167	0.0163	0.0142	0.0295
0.2660	-0.0230	0.0100	0.0067	0.0221
0.3690	-0.0163	0.0167	0.0123	0.0277
0.4670	-0.0147	0.0183	0.0129	0.0283
0.5780	-0.0000	0.0330	0.0265	0.0419
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0120	0.0120	0.0274
0.0890	-0.0025	0.0095	0.0135	0.0289
0.1740	-0.0090	0.0030	0.0110	0.0264
0.2700	-0.0045	0.0075	0.0195	0.0349
0.3660	0.0000	0.0120	0.0280	0.0434

ERRO DE PLANEZA = 0.093

F.N.F.

(Após 100 ciclos)

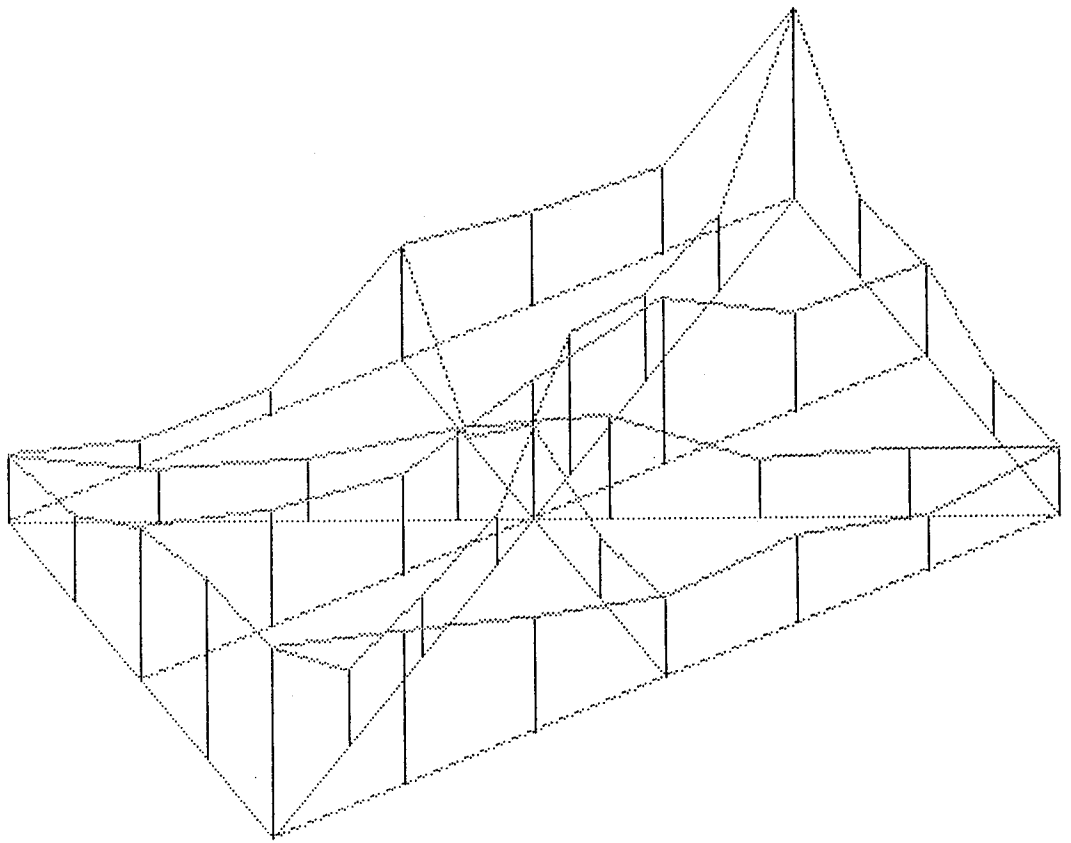


AMOSTRA REF: — F.N.P. (ANTES DO ENSAIO)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,023		0,062		0,035		0,043	
36	-0,036		0,164		0,109		0,128	
54	-0,043		0,284		0,188		0,194	
72	-0,044		0,358		0,229		0,231	
90	-0,084		0,463		0,301		—	
108	-0,100		0,520		0,386		—	
126	-0,116		0,510		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,061		0,034		0,069		0,032	
36	0,139		0,150		0,149		0,134	
54	0,203		0,231		0,216		0,194	
72	0,290		0,325		0,280		0,252	
90	0,360		—		0,344		—	
108	0,439		—		0,423		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



Escala
0.065
[mm]

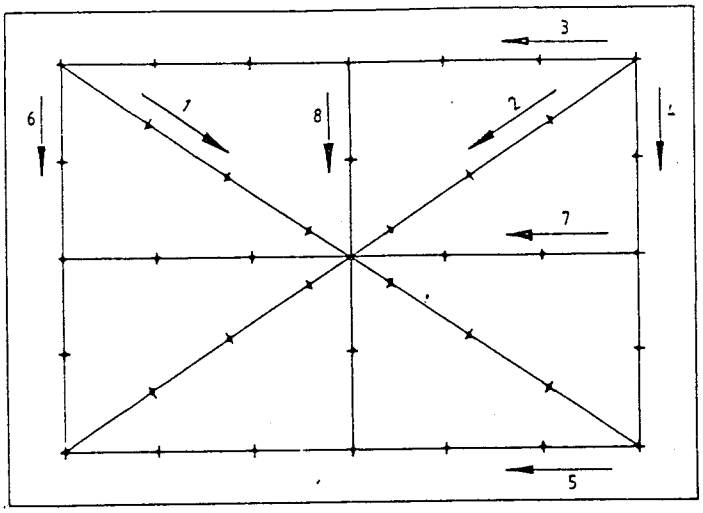
ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.065 mm
REFERENCIA DO PLANO =-FNP (ANTES DO ENSAIO)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	-0.0090	0.0000	0.0231
-0.0230	-0.0064	-0.0154	-0.0064	0.0167
-0.0360	-0.0029	-0.0119	-0.0029	0.0203
-0.0430	0.0067	-0.0023	0.0067	0.0298
-0.0550	0.0113	0.0023	0.0113	0.0344
-0.0870	-0.0041	-0.0131	-0.0041	0.0190
-0.1000	-0.0006	-0.0096	-0.0006	0.0226
-0.1160	0.0000	-0.0090	0.0000	0.0231
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0325	0.0415	0.0646
0.0620	-0.0394	-0.0069	0.0021	0.0252
0.1670	-0.0359	-0.0034	0.0056	0.0288
0.2870	-0.0173	0.0152	0.0242	0.0473
0.3580	-0.0477	-0.0152	-0.0062	0.0169
0.4630	-0.0441	-0.0116	-0.0026	0.0205
0.5700	-0.0386	-0.0061	0.0029	0.0261
0.7100	0.0000	0.0325	0.0415	0.0646
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0415	0.0415	0.0646
0.0350	-0.0293	0.0122	0.0052	0.0284
0.1090	-0.0197	0.0218	0.0080	0.0311
0.1880	-0.0050	0.0365	0.0157	0.0389
0.2290	-0.0283	0.0132	-0.0145	0.0086
0.3010	-0.0207	0.0208	-0.0138	0.0094
0.3860	0.0000	0.0415	0.0000	0.0231
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0415	0.0415	0.0646
0.0430	-0.0272	0.0142	0.0039	0.0270
0.1280	-0.0125	0.0290	0.0082	0.0314
0.1970	-0.0137	0.0277	-0.0034	0.0198
0.2810	0.0000	0.0415	0.0000	0.0231
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0231
0.0610	-0.0122	-0.0122	-0.0052	0.0179
0.1390	-0.0073	-0.0073	0.0065	0.0296
0.2030	-0.0165	-0.0165	0.0043	0.0274
0.2800	-0.0127	-0.0127	0.0150	0.0381
0.3600	-0.0058	-0.0058	0.0288	0.0519
0.4390	0.0000	0.0000	0.0415	0.0646
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0231
0.0770	-0.0042	-0.0042	0.0061	0.0293
0.1700	0.0075	0.0075	0.0283	0.0514
0.2510	0.0073	0.0073	0.0384	0.0615
0.3250	0.0000	0.0000	0.0415	0.0646
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0082	0.0082	0.0314
0.0690	-0.0015	0.0067	0.0101	0.0332
0.1590	0.0180	0.0262	0.0329	0.0560
0.2160	0.0045	0.0127	0.0228	0.0459
0.2700	-0.0120	-0.0038	0.0096	0.0327
0.3440	-0.0085	-0.0003	0.0164	0.0395
0.4230	-0.0000	0.0082	0.0293	0.0514
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0157	0.0157	0.0389
0.0320	-0.0360	-0.0203	-0.0231	0.0000
0.1340	-0.0020	0.0137	0.0080	0.0311
0.1940	-0.0100	0.0057	-0.0029	0.0203
0.2720	-0.0000	0.0157	0.0042	0.0274

ERRO DE PLANEZA = 0.065

- F.N.P.

(ANTES DO ENSAIO)

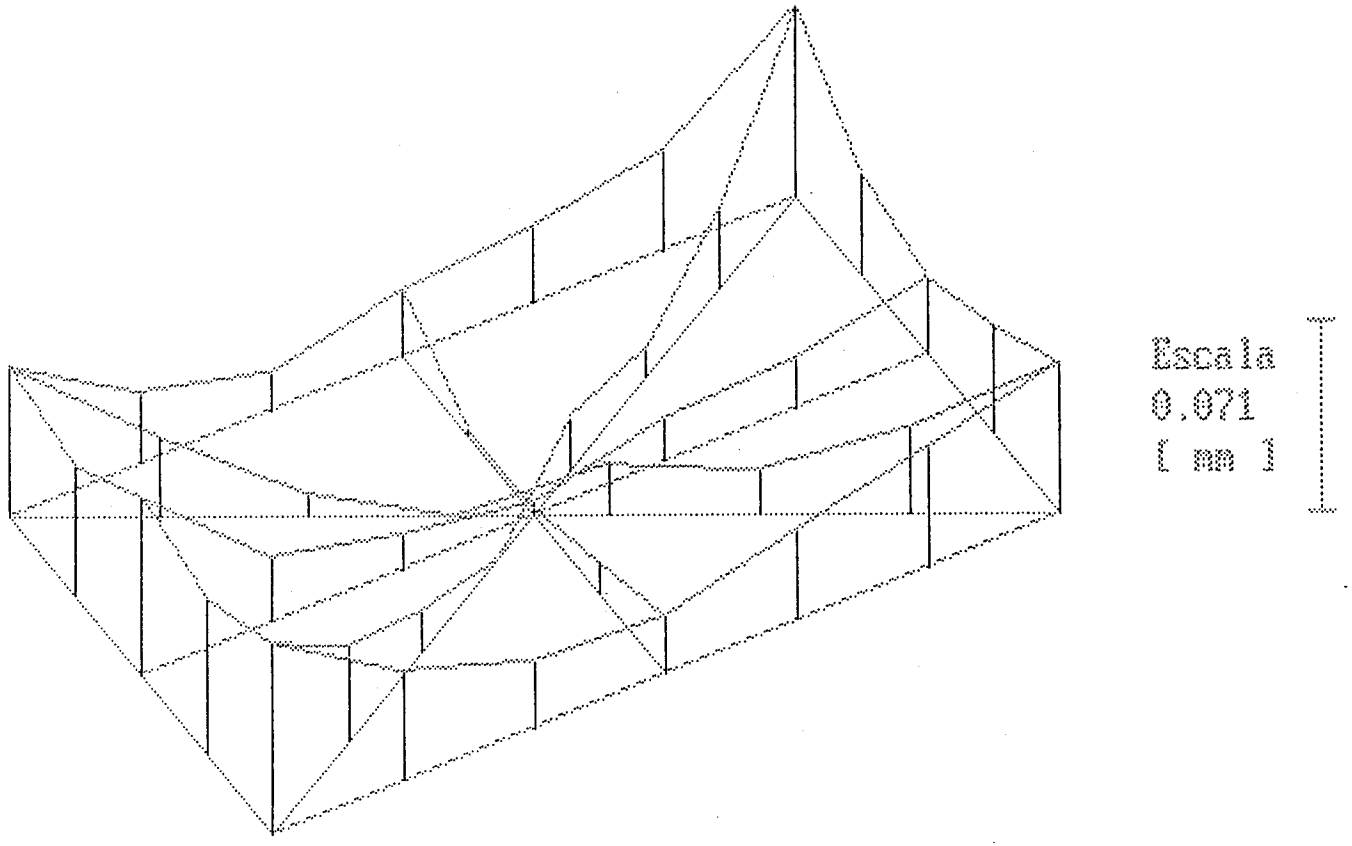


AMOSTRA REF: F.N.P. (após 100 ciclos)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,016		-0,045		-0,042		-0,028	
36	-0,028		-0,070		-0,059		-0,032	
54	-0,026		-0,066		-0,071		-0,051	
72	0,003		-0,090		-0,090		0,006	
90	0,010		-0,080		-0,086		—	
108	0,035		-0,063		-0,065		—	
126	0,069		-0,033		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,019		-0,007		-0,018		-0,010	
36	-0,039		0,018		-0,029		-0,015	
54	-0,029		0,014		-0,048		-0,022	
72	-0,064		0,021		-0,049		0,011	
90	-0,056		—		-0,046		—	
108	-0,034		—		-0,012		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.071 mm

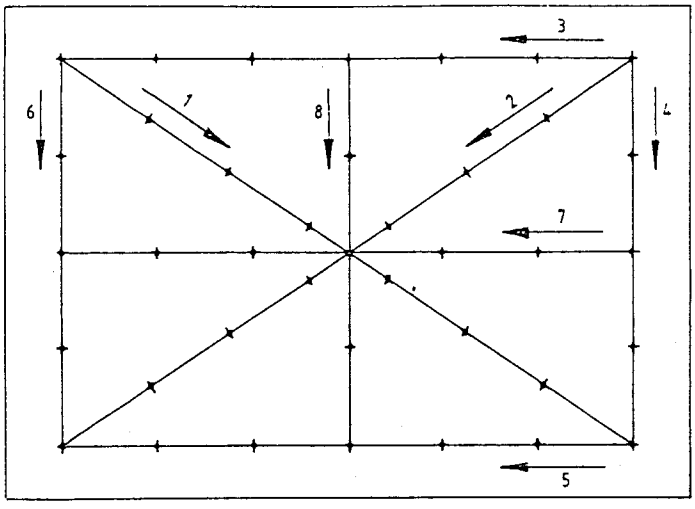
REFERENCIA DO PLANO = FNP (após 100 ciclos)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	0.0460	0.0460	0.0556
-0.0160	-0.0259	0.0201	-0.0201	0.0298
-0.0280	-0.0477	-0.0017	-0.0017	0.0079
-0.0260	-0.0556	-0.0096	-0.0096	0.0001
0.0030	-0.0364	0.0096	0.0096	0.0192
0.0100	-0.0373	0.0067	0.0067	0.0164
0.0350	-0.0241	0.0219	0.0219	0.0315
0.0690	0.0000	0.0460	0.0460	0.0556
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0615	0.0615	0.0711
-0.0450	-0.0403	0.0212	0.0212	0.0309
-0.0700	-0.0606	0.0009	0.0009	0.0106
-0.0660	-0.0519	0.0096	0.0096	0.0193
-0.0900	-0.0711	-0.0096	-0.0096	0.0000
-0.0800	-0.0564	0.0051	0.0051	0.0147
-0.0630	-0.0347	0.0268	0.0268	0.0364
-0.0330	0.0000	0.0615	0.0615	0.0711
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0615	0.0615	0.0711
-0.0420	-0.0312	0.0303	0.0278	0.0374
-0.0590	-0.0373	0.0242	0.0190	0.0286
-0.0710	-0.0385	0.0230	0.0152	0.0249
-0.0900	-0.0467	0.0148	0.0045	0.0141
-0.0860	-0.0318	0.0297	0.0167	0.0264
-0.0650	-0.0000	0.0615	0.0460	0.0556
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0615	0.0615	0.0711
-0.0290	-0.0295	0.0320	0.0281	0.0378
-0.0320	-0.0350	0.0265	0.0188	0.0284
-0.0150	-0.0195	0.0420	0.0304	0.0400
0.0060	0.0000	0.0615	0.0460	0.0556
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0460	0.0460	0.0556
-0.0190	-0.0133	0.0327	0.0353	0.0449
-0.0390	-0.0277	0.0183	0.0235	0.0331
-0.0590	-0.0420	0.0040	0.0118	0.0214
-0.0640	-0.0413	0.0047	0.0150	0.0246
-0.0560	-0.0277	0.0183	0.0313	0.0409
-0.0340	0.0000	0.0460	0.0615	0.0711
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0460	0.0460	0.0556
-0.0030	-0.0107	0.0352	0.0391	0.0488
0.0180	0.0025	0.0485	0.0562	0.0659
0.0140	-0.0092	0.0367	0.0484	0.0580
0.0310	0.0000	0.0460	0.0615	0.0711
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0188	0.0188	0.0284
-0.0180	-0.0160	0.0028	0.0090	0.0186
-0.0290	-0.0250	-0.0062	0.0063	0.0159
-0.0480	-0.0420	-0.0232	-0.0045	0.0051
-0.0490	-0.0410	-0.0222	0.0027	0.0124
-0.0460	-0.0360	-0.0172	0.0140	0.0236
-0.0120	0.0000	0.0188	0.0562	0.0659
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0152	0.0152	0.0249
-0.0190	-0.0217	-0.0065	-0.0074	0.0023
-0.0150	-0.0205	-0.0053	-0.0070	0.0026
-0.0020	-0.0103	0.0050	0.0024	0.0120
0.0110	-0.0000	0.0152	0.0118	0.0214

ERRO DE PLANEZA = 0.071

F. N. P.

(APÓS 100 CICLOS)

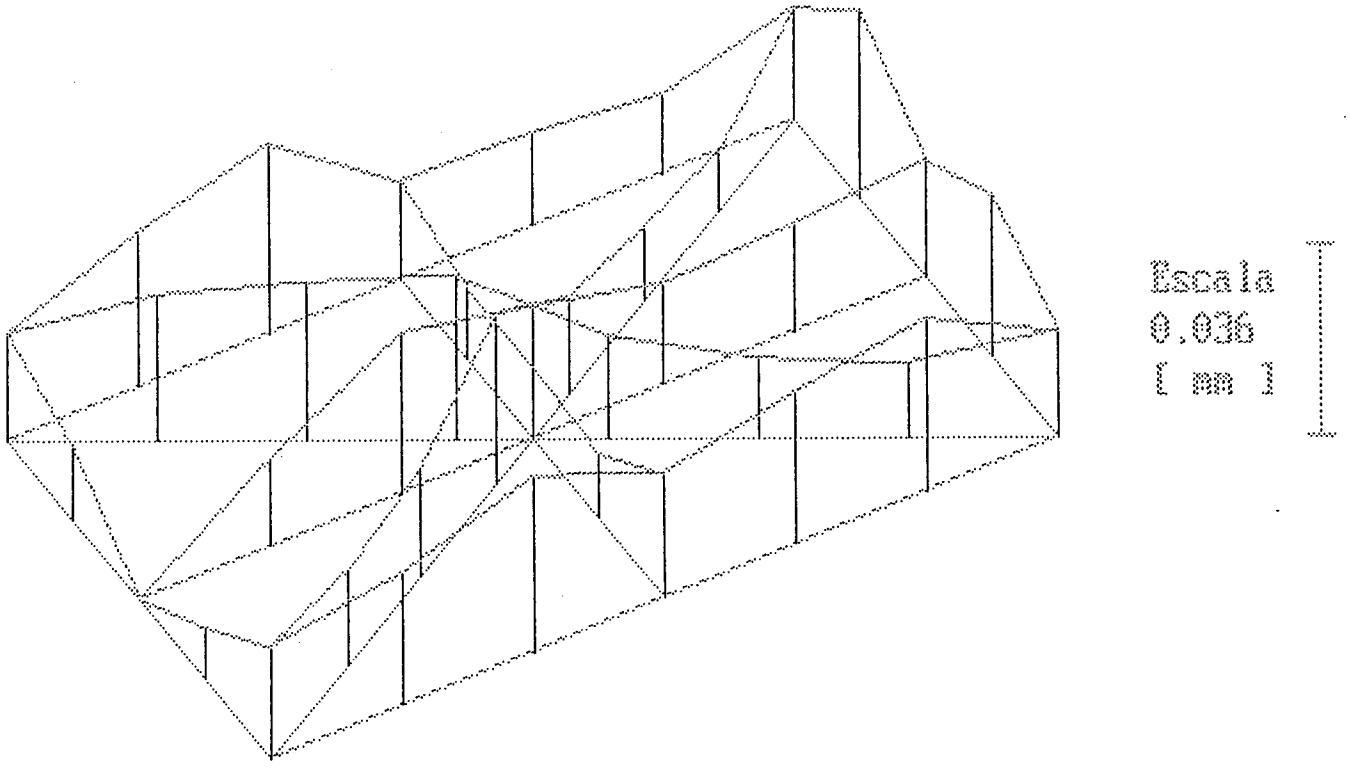


AMOSTRA REF: - AQSi (ANTES DO ENSAIO)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,047		0,013		-0,015		0,036	
36	0,090		0,038		-0,021		0,117	
54	0,131		0,064		-0,029		0,173	
72	0,160		0,100		-0,021		0,222	
90	0,196		0,111		-0,037		—	—
108	0,234		0,131		-0,055		—	—
126	0,281		0,156		—	—	—	—

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,007		0,048		-0,012		0,050	
36	-0,010		0,088		-0,023		0,106	
54	-0,024		0,141		-0,037		0,162	
72	-0,024		0,216		-0,032		0,222	
90	-0,041		—	—	-0,049		—	—
108	-0,054		—	—	-0,081		—	—
126	—	—	—	—	—	—	—	—

GRÁFICO DE PLANEZA POR COMPOSIÇÃO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



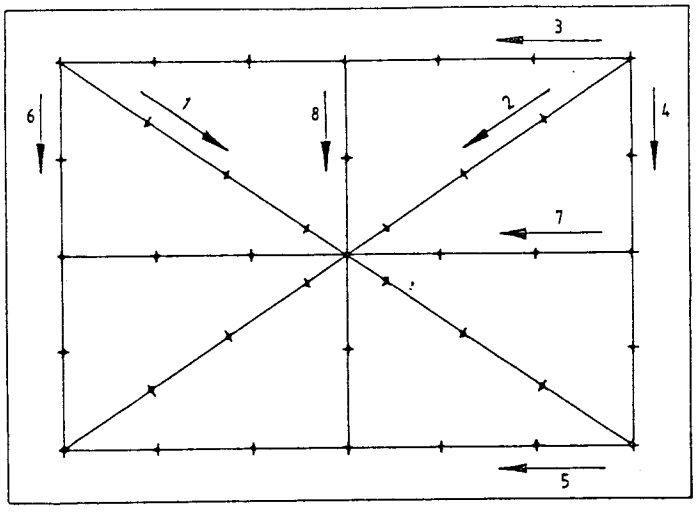
ERRO MÁXIMO DE PLANEZA = 0.036 mm
REFERÊNCIA DO PLANO = -ALSI (Antes do ensaio)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	-0.0050	0.0000	0.0195
0.0470	0.0069	0.0019	0.0069	0.0264
0.0900	0.0097	0.0047	0.0097	0.0292
0.1310	0.0106	0.0056	0.0106	0.0301
0.1600	-0.0006	-0.0056	-0.0006	0.0189
0.1960	-0.0047	-0.0097	-0.0047	0.0148
0.2350	-0.0059	-0.0109	-0.0059	0.0136
0.2810	-0.0000	-0.0050	-0.0000	0.0195
linha numero 2				
0.0000	0.0000	-0.0040	0.0010	0.0205
0.0130	-0.0093	-0.0133	-0.0083	0.0112
0.0380	-0.0066	-0.0106	-0.0056	0.0139
0.0640	-0.0029	-0.0069	-0.0019	0.0176
0.1000	0.0109	0.0069	0.0119	0.0314
0.1110	-0.0004	-0.0044	0.0006	0.0201
0.1310	-0.0027	-0.0067	-0.0017	0.0178
0.1560	-0.0000	-0.0040	0.0010	0.0205
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0010	0.0010	0.0205
-0.0150	-0.0058	-0.0048	-0.0050	0.0145
-0.0210	-0.0027	-0.0017	-0.0020	0.0175
-0.0290	-0.0015	-0.0005	-0.0010	0.0185
-0.0210	0.0157	0.0167	0.0160	0.0355
-0.0370	0.0088	0.0098	0.0090	0.0285
-0.0550	0.0000	0.0010	0.0000	0.0195
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0010	0.0010	0.0205
0.0700	0.0145	0.0155	0.0152	0.0348
0.1130	0.0020	0.0030	0.0025	0.0220
0.1770	0.0105	0.0115	0.0107	0.0302
0.2220	0.0000	0.0010	-0.0000	0.0195
linha numero 5				
0.0000	0.0000	-0.0000	-0.0000	0.0195
0.0030	0.0120	0.0120	0.0122	0.0317
-0.0100	0.0080	0.0080	0.0083	0.0278
-0.0240	0.0030	0.0030	0.0035	0.0230
-0.0240	0.0120	0.0120	0.0127	0.0322
-0.0410	0.0040	0.0040	0.0048	0.0243
-0.0540	-0.0000	-0.0000	0.0010	0.0205
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0195
0.0480	-0.0060	-0.0060	-0.0058	0.0138
0.0880	-0.0200	-0.0200	-0.0195	0.0000
0.1510	-0.0110	-0.0110	-0.0103	0.0092
0.2160	-0.0000	-0.0000	0.0010	0.0205
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0025	0.0025	0.0220
-0.0120	0.0015	0.0040	0.0003	0.0198
-0.0230	0.0040	0.0065	-0.0008	0.0187
-0.0270	0.0135	0.0160	0.0050	0.0245
-0.0320	0.0220	0.0245	0.0098	0.0293
-0.0550	0.0125	0.0150	-0.0033	0.0162
-0.0810	0.0000	0.0025	-0.0195	0.0000
linha numero 8				
0.0000	0.0000	-0.0010	-0.0010	0.0185
0.0500	-0.0067	-0.0077	-0.0066	0.0129
0.1060	-0.0075	-0.0085	-0.0063	0.0133
0.1600	-0.0102	-0.0112	-0.0079	0.0116
0.2270	0.0000	-0.0010	0.0035	0.0230

ERRO DE PLANEZA = 0.036

- Aº Si

(ANTES DO ENSAIO)

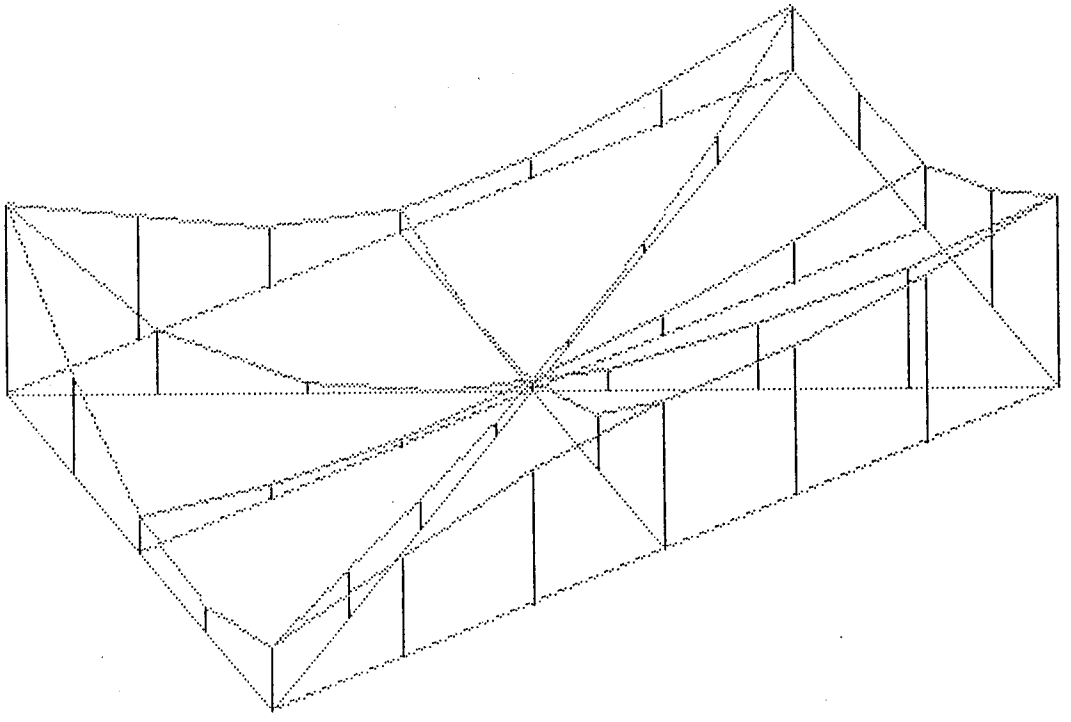


AMOSTRA REF: A98 (após 100 ciclos)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-2,414		-0,533		-0,165		-0,760	
36	-3,698		-0,869		-0,142		-0,864	
54	-4,340		-0,945		0,185		-0,447	
72	-4,709		-0,832		0,990		0,132	
90	-4,338		-0,656		2,259		—	—
108	-3,968		-0,328		3,534		—	—
126	-3,339		-0,128		—	—	—	—

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,143		-1,911		-0,104		-0,392	
36	-0,149		-3,021		-0,140		-1,108	
54	0,113		-3,995		-0,070		-0,960	
72	0,194		-3,691		0,158		0,023	
90	-0,022		—	—	0,744		—	—
108	-0,328		—	—	1,102		—	—
126	—	—	—	—	—	—	—	—

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



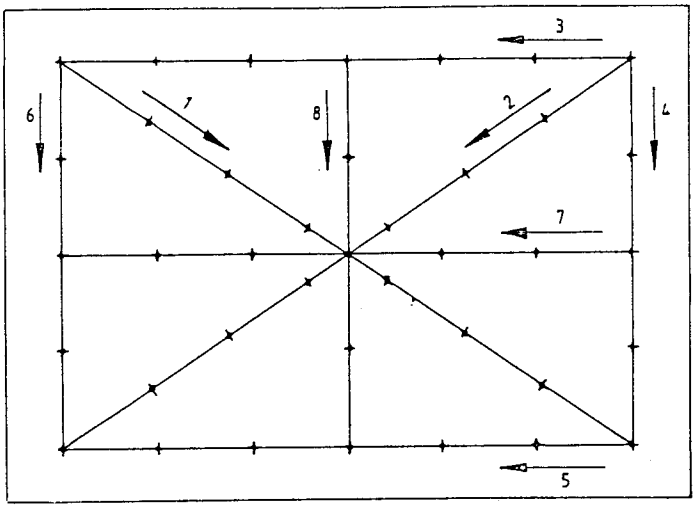
ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 2.909 mm
REFERENCIA DO PLANO = ALS1 (após 100 ciclos)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	2.7545	2.7545	2.9090
-2.4140	-1.9370	0.8175	0.8175	0.9720
-3.6980	-2.7440	0.0105	0.0105	0.1650
-4.3400	-2.9090	-0.1545	-0.1545	0.0000
-4.5080	-2.6000	0.1545	0.1545	0.3090
-4.3330	-1.9480	0.8065	0.8065	0.9610
-3.9680	-1.1060	1.6485	1.6485	1.8030
-3.3390	-0.0000	2.7545	2.7545	2.9090
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.8245	0.8245	0.9790
-0.5770	-0.5587	0.2658	0.2658	0.4203
-0.8690	-0.8324	-0.0079	-0.0079	0.1466
-0.9450	-0.8901	-0.0656	-0.0656	0.0889
-0.8320	-0.7589	0.0656	0.0656	0.2201
-0.6560	-0.5646	0.2599	0.2599	0.4144
-0.3280	-0.2183	0.6062	0.6062	0.7607
-0.1280	-0.0000	0.8245	0.8245	0.9790
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.8245	0.8245	0.9790
-0.1650	-0.7542	0.0703	0.3720	0.5465
-0.1420	-1.3203	-0.4958	0.1475	0.3020
0.1850	-1.5825	-0.7580	0.2070	0.3615
0.9900	-1.3667	-0.5422	0.7445	0.8990
2.2590	-0.6668	0.1377	1.7460	1.9005
3.5350	-0.0000	0.8245	2.7545	2.9090
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.8245	0.8245	0.9790
-0.5600	-0.6043	-0.2202	0.7027	0.8573
-0.8640	-0.9525	-0.1280	0.8370	0.9915
-0.4770	-0.6097	0.2147	1.6622	1.8168
0.1770	0.0000	0.8245	2.7545	2.9090
linha numero 5				
0.0000	0.0000	2.7545	2.7545	2.9090
-0.1570	-0.1007	2.6538	2.3322	2.4867
-0.1490	-0.0363	2.7182	2.0748	2.2293
0.1130	0.2820	3.0365	1.9715	2.1260
0.1940	0.4193	3.1738	1.8872	2.0417
-0.0720	0.2097	2.9642	1.7558	1.9103
-0.3380	-0.0000	2.7545	0.8245	0.9790
linha numero 6				
0.0000	0.0000	2.7545	2.7545	2.9090
-1.9110	-0.9883	1.7662	1.2837	1.4383
-3.2710	-1.4255	1.3290	0.3640	0.5185
-3.8550	-1.0867	1.6678	0.2203	0.3748
-3.6910	0.0000	2.7545	0.8245	0.9790
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.8370	0.8370	0.9915
-0.1040	-0.2877	0.5493	0.4705	0.6250
-0.1500	-0.5173	0.3197	0.1620	0.3165
-0.0700	-0.6210	0.2160	-0.0205	0.1340
0.1580	-0.5767	0.2603	-0.0550	0.0995
0.5440	-0.3743	0.4627	0.0685	0.2230
1.1020	0.0000	0.8370	0.3640	0.5185
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.2070	0.2070	0.3615
-0.7920	-0.8112	-0.6043	-0.1381	0.0164
-1.1080	-1.1465	-0.9395	-0.0073	0.1473
-0.9000	-0.9577	-0.7508	0.6476	0.8021
0.0770	0.0000	0.2070	2.0715	2.2260

ERRO DE PLANEZA = 2.909

A9 8i

(APÓS 100 CICLOS)

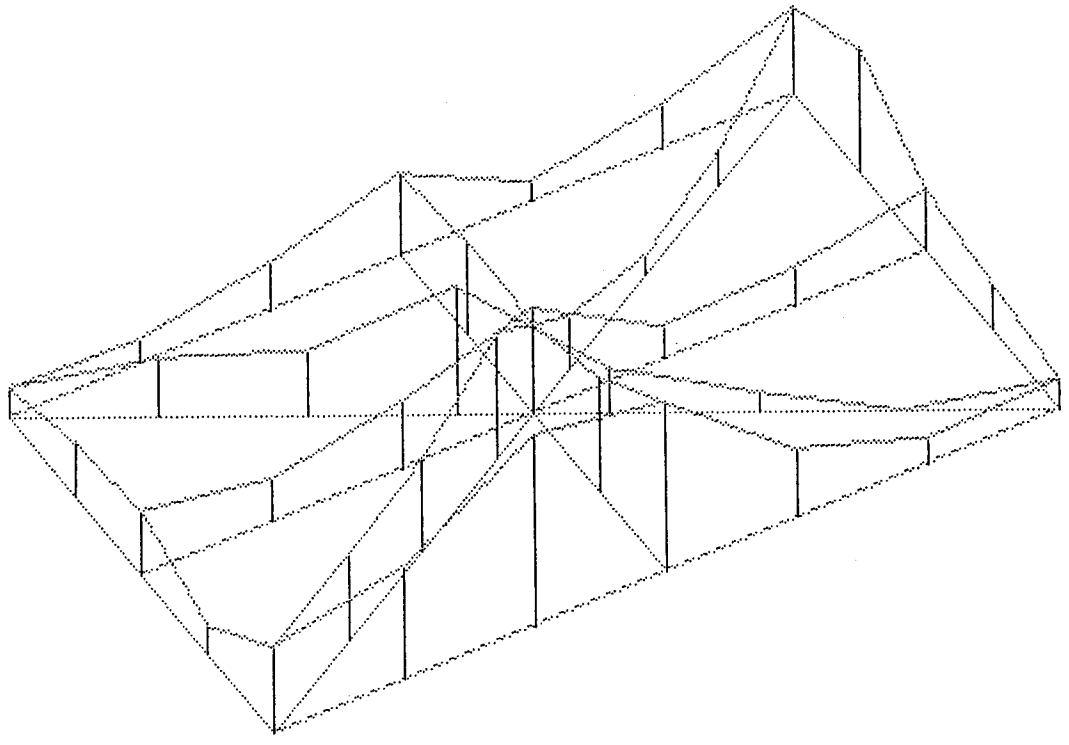


AMOSTRA REF: — Aℓ C_u (ANTES DO ENSAIO)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(ε)	(mm)	(ε)	(mm)	(ε)	(mm)	(ε)
0	0		0		0		0	
18	0,028		-0,025		-0,030		0,011	
36	0,053		-0,044		-0,057		0,007	
54	0,086		-0,057		-0,072		0,010	
72	0,098		-0,063		-0,101		0,013	
90	0,118		-0,085		-0,128		—	
108	0,139		-0,103		-0,151		—	
126	0,167		-0,120		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(ε)	(mm)	(ε)	(mm)	(ε)	(mm)	(ε)
0	0		0		0		0	
18	-0,024		0,009		-0,027		0,006	
36	-0,041		0,016		-0,051		0,010	
54	-0,050		0,016		-0,064		0,018	
72	-0,070		0,030		-0,093		0,030	
90	-0,107		—		-0,120		—	
108	-0,132		—		-0,146		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.028 mm

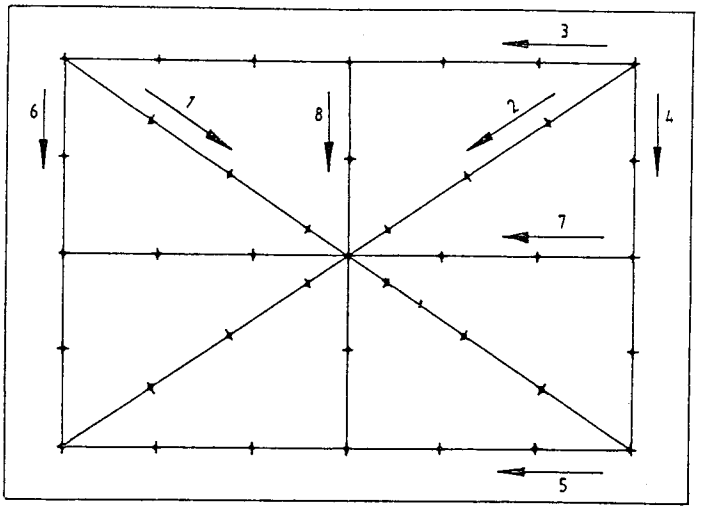
REFERENCIA DO PLANO = -ALCU (ANTES DO ENSAIO)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	-0.0085	0.0000	0.0041
0.0280	0.0041	-0.0044	0.0041	0.0083
0.0530	0.0053	-0.0032	0.0053	0.0094
0.0860	0.0144	-0.0059	0.0144	0.0186
0.0980	0.0026	-0.0059	0.0026	0.0067
0.1180	-0.0013	-0.0098	-0.0013	0.0029
0.1390	-0.0041	-0.0126	-0.0041	0.0000
0.1670	0.0000	-0.0085	0.0000	0.0041
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0085	0.0126
-0.0250	-0.0079	-0.0079	0.0006	0.0048
-0.0440	-0.0097	-0.0097	-0.0012	0.0029
-0.0570	-0.0056	-0.0056	0.0029	0.0071
-0.0630	0.0056	0.0056	0.0141	0.0182
-0.0850	0.0007	0.0007	0.0092	0.0134
-0.1030	-0.0001	-0.0001	0.0084	0.0125
-0.1200	0.0000	0.0000	0.0085	0.0126
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0085	0.0085	0.0126
-0.0300	-0.0048	0.0037	0.0023	0.0064
-0.0570	-0.0067	0.0018	-0.0010	0.0031
-0.0720	0.0035	0.0120	0.0078	0.0119
-0.1010	-0.0003	0.0082	0.0025	0.0066
-0.1280	-0.0022	0.0063	-0.0008	0.0034
-0.1510	0.0000	0.0085	0.0000	0.0041
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0085	0.0085	0.0126
0.0110	0.0077	0.0163	0.0141	0.0183
0.0070	0.0005	0.0090	0.0048	0.0089
0.0100	0.0002	0.0088	0.0024	0.0065
0.0130	0.0000	0.0085	0.0000	0.0041
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0041
-0.0240	-0.0020	-0.0020	-0.0006	0.0036
-0.0410	0.0030	0.0030	0.0050	0.0100
-0.0500	0.0160	0.0160	0.0203	0.0244
-0.0700	0.0100	0.0100	0.0237	0.0278
-0.1050	0.0050	0.0050	0.0121	0.0162
-0.1320	0.0000	0.0000	0.0085	0.0126
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0041
0.0090	0.0015	0.0015	0.0036	0.0078
0.0160	0.0010	0.0010	0.0053	0.0094
0.0160	-0.0065	-0.0065	-0.0001	0.0040
0.0300	-0.0000	-0.0000	0.0085	0.0126
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0048	0.0048	0.0089
-0.0270	-0.0037	0.0011	0.0012	0.0053
-0.0510	-0.0043	0.0004	0.0006	0.0047
-0.0640	0.0060	0.0107	0.0110	0.0151
-0.0930	0.0003	0.0051	0.0054	0.0096
-0.1200	-0.0033	0.0014	0.0018	0.0060
-0.1400	-0.0000	0.0047	0.0052	0.0094
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0078	0.0078	0.0119
0.0060	-0.0015	0.0063	0.0094	0.0135
0.0100	-0.0050	0.0028	0.0090	0.0131
0.0180	-0.0045	0.0033	0.0126	0.0168
0.0300	-0.0000	0.0078	0.0203	0.0244

ERRO DE PLANEZA = 0.028

- AR CU

(ANTES DO ENSAIO)

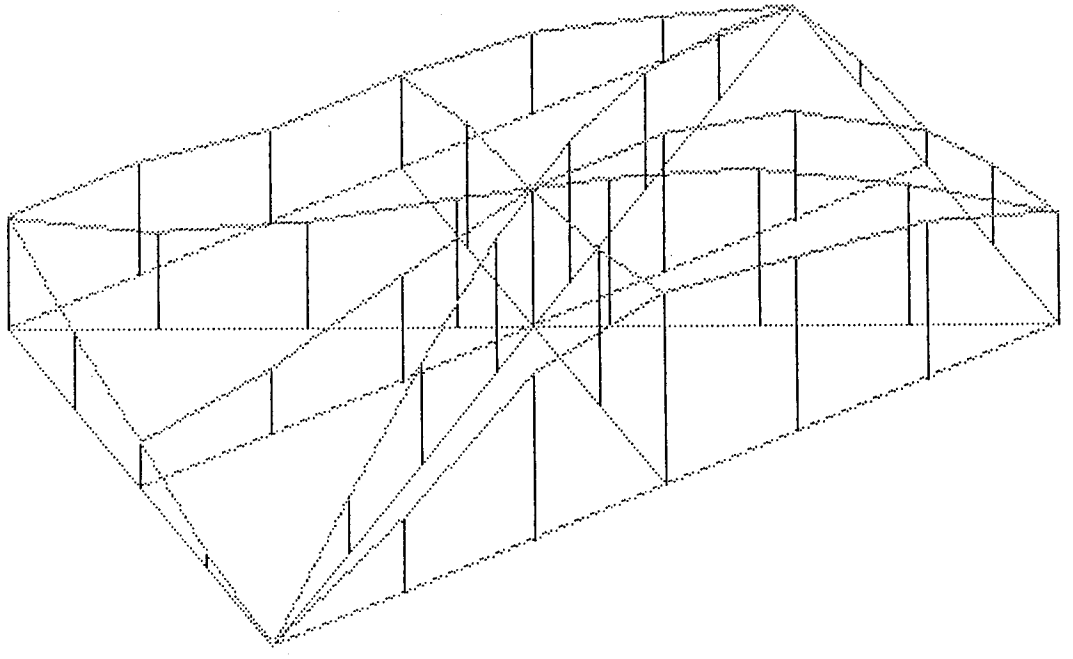


AMOSTRA REF: ApCu (após 100 ciclos)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,340		0,641		0,546		0,043	
36	-0,356		1,038		0,946		-0,114	
54	-0,242		1,178		1,114		0,120	
72	-0,134		0,888		1,086		0,269	
90	-0,184		0,516		1,351		—	
108	-0,492		-0,422		1,328		—	
126	-0,984		-1,361		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,520		-0,823		0,893		0,052	
36	0,688		-1,498		1,236		-0,052	
54	0,893		-2,202		1,229		-0,122	
72	0,531		-2,674		0,837		0,010	
90	-0,650		—		0,296		—	
108	-1,591		—		0,029		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



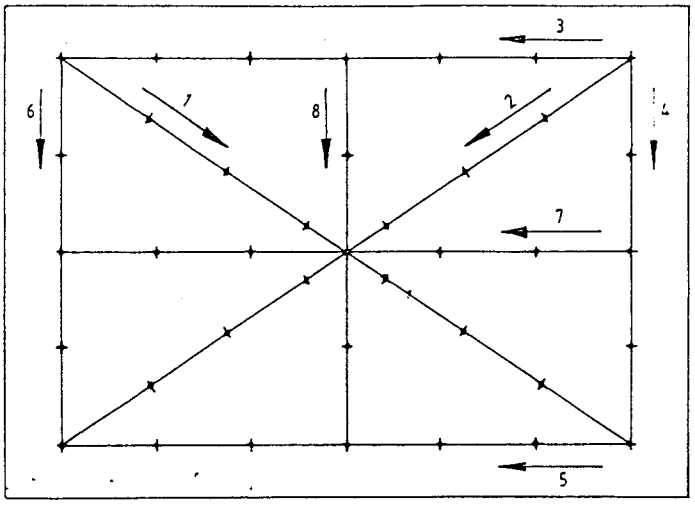
ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 2.391 mm
REFERENCIA DO PLANO = ALCU (ARO's 100 ciclos)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	-0.2975	1.4060	1.4060
-0.3500	-0.2094	-0.5069	1.1966	1.1966
-0.3560	-0.0749	-0.3724	1.3311	1.3311
-0.2520	0.1697	-0.1278	1.5757	1.5757
-0.1370	0.4253	0.1278	1.8313	1.8313
-0.1740	0.5289	0.2314	1.9349	1.9349
-0.4920	0.3514	0.0539	1.7574	1.7574
-0.9840	-0.0000	-0.2975	1.4060	1.4060
linha numero 2				
0.0000	0.0000	-1.7035	0.0000	0.0000
0.6410	0.8354	-0.8681	0.8354	0.8354
1.0380	1.4269	-0.2766	1.4269	1.4269
1.1580	1.7413	0.0378	1.7413	1.7413
0.8880	1.6657	-0.0378	1.6657	1.6657
0.3160	1.2881	-0.4154	1.2881	1.2881
-0.4220	0.7446	-0.9589	0.7446	0.7446
-1.3610	0.0000	-1.7035	0.0000	0.0000
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000
0.5460	0.3247	0.3247	0.5590	0.5590
0.9760	0.5533	0.5533	1.0020	1.0020
1.1170	0.4530	0.4530	1.1560	1.1560
1.0860	0.2007	0.2007	1.1380	1.1380
1.3510	0.2443	0.2443	1.4160	1.4160
1.3280	-0.0000	-0.0000	1.4060	1.4060
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000
0.0430	-0.0242	-0.0242	0.3273	0.3273
-0.1140	-0.2485	-0.2485	0.4545	0.4545
0.1250	-0.0767	-0.0767	0.9778	0.9778
0.2690	0.0000	0.0000	1.4060	1.4060
linha numero 5				
0.0000	0.0000	1.4060	1.4060	1.4060
0.5200	0.7852	2.1912	1.9568	1.9568
0.6880	1.2183	2.6243	2.1557	2.1557
0.8930	1.6885	3.0945	2.3915	2.3915
0.5310	1.5917	2.9977	2.0603	2.0603
-0.6500	0.6758	2.0818	0.9102	0.9102
-1.5910	-0.0000	1.4060	0.0000	0.0000
linha numero 6				
0.0000	0.0000	1.4060	1.4060	1.4060
-0.8230	-0.1543	1.2517	0.9002	0.9002
-1.4980	-0.1605	1.2455	0.5425	0.5425
-2.2020	-0.1957	1.2103	0.1558	0.1558
-2.6750	0.0000	1.4060	0.0000	0.0000
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.4545	0.4545	0.4545
0.8970	0.8922	1.3467	1.3613	1.3613
1.2360	1.2263	1.6808	1.7102	1.7102
1.2290	1.2145	1.6690	1.7130	1.7130
0.8270	0.8077	1.2622	1.3208	1.3208
0.2960	0.2718	0.7263	0.7997	0.7997
0.0290	-0.0000	0.4545	0.5425	0.5425
linha numero 8				
0.0000	0.0000	1.1560	1.1560	1.1560
0.0740	0.0703	1.2263	1.5351	1.5351
-0.0370	-0.0445	1.1115	1.7292	1.7292
-0.1220	-0.1332	1.0228	1.9494	1.9494
0.0150	0.0000	1.1560	2.3915	2.3915

ERRO DE PLANEZA = 2.391

Após

((após 100 ciclos)

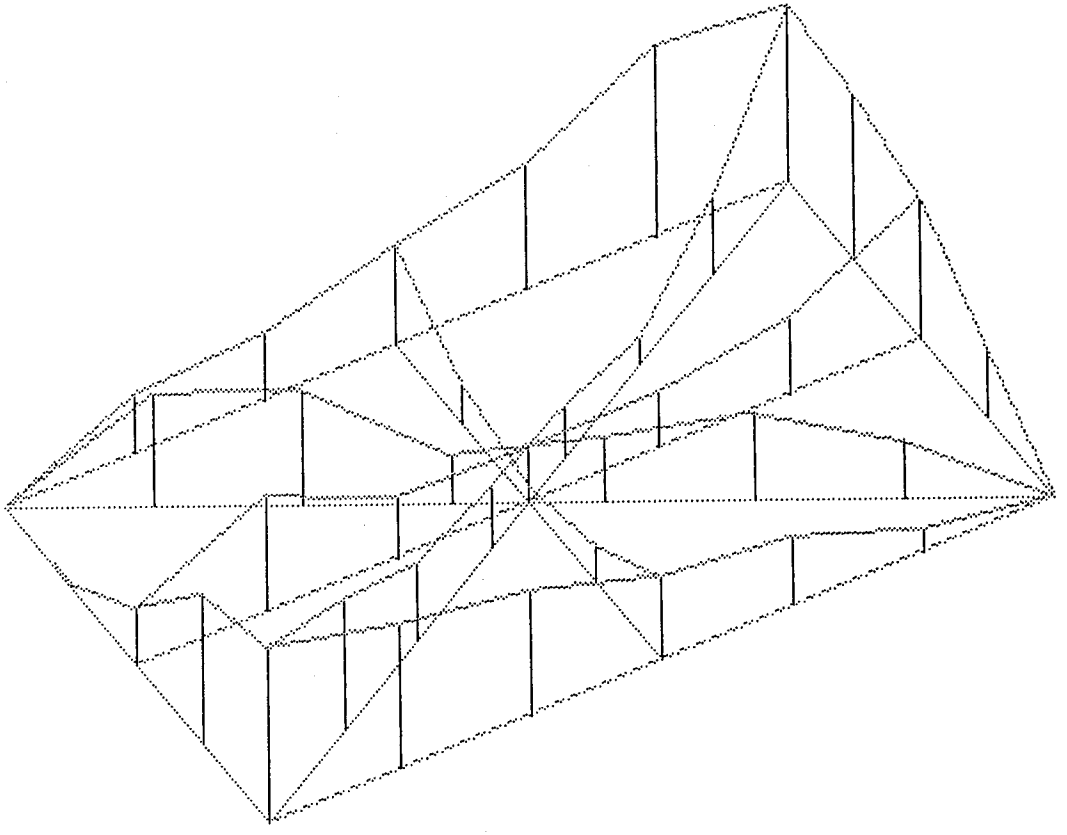


AMOSTRA REF: — e_0 C_x (ANTES DO ENSAIO)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,069		-0,075		-0,066		-0,06[illegible]	
36	0,125		-0,144		-0,142		-0,01[illegible]	
54	0,172		-0,204		-0,213		-0,0[illegible]	
72	0,229		-0,265		-0,285		-0,0-1	
90	0,284		-0,326		-0,344		—	
108	0,329		-0,382		-0,429		—	
126	0,397		-0,439		—	—	—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,06[illegible]		-0,008		-0,07[illegible]		-0,01[illegible]	
36	-0,121		-0,010		-0,148		-0,0[illegible]	
54	-0,199		-0,00[illegible]		-0,21[illegible]		-0,0[illegible]	
72	-0,26[illegible]		-0,012		-0,28[illegible]		-0,0[illegible]	
90	-0,32[illegible]		—		-0,34[illegible]		—	
108	-0,38[illegible]		—		-0,4[illegible]		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.024 mm

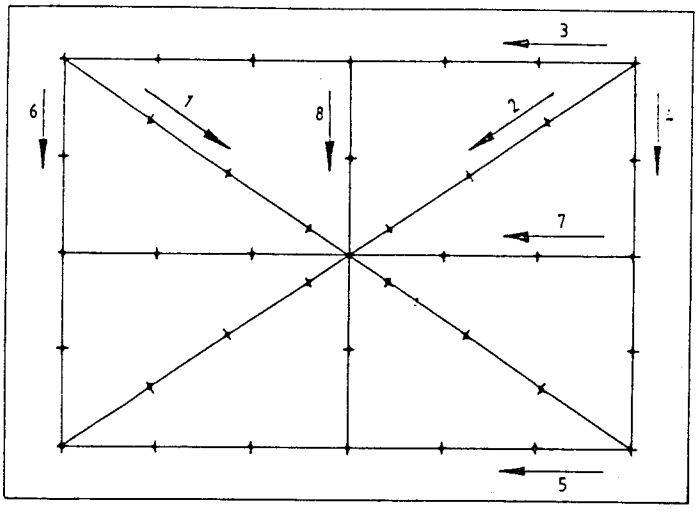
REFERENCIA DO PLANO = -CUCR (ANTES DO ENSAIO)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	-0.0070	0.0000	0.0000
0.0690	0.0137	0.0067	0.0137	0.0137
0.1250	0.0144	0.0074	0.0144	0.0144
0.1720	0.0061	-0.0009	0.0061	0.0061
0.2090	0.0079	0.0009	0.0079	0.0079
0.2870	0.0106	0.0036	0.0106	0.0106
0.3390	0.0073	0.0003	0.0073	0.0073
0.3870	-0.0000	-0.0070	-0.0000	0.0000
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0150	0.0220	0.0220
-0.0750	-0.0123	0.0027	0.0097	0.0097
-0.1440	-0.0186	-0.0036	0.0034	0.0034
-0.2040	-0.0159	-0.0009	0.0061	0.0061
-0.2650	-0.0141	0.0009	0.0079	0.0079
-0.3260	-0.0124	0.0026	0.0096	0.0096
-0.3820	-0.0057	0.0093	0.0163	0.0163
-0.4390	-0.0000	0.0150	0.0220	0.0220
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0220	0.0220	0.0220
-0.0660	0.0055	0.0275	0.0238	0.0238
-0.1420	0.0010	0.0230	0.0157	0.0157
-0.2130	0.0015	0.0235	0.0125	0.0125
-0.2850	0.0010	0.0230	0.0083	0.0083
-0.3540	0.0035	0.0255	0.0072	0.0072
-0.4290	-0.0000	0.0220	-0.0000	0.0000
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0220	0.0220	0.0220
-0.0060	0.0042	0.0262	0.0207	0.0208
-0.0140	0.0065	0.0285	0.0175	0.0175
-0.0280	0.0027	0.0247	0.0082	0.0083
-0.0410	-0.0000	0.0220	-0.0000	0.0000
linha numero 5				
0.0000	0.0000	-0.0000	-0.0000	0.0000
-0.0670	-0.0008	-0.0008	0.0028	0.0028
-0.1310	0.0013	0.0013	0.0087	0.0087
-0.1990	-0.0005	-0.0005	0.0105	0.0105
-0.2640	0.0007	0.0007	0.0153	0.0153
-0.3310	-0.0002	-0.0002	0.0182	0.0182
-0.3970	-0.0000	-0.0000	0.0220	0.0220
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0000
-0.0080	-0.0050	-0.0050	0.0005	0.0005
-0.0100	-0.0040	-0.0040	0.0070	0.0070
-0.0070	0.0020	0.0020	0.0185	0.0185
-0.0120	-0.0000	-0.0000	0.0220	0.0220
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0175	0.0175	0.0175
-0.0770	-0.0065	0.0110	0.0092	0.0093
-0.1480	-0.0070	0.0105	0.0070	0.0070
-0.2170	-0.0055	0.0120	0.0068	0.0068
-0.2850	-0.0030	0.0145	0.0075	0.0075
-0.3470	0.0055	0.0230	0.0143	0.0143
-0.4230	0.0000	0.0175	0.0070	0.0070
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0125	0.0125	0.0125
-0.0140	-0.0073	0.0052	0.0047	0.0047
-0.0230	-0.0095	0.0030	0.0020	0.0020
-0.0270	-0.0067	0.0057	0.0042	0.0043
-0.0270	0.0000	0.0125	0.0105	0.0105

ERRO DE PLANEZA = 0.024

$-e_y\ e_x$

(ANTES DO ENSAIO)

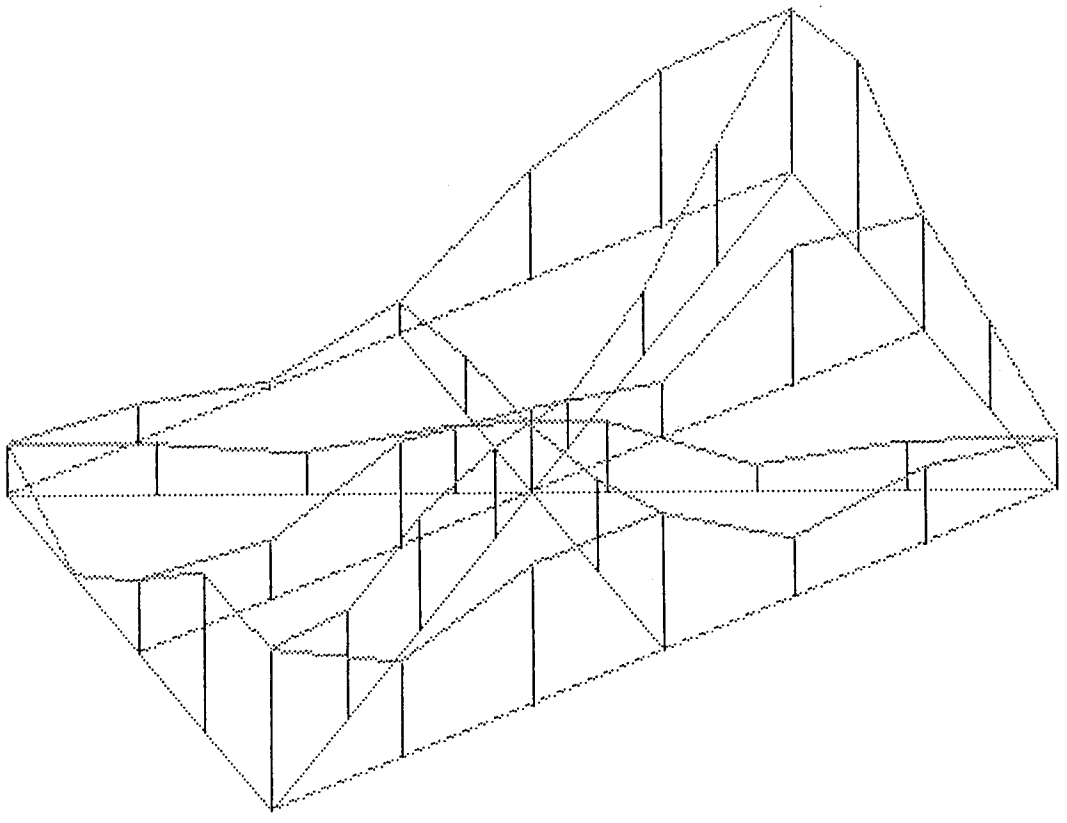


AMOSTRA REF: C_0C_2 (APÓS 100 CICLOS)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,042		0,028		-0,008		0,051	
36	0,092		0,054		-0,022		0,140	
54	0,143		0,086		-0,041		0,213	
72	0,190		0,127		-0,052		0,278	
90	0,230		0,164		-0,054		—	
108	0,280		0,199		-0,056		—	
126	0,322		0,242		—		—	

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,004		0,062		-0,004		0,052	
36	-0,015		0,143		-0,024		0,142	
54	-0,011		0,226		-0,037		0,218	
72	-0,019		0,296		-0,051		0,290	
90	-0,034		—		-0,064		—	
108	-0,032		—		-0,076		—	
126	—		—		—		—	

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



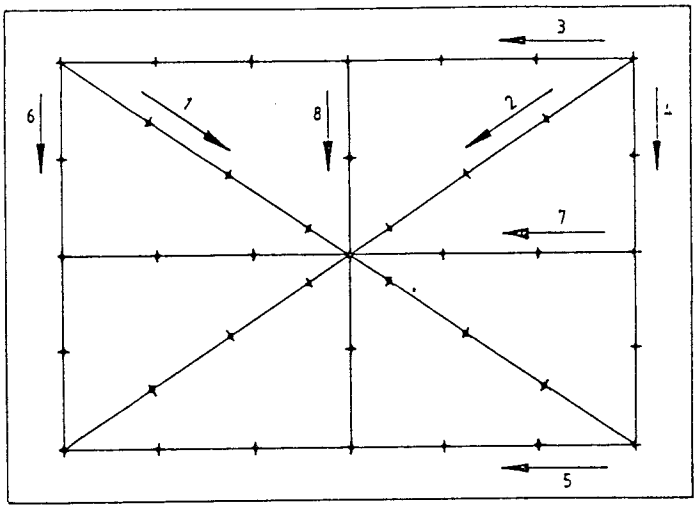
ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.030 mm
REFERENCIA DO PLANO = CUCR (APÓS 100 CICLOS)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	-0.0030	0.0000	0.0076
0.0470	0.0003	-0.0027	0.0003	0.0079
0.0920	-0.0014	-0.0044	-0.0014	0.0062
0.1430	0.0029	-0.0001	0.0029	0.0105
0.1900	0.0031	0.0001	0.0031	0.0108
0.2300	-0.0036	-0.0066	-0.0036	0.0041
0.2800	-0.0033	-0.0063	-0.0033	0.0073
0.3270	0.0000	-0.0030	0.0000	0.0076
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0145	0.0175	0.0251
0.0280	-0.0066	0.0079	0.0109	0.0186
0.0540	-0.0151	-0.0006	0.0024	0.0100
0.0860	-0.0177	-0.0032	-0.0002	0.0074
0.1270	-0.0113	0.0032	0.0062	0.0138
0.1650	-0.0079	0.0066	0.0096	0.0173
0.1990	-0.0084	0.0061	0.0091	0.0167
0.2420	-0.0000	0.0145	0.0175	0.0251
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0175	0.0175	0.0251
-0.0080	0.0018	0.0193	0.0164	0.0240
-0.0220	-0.0027	0.0152	0.0093	0.0170
-0.0410	-0.0115	0.0060	-0.0027	0.0049
-0.0520	-0.0127	0.0048	-0.0068	0.0008
-0.0540	-0.0048	0.0127	-0.0019	0.0057
-0.0590	-0.0000	0.0175	0.0000	0.0076
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0175	0.0175	0.0251
0.0810	0.0087	0.0263	0.0219	0.0295
0.1460	0.0015	0.0190	0.0102	0.0179
0.2180	0.0012	0.0187	-0.0056	0.0132
0.2890	-0.0000	0.0175	-0.0000	0.0076
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0076
-0.0040	0.0013	-0.0013	0.0043	0.0119
-0.0150	-0.0043	-0.0043	0.0015	0.0091
-0.0110	0.0050	0.0050	0.0138	0.0214
-0.0190	0.0023	0.0023	0.0140	0.0216
-0.0340	-0.0073	-0.0073	0.0074	0.0149
-0.0320	-0.0000	0.0000	0.0175	0.0251
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0076
0.0620	-0.0120	-0.0120	-0.0076	0.0000
0.1430	-0.0050	-0.0050	0.0038	0.0114
0.2260	0.0040	0.0040	0.0171	0.0248
0.2960	0.0000	0.0000	0.0175	0.0251
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0102	0.0102	0.0179
-0.0040	0.0043	0.0146	0.0135	0.0211
-0.0240	-0.0073	0.0029	0.0008	0.0084
-0.0270	-0.0020	0.0082	0.0050	0.0126
-0.0310	0.0023	0.0126	0.0083	0.0159
-0.0450	-0.0033	0.0069	0.0015	0.0091
-0.0500	-0.0000	0.0102	0.0038	0.0114
linha numero 8				
0.0000	0.0000	-0.0027	-0.0027	0.0049
0.0740	0.0000	-0.0027	0.0014	0.0090
0.1450	-0.0030	-0.0057	0.0025	0.0101
0.2190	-0.0030	-0.0057	0.0066	0.0143
0.2960	0.0000	-0.0027	0.0138	0.0214

ERRO DE PLANEZA = 0.030

eu ex

(ADD's 100 CICLOS)

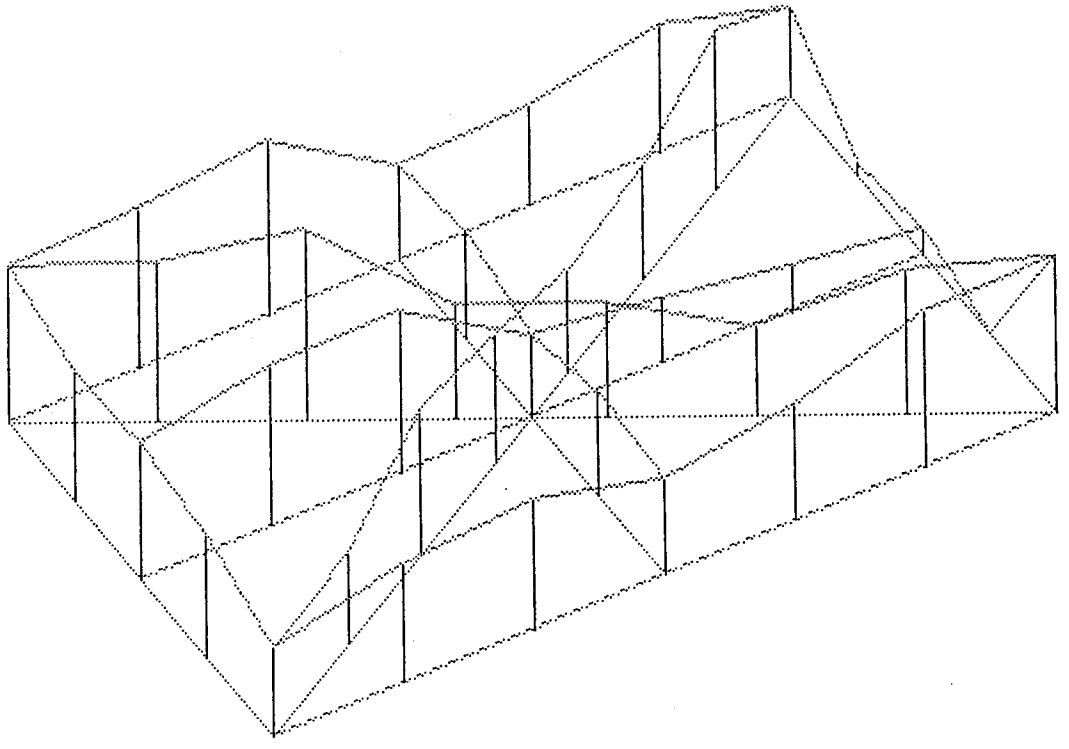


AMOSTRA REF: - E.N: (ANTES DO ENSAIO)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	0,015-		0,005-		-0,006		0,002	
36	0,033		-0,001		-0,018		0,002	
54	0,040		-0,004		-0,028		0,032-	
72	0,052-		-0,003		-0,030		0,062-	
90	0,062		-0,003		-0,041		—	—
108	0,082		-0,010		-0,041		—	—
126	0,103		-0,012		—	—	—	—

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,010		0,009		-0,009		0,011-	
36	-0,024		0,021		-0,018		0,022-	
54	-0,036		0,031		-0,024		0,032	
72	-0,043		0,039		-0,030		0,042	
90	-0,054		—	—	-0,041		—	—
108	-0,062		—	—	-0,054		—	—
126	—	—	—	—	—	—	—	—

GRÁFICO DE PLANEZA POR COMPOSIÇÃO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



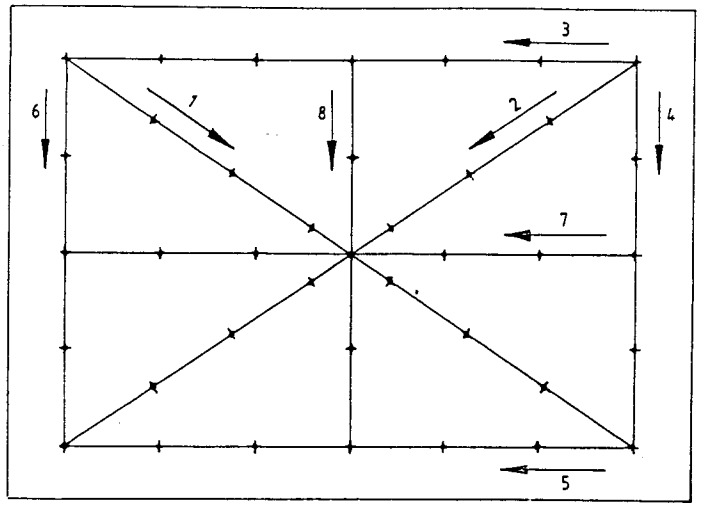
ERRO MÁXIMO DE PLANEZA = 0.019 mm
REFERÊNCIA DO PLANO = -CUNI (ANTES DO ENSAIO)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	0.0040	0.0065	0.0154
0.0150	0.0003	0.0043	0.0068	0.0157
0.0330	0.0036	0.0076	0.0101	0.0189
0.0400	-0.0041	-0.0001	0.0024	0.0112
0.0550	-0.0039	0.0001	0.0026	0.0115
0.0670	-0.0066	-0.0026	-0.0001	0.0088
0.0870	-0.0013	0.0027	0.0052	0.0141
0.1030	0.0000	0.0040	0.0065	0.0154
linha numero 2				
0.0000	0.0000	-0.0025	0.0000	0.0089
0.0050	0.0067	0.0042	0.0067	0.0156
-0.0010	0.0024	-0.0001	0.0024	0.0113
-0.0040	0.0011	-0.0014	0.0011	0.0100
-0.0030	0.0039	0.0014	0.0039	0.0127
-0.0030	0.0056	0.0031	0.0056	0.0144
-0.0100	0.0003	-0.0022	0.0003	0.0092
-0.0120	-0.0000	-0.0025	-0.0000	0.0089
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0089
-0.0060	0.0025	0.0025	0.0036	0.0125
-0.0180	-0.0010	-0.0010	0.0012	0.0100
-0.0280	-0.0025	-0.0025	0.0007	0.0096
-0.0300	0.0040	0.0040	0.0083	0.0172
-0.0410	0.0015	0.0015	0.0069	0.0158
-0.0510	-0.0000	-0.0000	0.0065	0.0154
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0000	0.0000	0.0089
0.0070	-0.0092	-0.0092	-0.0076	0.0012
0.0230	-0.0095	-0.0095	-0.0062	0.0026
0.0350	-0.0137	-0.0137	-0.0089	0.0000
0.0650	0.0000	0.0000	0.0065	0.0154
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0065	0.0065	0.0154
-0.0100	0.0012	0.0077	0.0066	0.0155
-0.0240	-0.0017	0.0048	0.0027	0.0115
-0.0360	-0.0025	0.0040	0.0008	0.0096
-0.0430	0.0017	0.0082	0.0038	0.0127
-0.0540	0.0018	0.0083	0.0029	0.0118
-0.0670	0.0000	0.0065	0.0000	0.0089
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0065	0.0065	0.0154
0.0090	-0.0008	0.0057	0.0041	0.0130
0.0210	0.0015	0.0080	0.0047	0.0136
0.0310	0.0017	0.0082	0.0034	0.0122
0.0390	-0.0000	0.0065	-0.0000	0.0089
linha numero 7				
0.0000	0.0000	-0.0062	-0.0062	0.0026
-0.0090	0.0000	-0.0062	-0.0044	0.0045
-0.0180	0.0000	-0.0062	-0.0026	0.0063
-0.0270	-0.0000	-0.0062	-0.0007	0.0081
-0.0300	0.0060	-0.0002	0.0071	0.0160
-0.0410	0.0040	-0.0022	0.0069	0.0158
-0.0540	-0.0000	-0.0062	0.0047	0.0136
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0007	0.0007	0.0096
0.0140	0.0013	0.0020	0.0020	0.0109
0.0240	-0.0015	-0.0008	-0.0007	0.0081
0.0390	0.0008	0.0015	0.0015	0.0104
0.0510	-0.0000	0.0007	0.0008	0.0096

ERRO DE PLANEZA = 0.019

- CUNI

(ANTES DO ENSAIO)

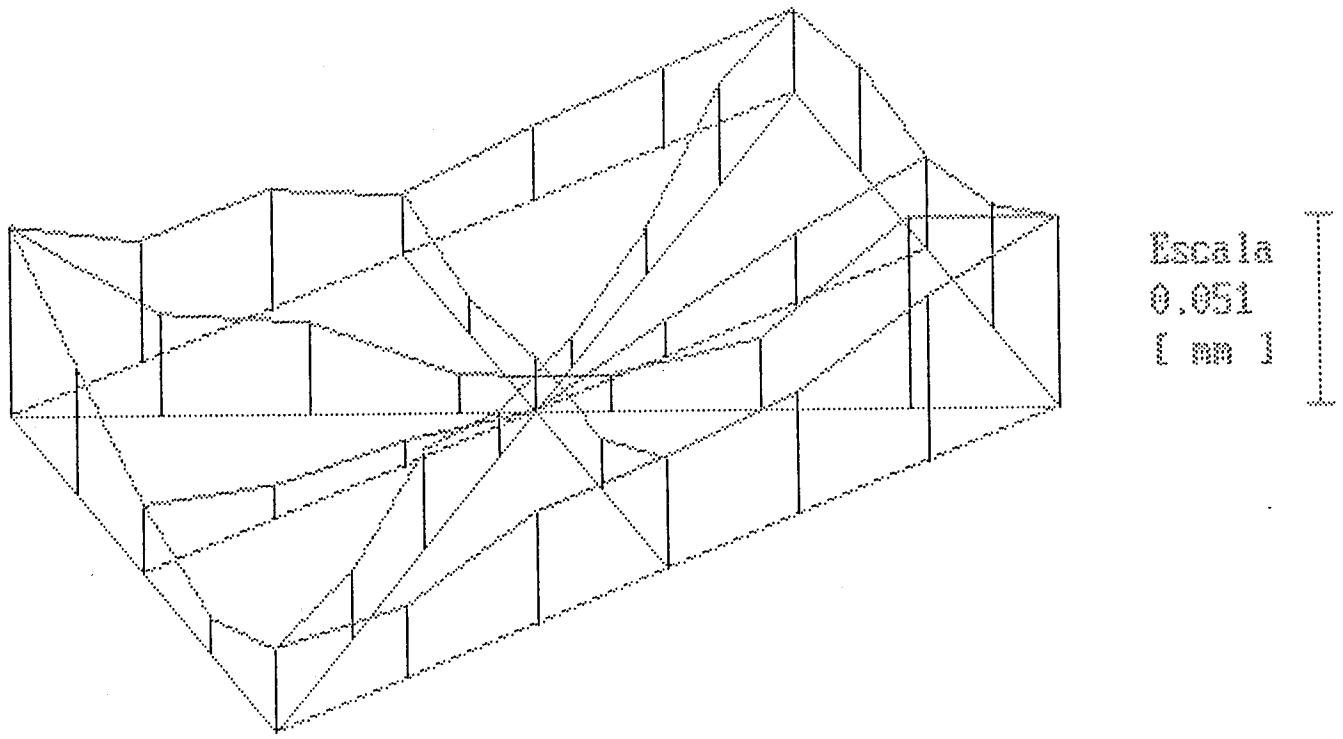


AMOSTRA REF: CuNi (após 100 ciclos)

POS.	Linha 1		Linha 2		Linha 3		Linha 4	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,108		-0,083		-0,005		-0,146	
36	-0,194		-0,154		-0,011		-0,302	
54	-0,263		-0,239		-0,019		-0,446	
72	-0,328		-0,363		-0,008		-0,521	
90	-0,453		-0,432		-0,012		—	—
108	-0,505		-0,533		0,002		—	—
126	-0,589		-0,618		—	—	—	—

POS.	Linha 5		Linha 6		Linha 7		Linha 8	
	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)	(mm)	(s)
0	0		0		0		0	
18	-0,010		-0,162		-0,008		-0,149	
36	-0,024		-0,324		-0,019		-0,307	
54	-0,030		-0,438		-0,030		-0,466	
72	-0,033		-0,613		-0,034		-0,594	
90	-0,043		—	—	-0,026		—	—
108	-0,044		—	—	-0,018		—	—
126	—	—	—	—	—	—	—	—

GRAFICO DE PLANEZA POR COMPOSICAO DE RECTITUDES
SEGUNDO NORMA NF E 10-102



ERRO MAXIMO DE PLANEZA = 0.051 mm
REFERENCIA DO PLANO = CUNI (Após 100 ciclos)

RECTA1	RECTA2	RECTA3	RECTA4	RECTA5
linha numero 1				
0.0000	0.0000	0.0410	0.0410	0.0505
-0.1080	-0.0239	0.0171	0.0171	0.0266
-0.1940	-0.0257	0.0153	0.0153	0.0248
-0.2930	-0.0406	0.0004	0.0004	0.0099
-0.3780	-0.0414	-0.0004	-0.0004	0.0091
-0.4530	-0.0323	0.0087	0.0087	0.0182
-0.5050	-0.0001	0.0409	0.0409	0.0504
-0.5890	0.0000	0.0410	0.0410	0.0505
linha numero 2				
0.0000	0.0000	0.0120	0.0120	0.0215
-0.0830	0.0053	0.0173	0.0173	0.0268
-0.1850	-0.0084	0.0036	0.0036	0.0131
-0.2790	-0.0141	-0.0021	-0.0021	0.0074
-0.3630	-0.0099	0.0021	0.0021	0.0116
-0.4370	0.0044	0.0164	0.0164	0.0259
-0.5330	-0.0033	0.0087	0.0087	0.0182
-0.6180	-0.0000	0.0120	0.0120	0.0215
linha numero 3				
0.0000	0.0000	0.0120	0.0120	0.0215
-0.0050	-0.0053	0.0067	0.0115	0.0210
-0.0110	-0.0117	0.0003	0.0100	0.0195
-0.0190	-0.0200	-0.0080	0.0065	0.0160
-0.0080	-0.0093	0.0027	0.0220	0.0315
-0.0120	-0.0137	-0.0017	0.0225	0.0320
0.0020	-0.0000	0.0120	0.0410	0.0505
linha numero 4				
0.0000	0.0000	0.0120	0.0120	0.0215
-0.1460	-0.0008	0.0113	0.0185	0.0280
-0.3020	-0.0115	0.0005	0.0150	0.0245
-0.4460	-0.0103	0.0017	0.0235	0.0330
-0.5810	-0.0000	0.0120	0.0410	0.0505
linha numero 5				
0.0000	0.0000	0.0410	0.0410	0.0505
-0.0100	-0.0022	0.0388	0.0340	0.0435
-0.0240	-0.0087	0.0323	0.0230	0.0325
-0.0300	-0.0065	0.0345	0.0200	0.0295
-0.0330	-0.0017	0.0393	0.0200	0.0295
-0.0470	-0.0078	0.0332	0.0090	0.0185
-0.0470	0.0000	0.0410	0.0120	0.0215
linha numero 6				
0.0000	0.0000	0.0410	0.0410	0.0505
-0.1620	-0.0092	0.0317	0.0245	0.0340
-0.3240	-0.0185	0.0225	0.0080	0.0175
-0.4780	-0.0197	0.0213	-0.0005	0.0090
-0.6110	0.0000	0.0410	0.0120	0.0215
linha numero 7				
0.0000	0.0000	0.0150	0.0150	0.0245
-0.0080	-0.0050	0.0100	0.0088	0.0183
-0.0190	-0.0130	0.0020	-0.0003	0.0092
-0.0300	-0.0210	-0.0060	-0.0095	0.0000
-0.0250	-0.0130	0.0020	-0.0027	0.0068
-0.0250	-0.0100	0.0050	-0.0008	0.0087
-0.0180	0.0000	0.0150	0.0080	0.0175
linha numero 8				
0.0000	0.0000	0.0065	0.0065	0.0160
-0.1590	-0.0097	-0.0032	0.0001	0.0096
-0.3070	-0.0085	-0.0020	0.0047	0.0142
-0.4600	-0.0123	-0.0058	0.0044	0.0139
-0.5970	-0.0000	0.0065	0.0200	0.0295

ERRO DE PLANEZA = 0.051

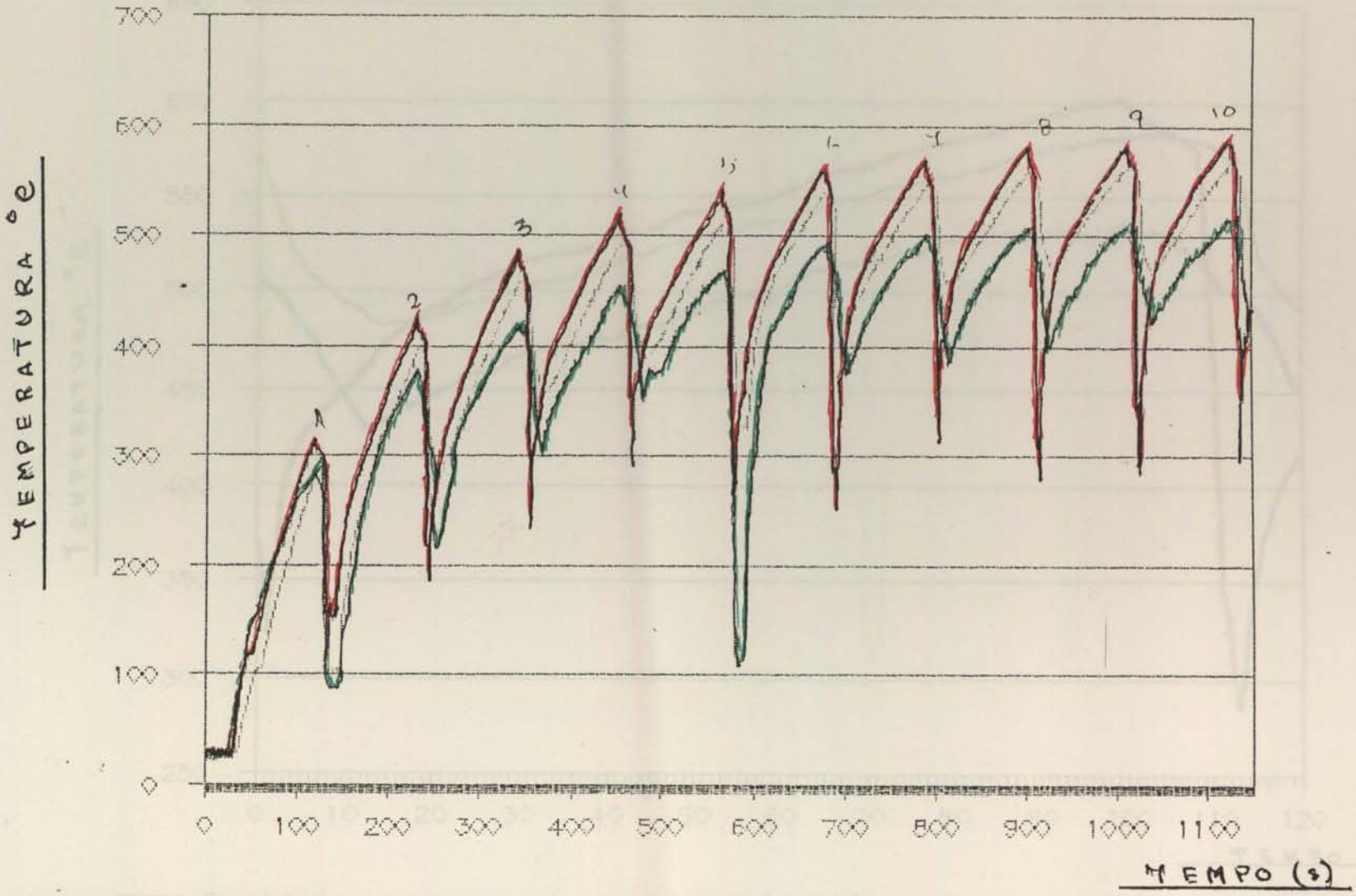
CuNi

(APÓS 100 CICLOS)

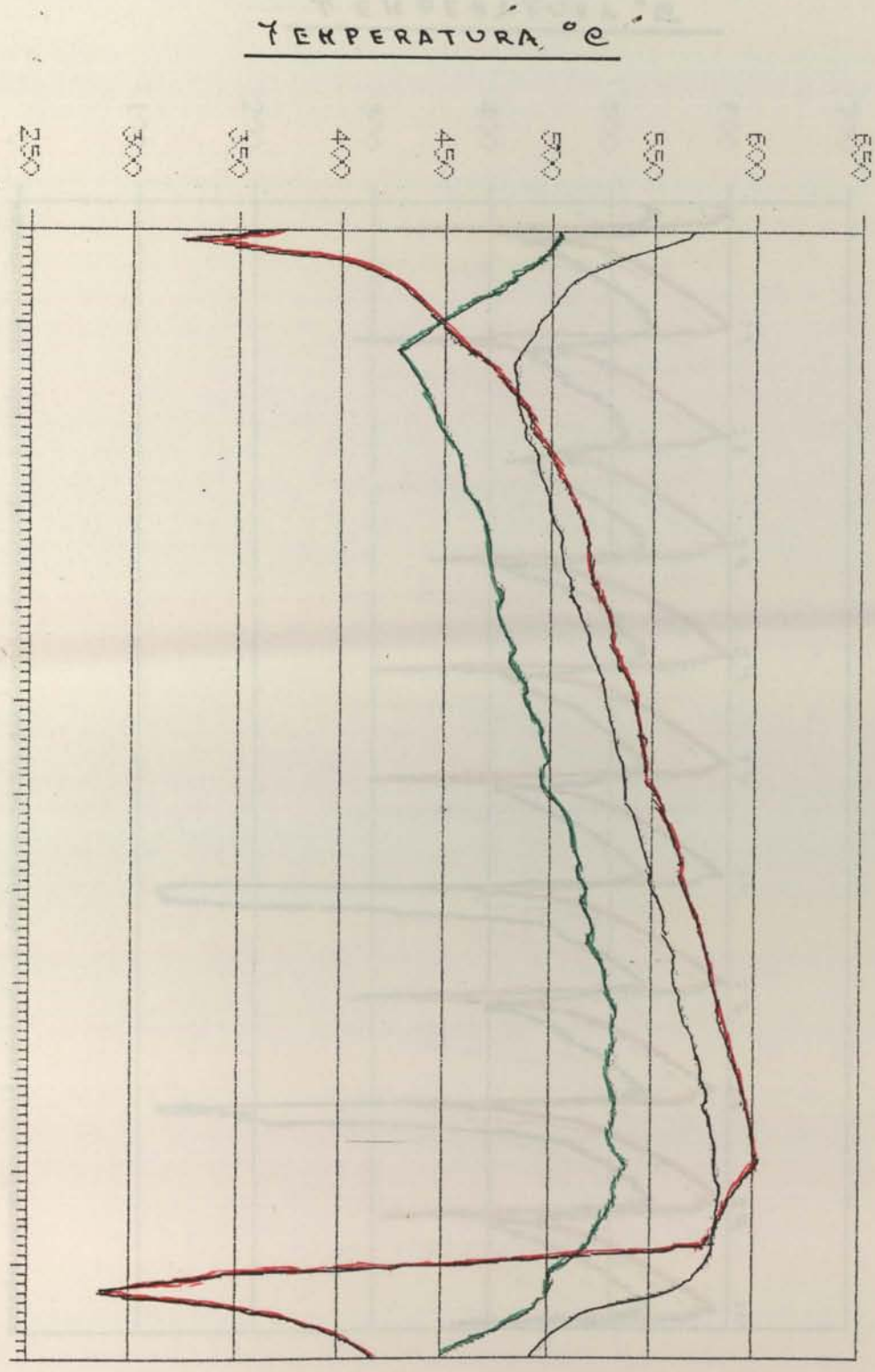
Anexo 2

170

F.N.F. (ciclos 1 a 10)

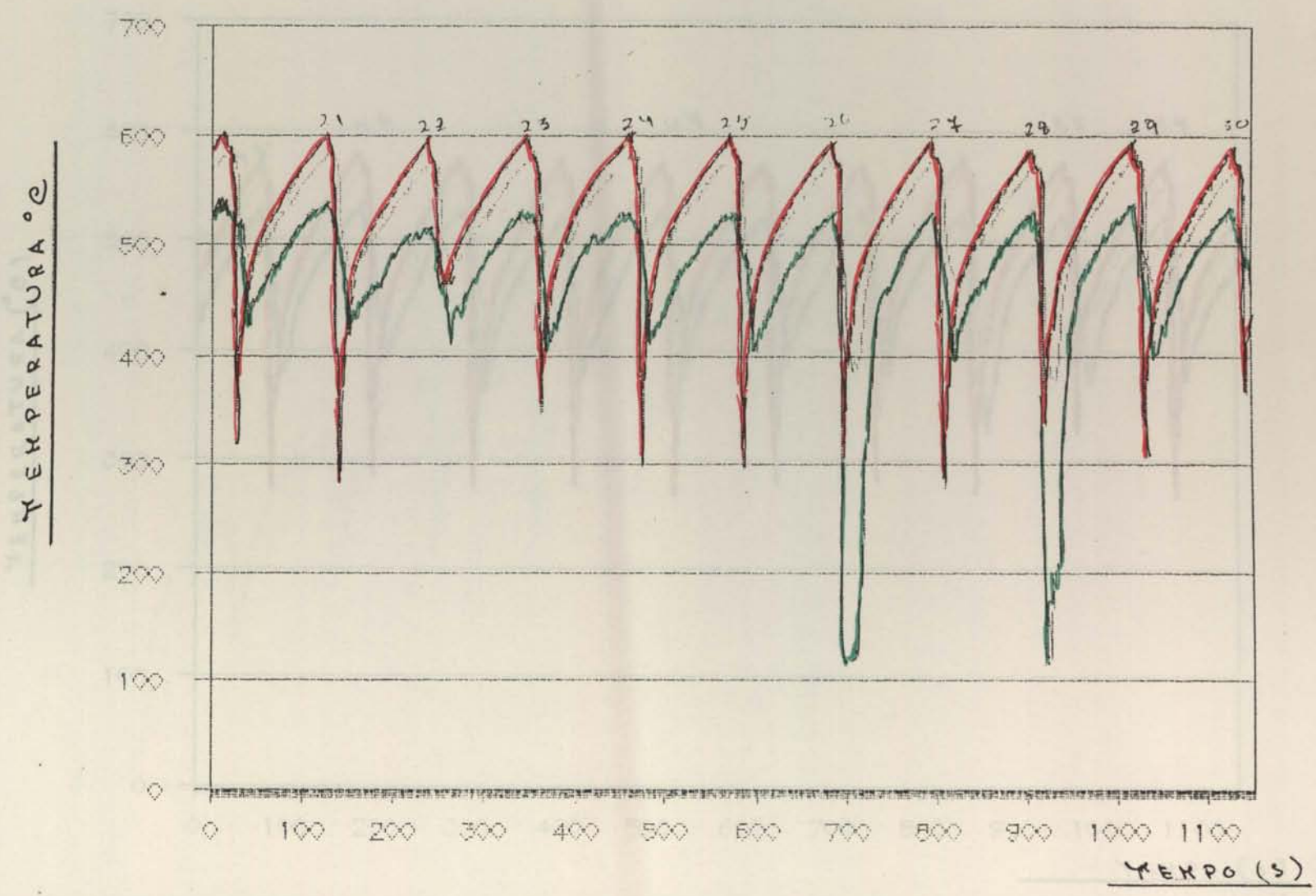


F.N.F. (ensaio 21)

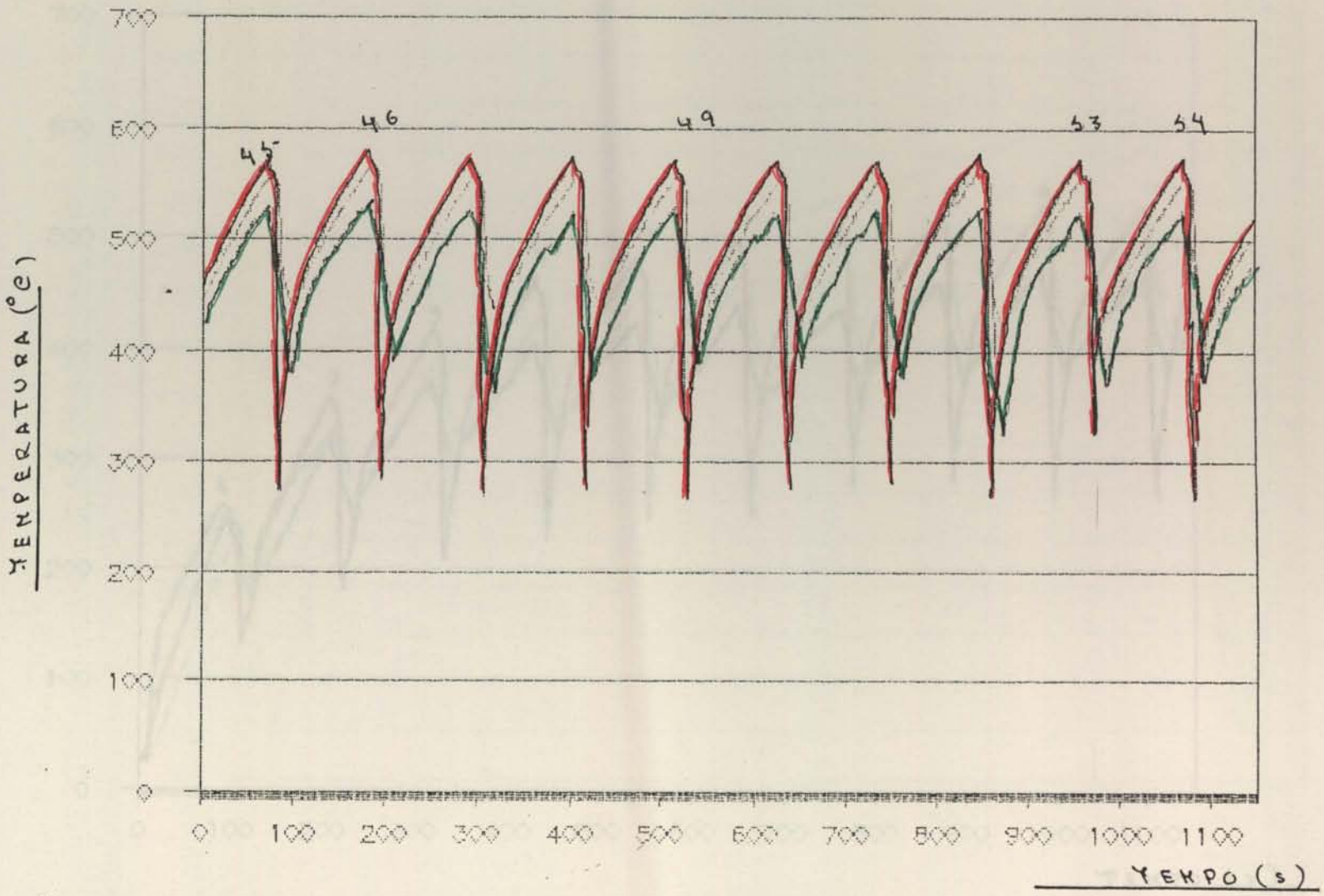


172

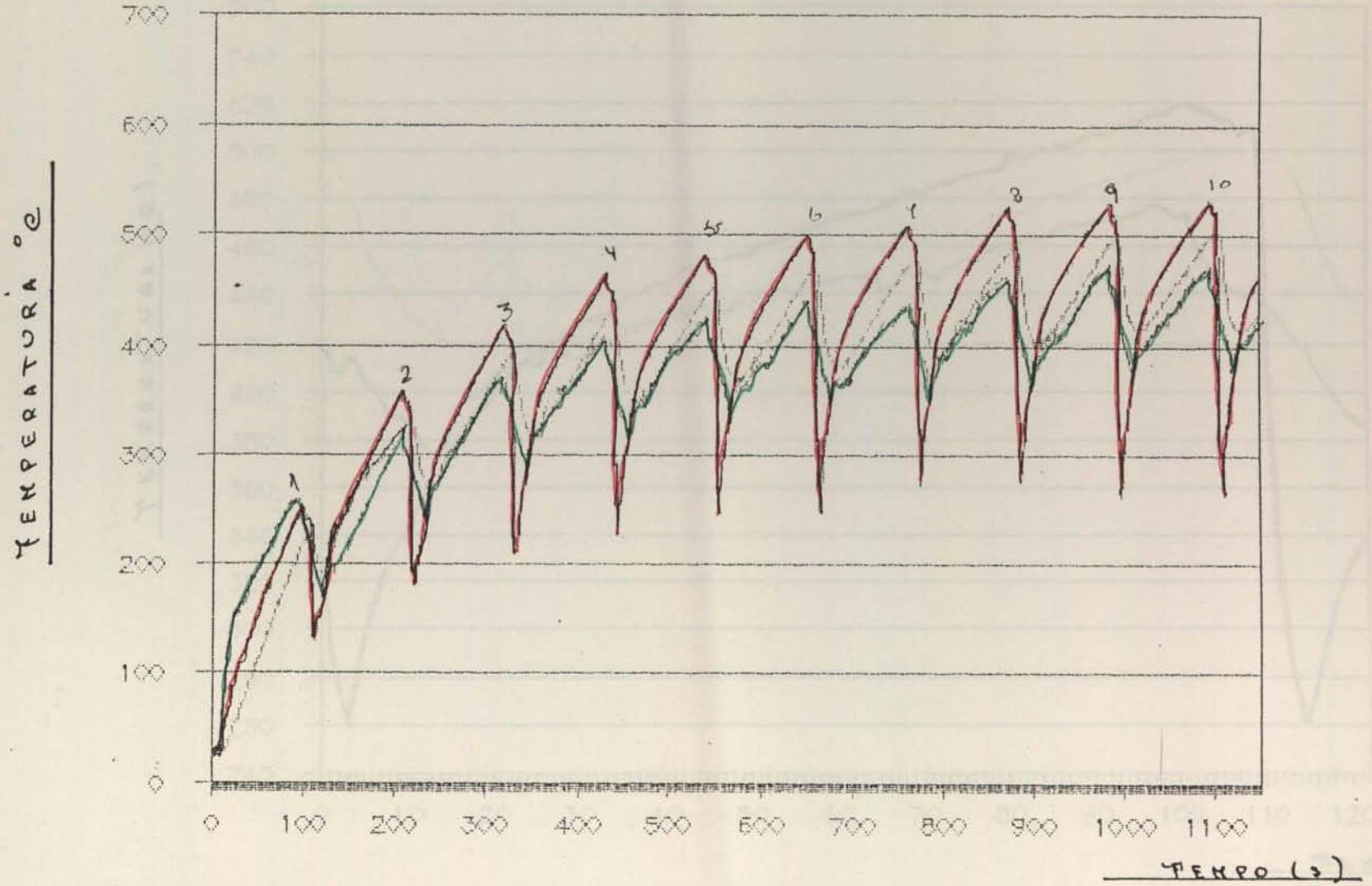
F. N. F. (ciclos 20-30)



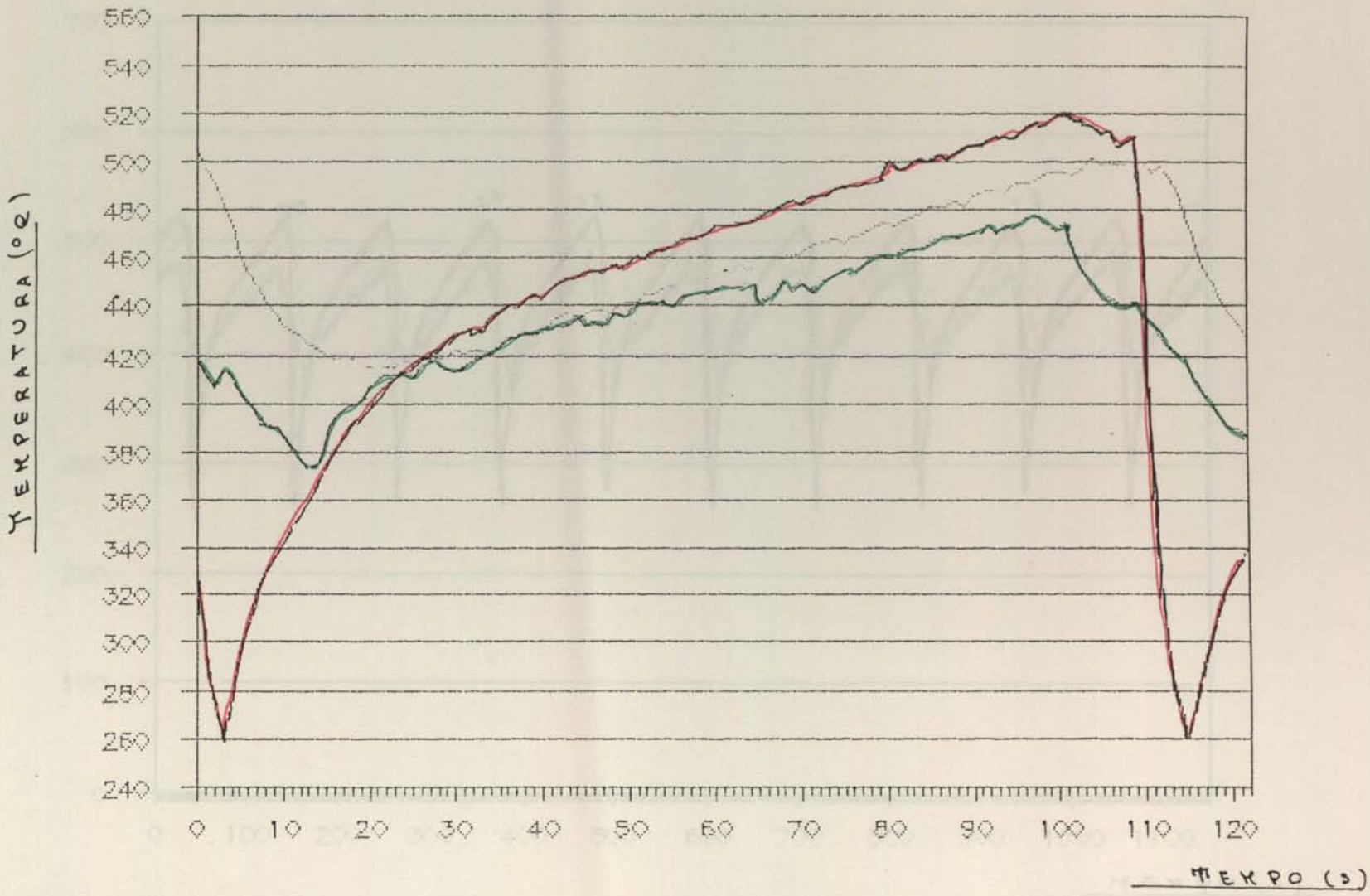
F.N.F. (ciclos 45-55)



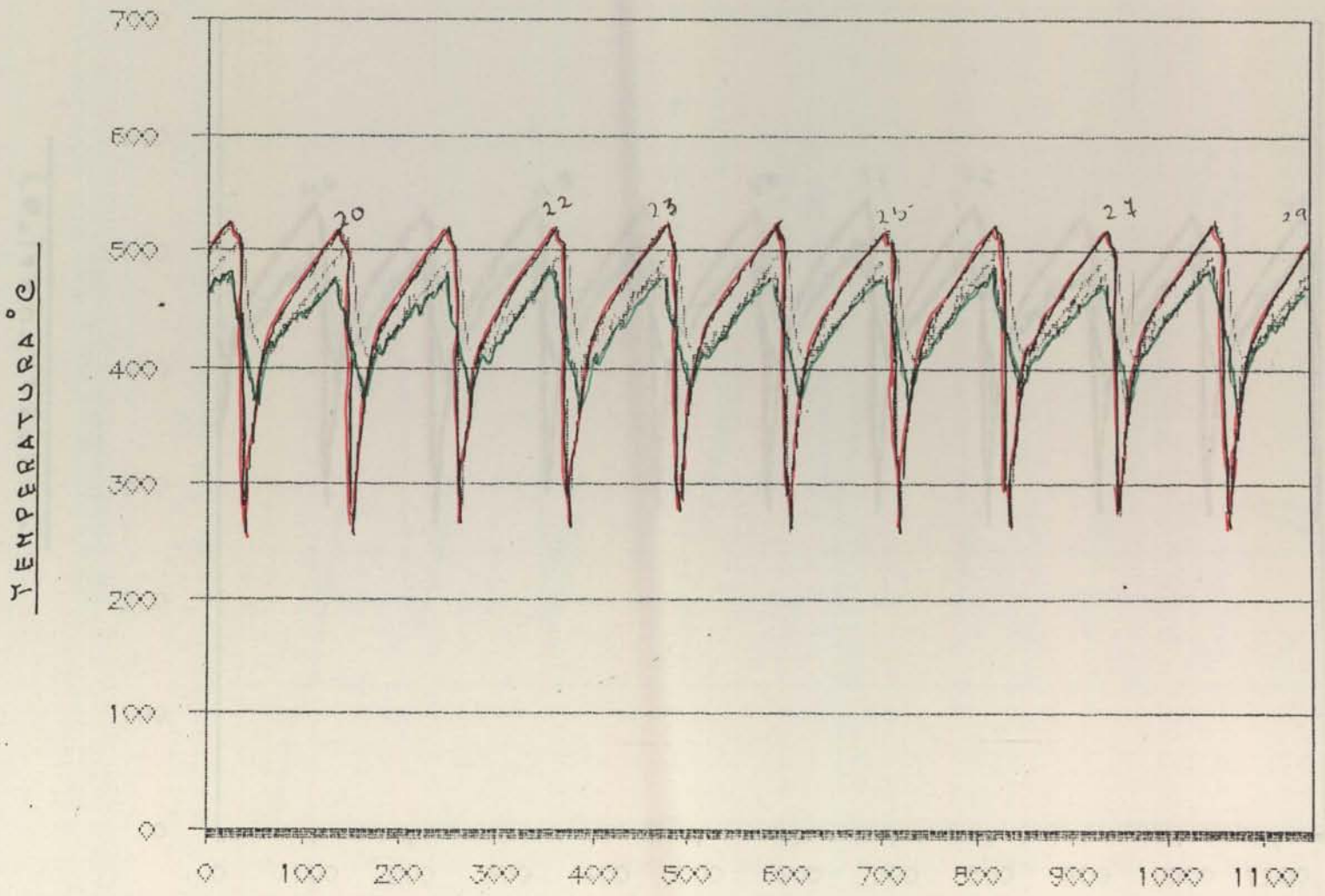
F. N. P (ciclos 1 a 10)



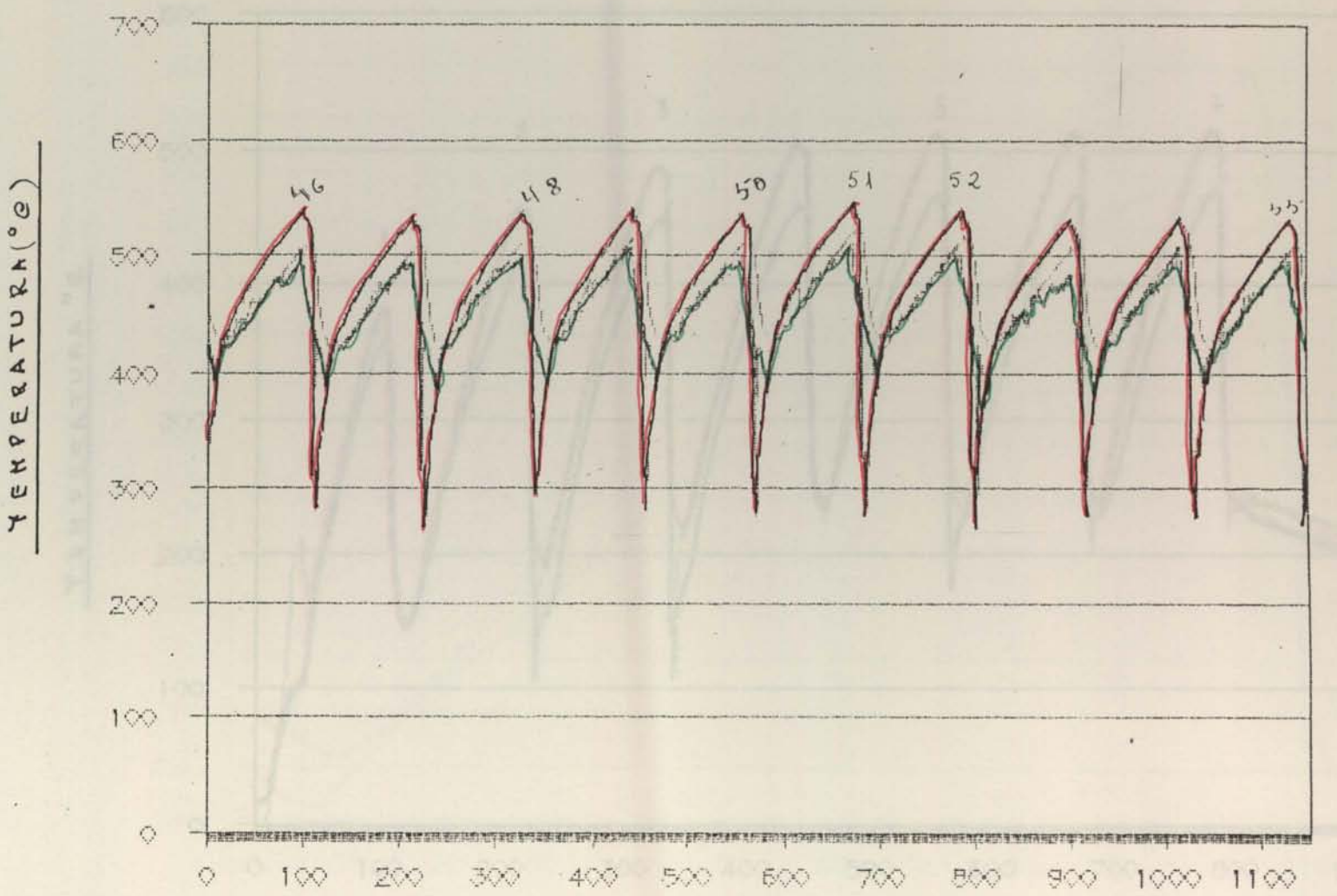
F.N.P (Ciclo 20)


TEMPERATURA (ºC)
560
540
520
500
480
460
440
420
400
380
360
340
320
300
280
260
240
0
10
20
30
40
50
60
70
80
90
100
110
120
TEMPO (s)
Sup interior
Meia distancia
Sup exterior

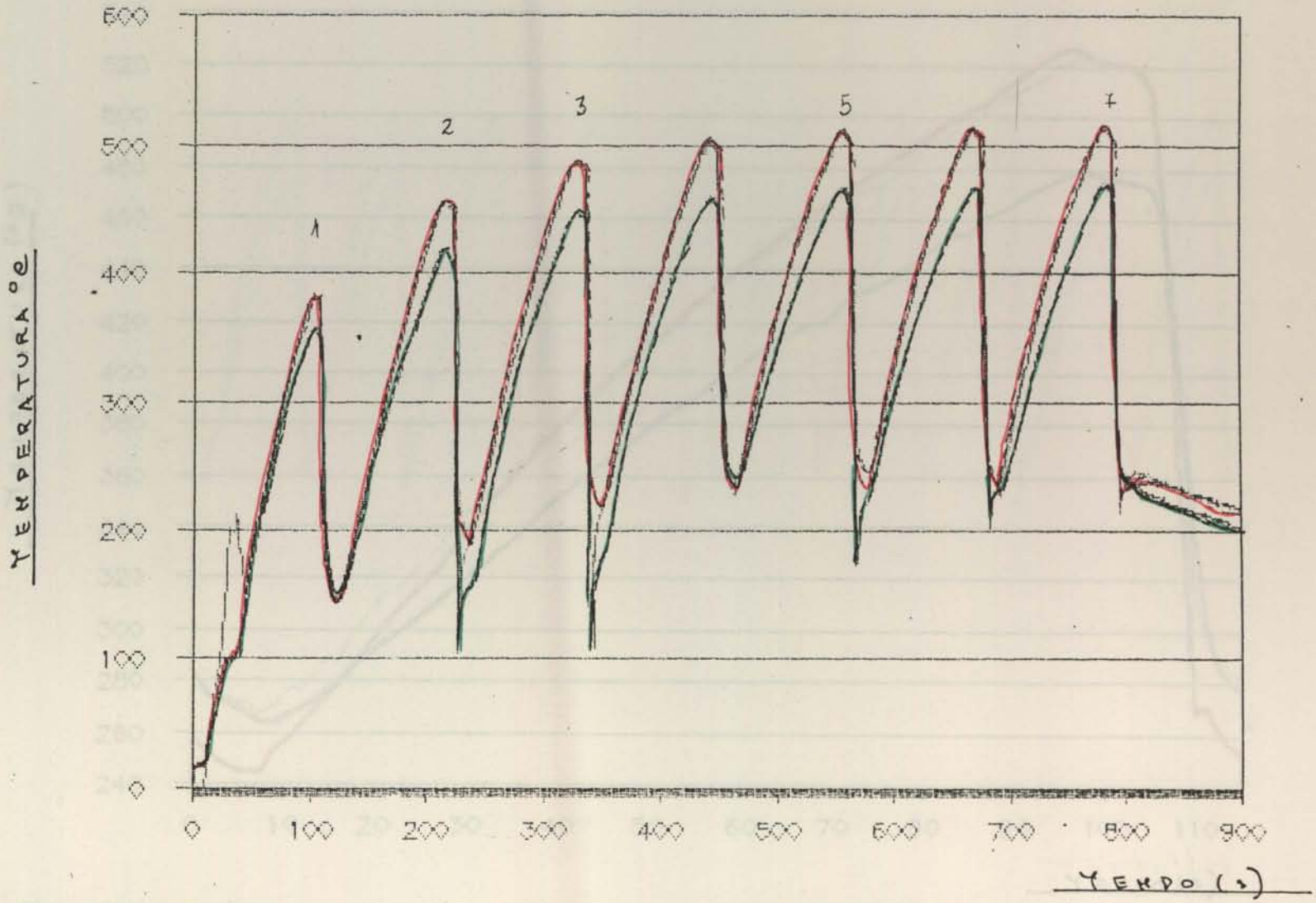
F.N.P (ciclos 20 a 30)



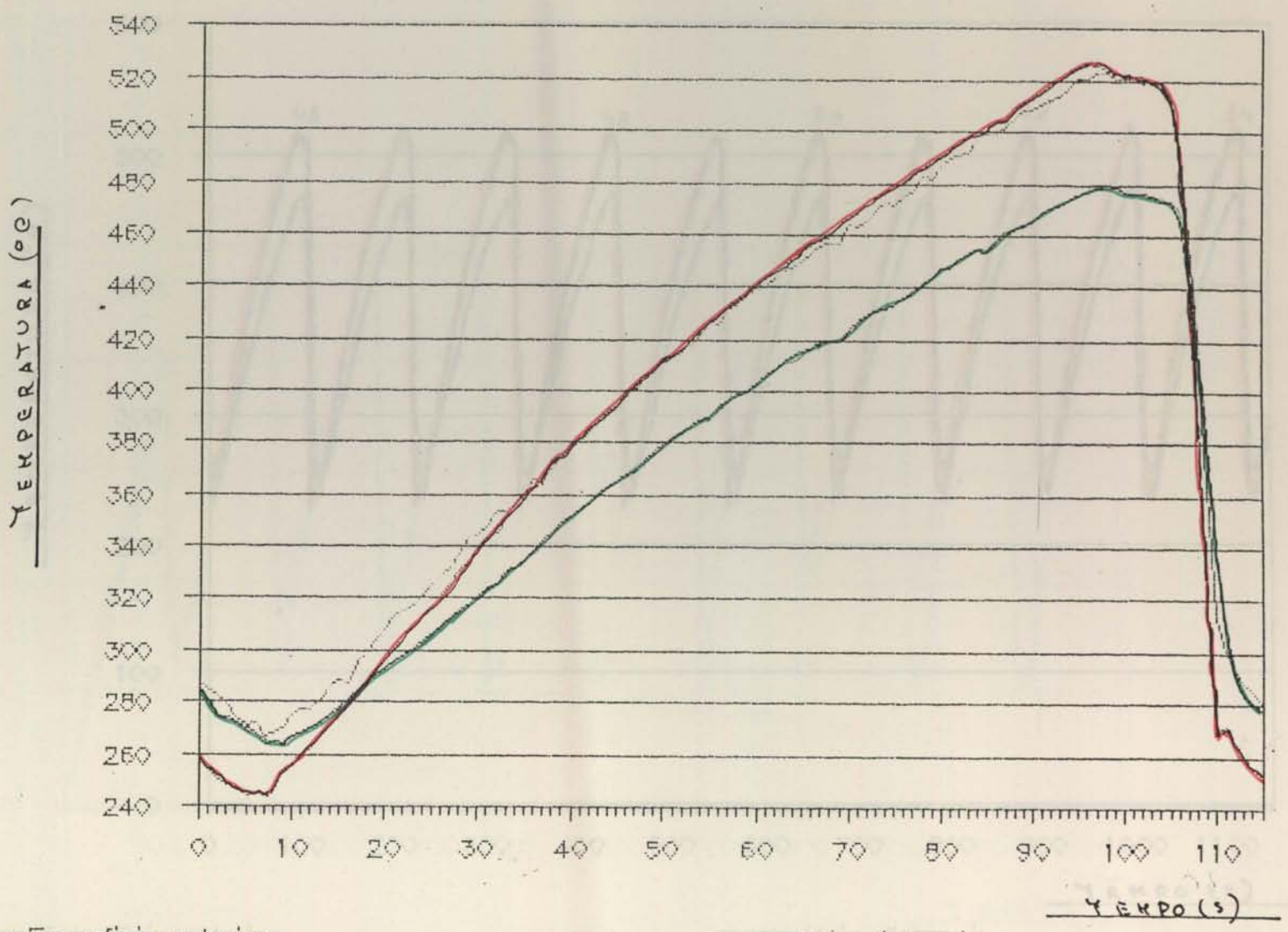
F. N. P. (ciclos 45-55)



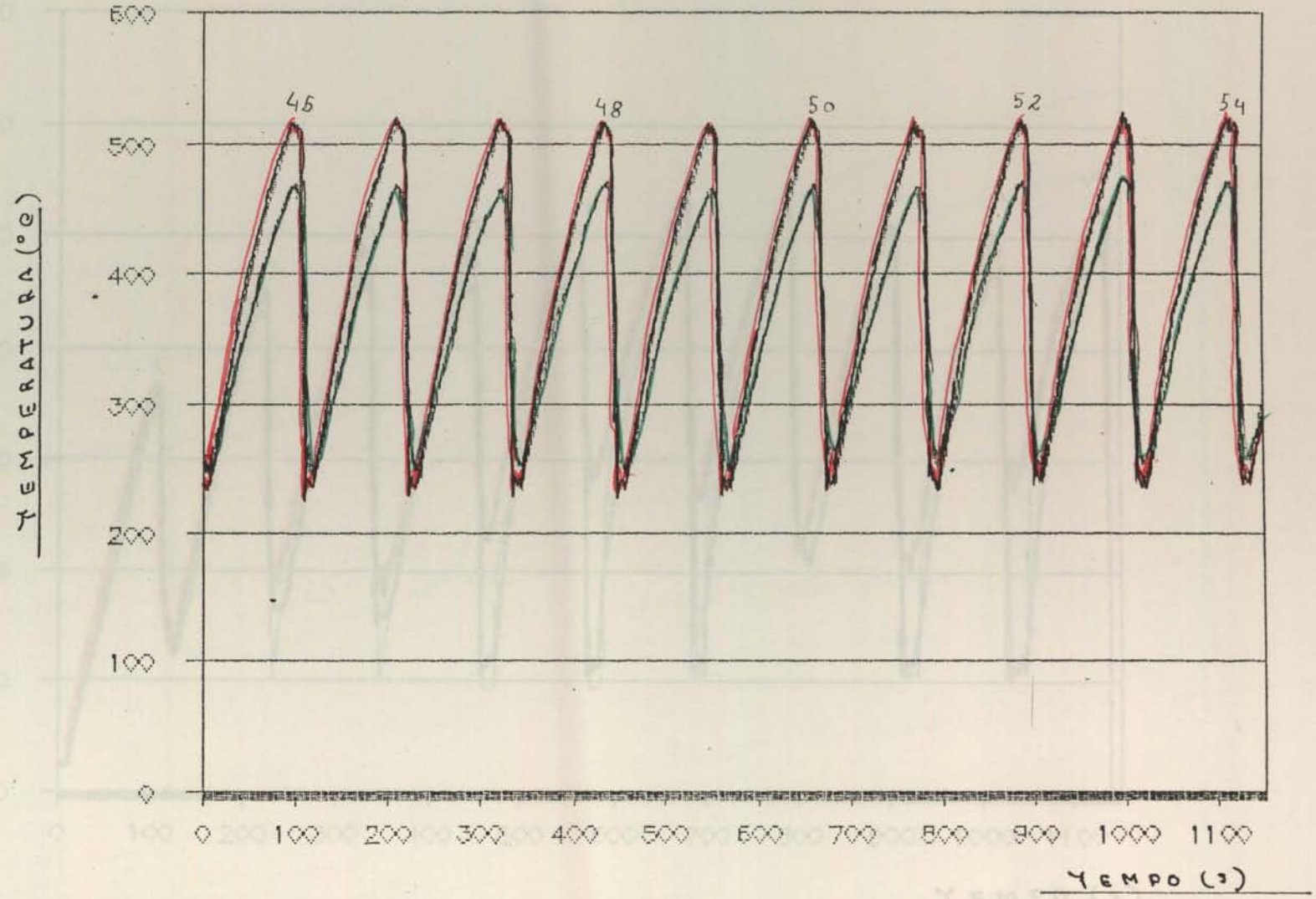
Ap 8; (ciclos 1 - 8)



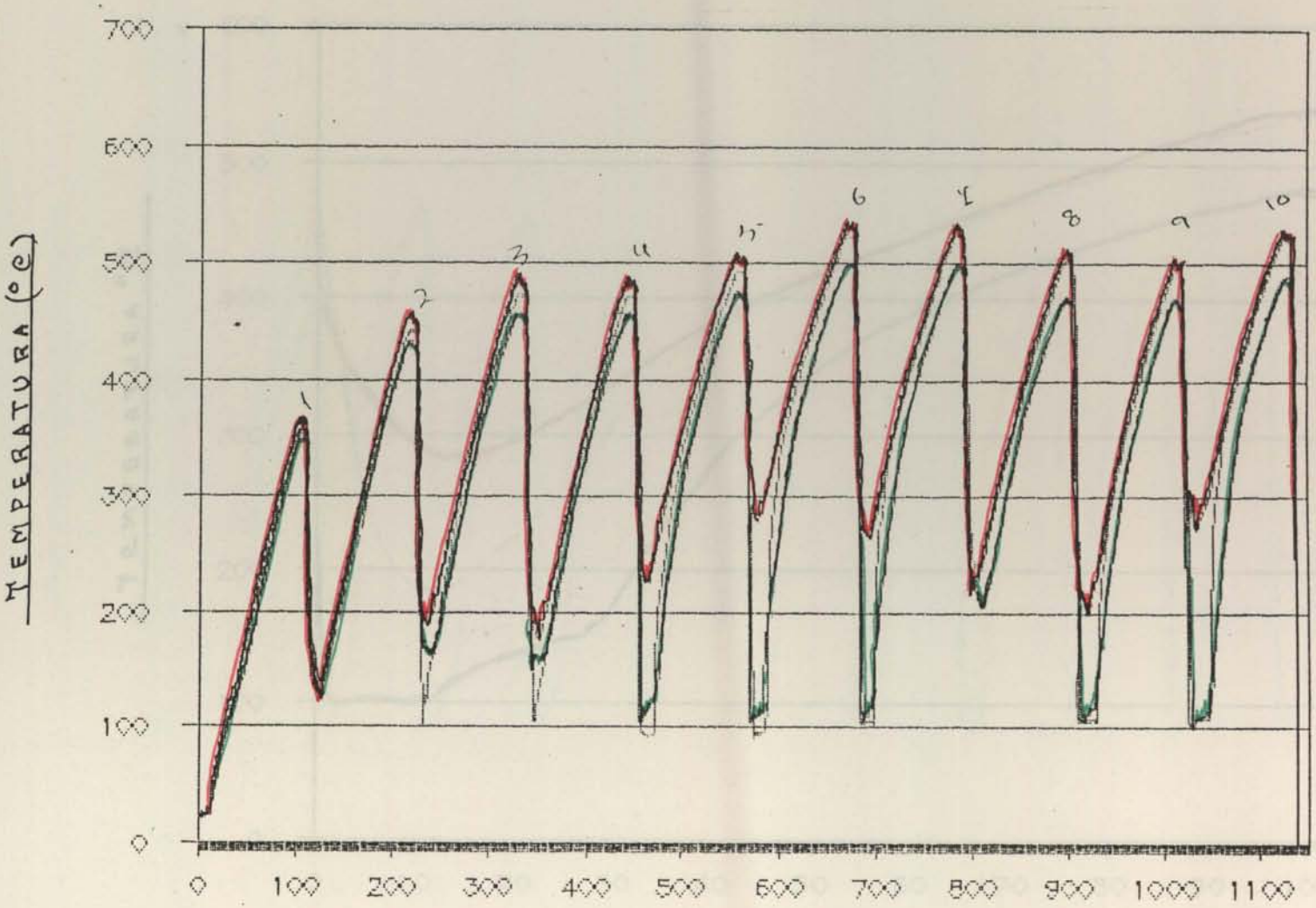
Aço (ciclo 20)


TEMPERATURA (ºC)
540
520
500
480
460
440
420
400
380
360
340
320
300
280
260
240
0
10
20
30
40
50
60
70
80
90
100
110
TEMPO (s)
Superficie exterior
Meia distancia
Superficie interior

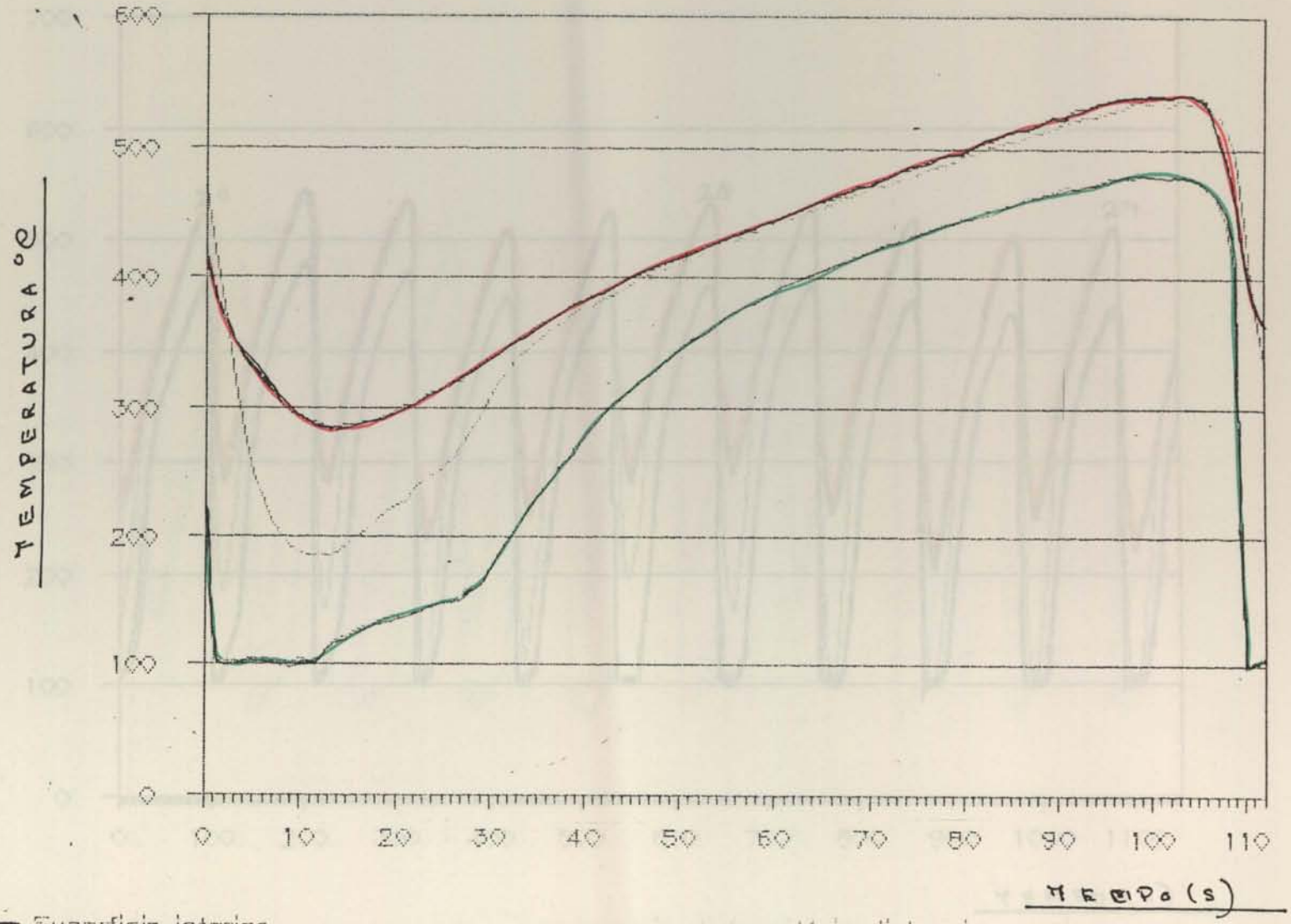
Ap 8: (ciclos 45 a 54)



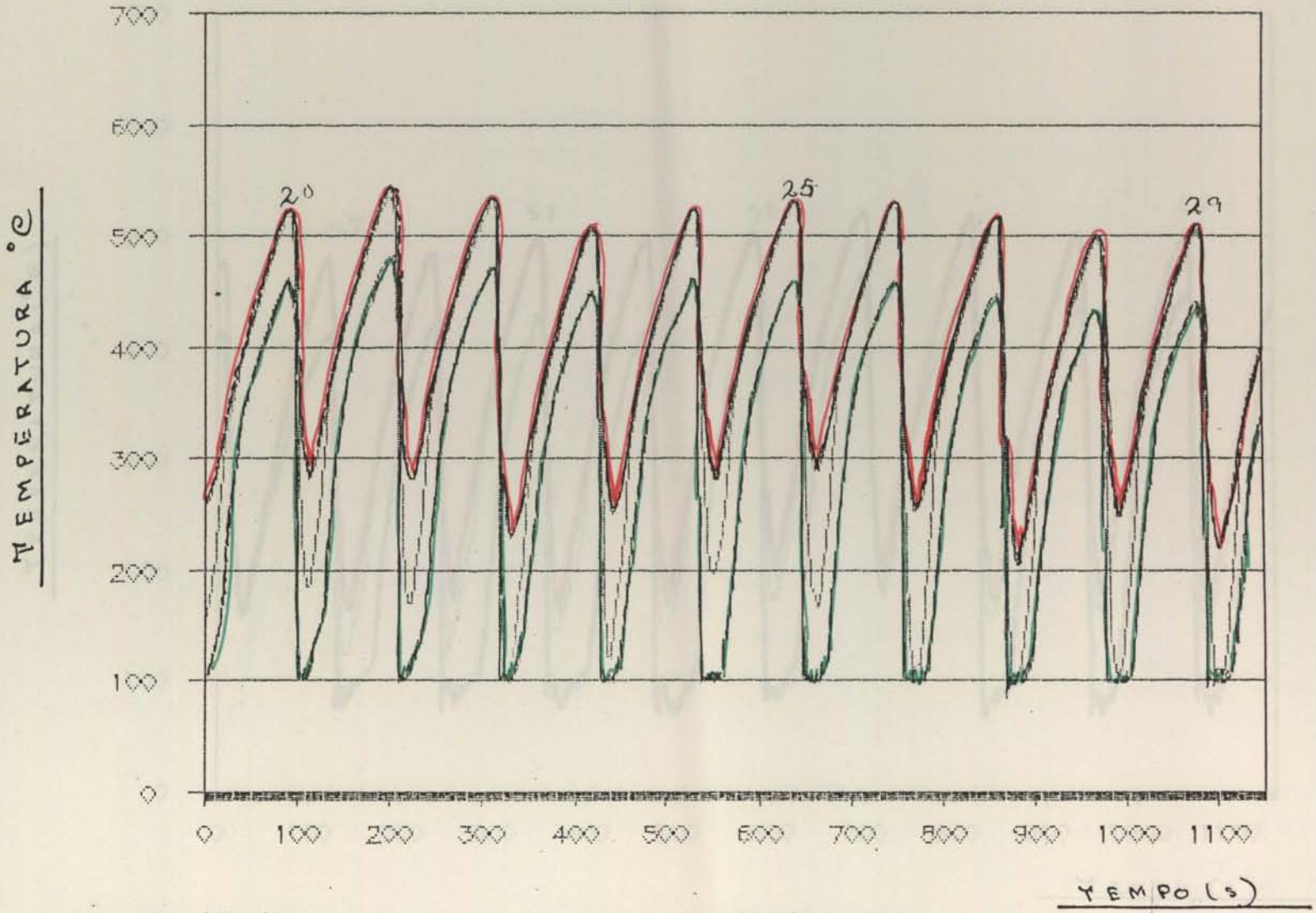
APCU (Ciclos 1 a 10)



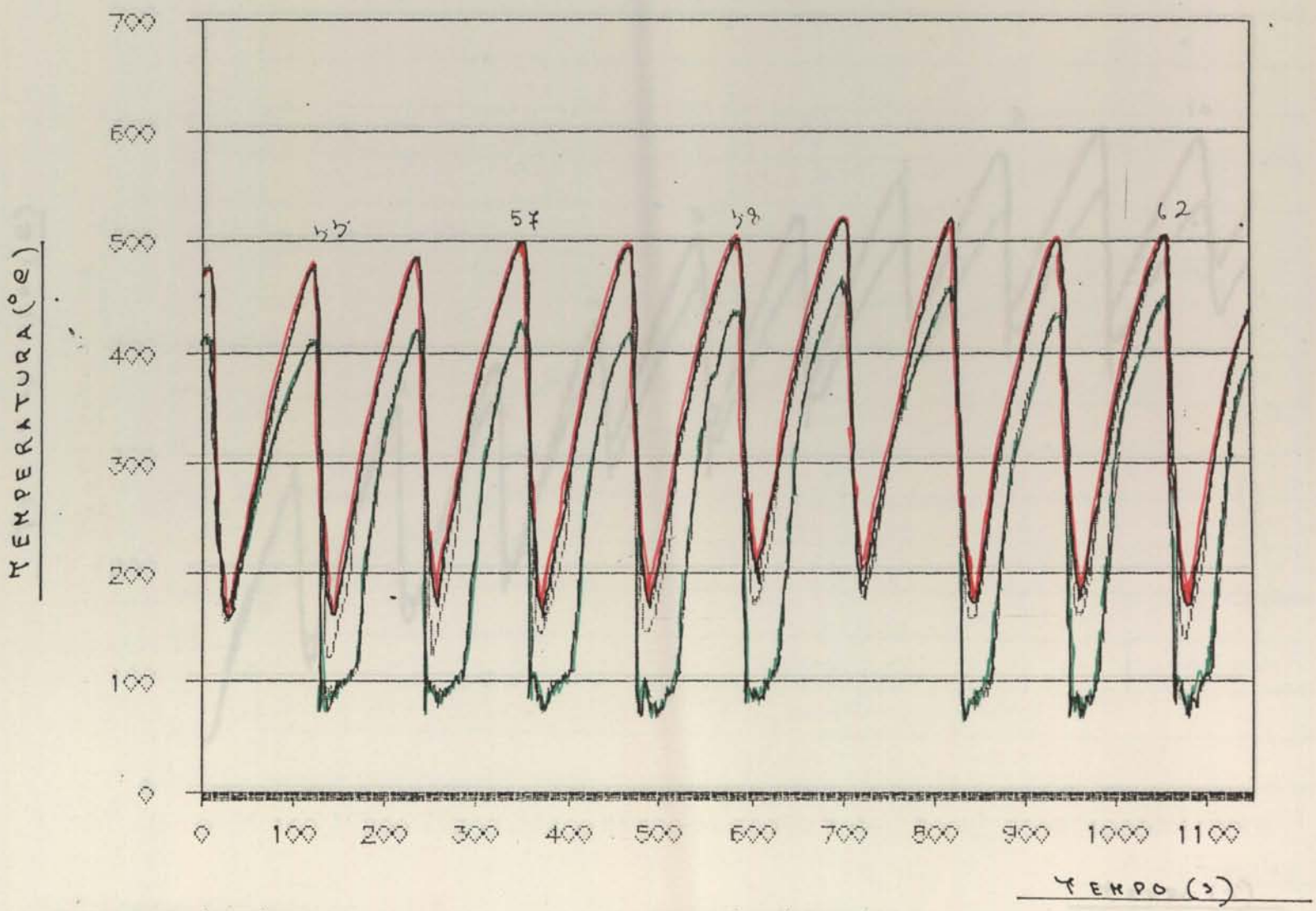
Ap Cu (ciclo 20)



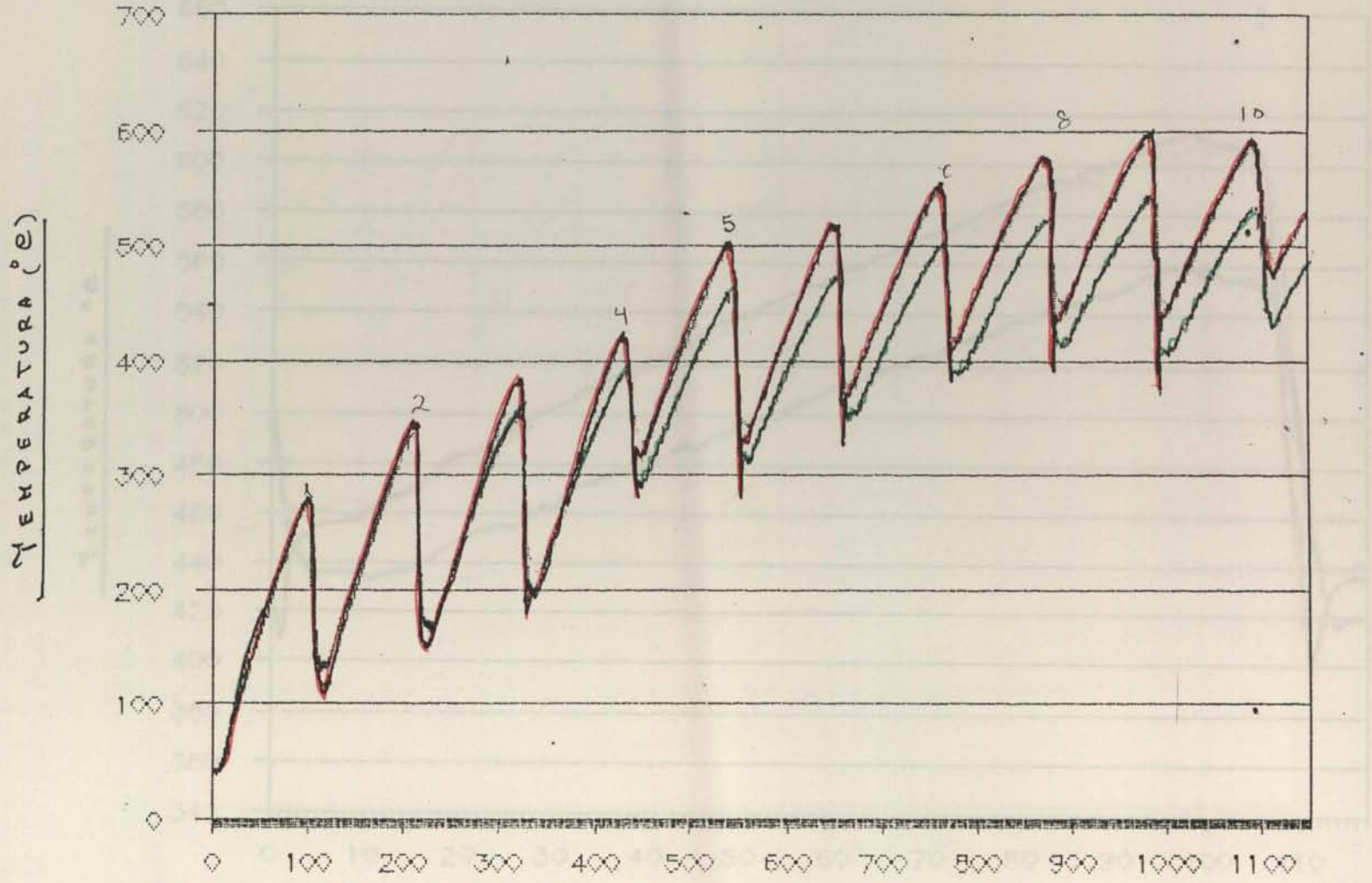
Ap Cu (ciclos 20 a 29)



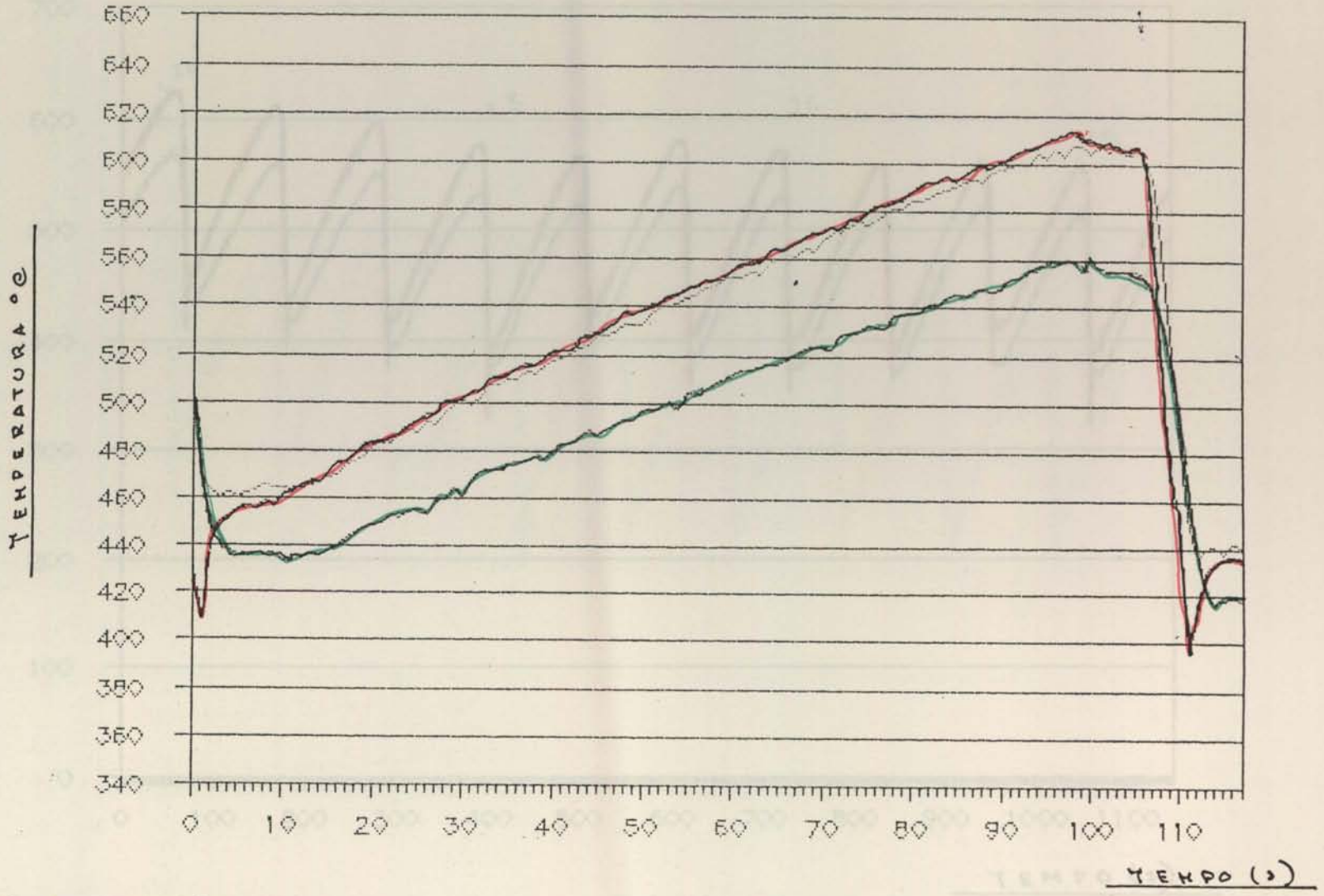
Aqeu (exc. 54-63)



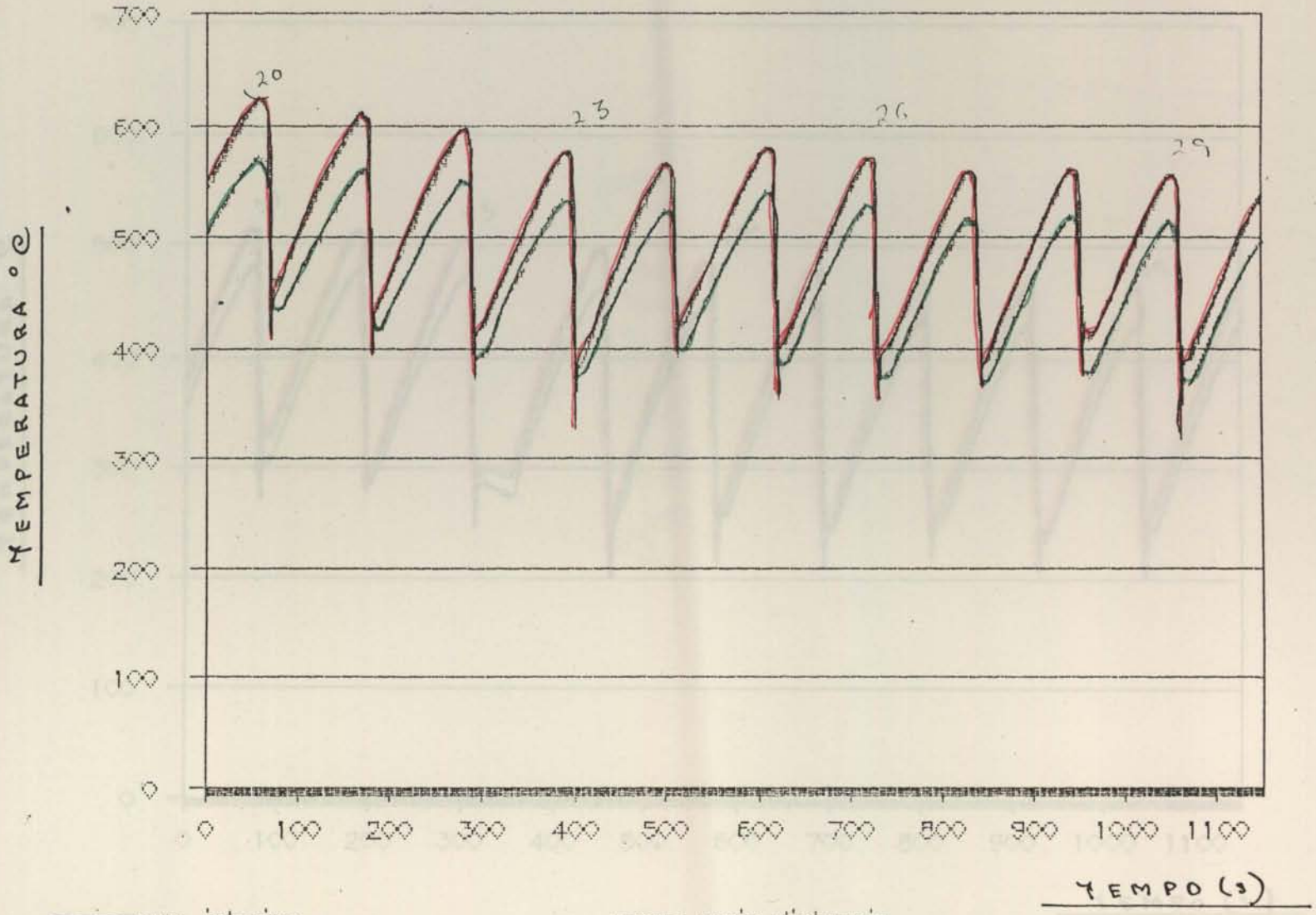
$e_u e_x$ (e_i por 1 a 10)



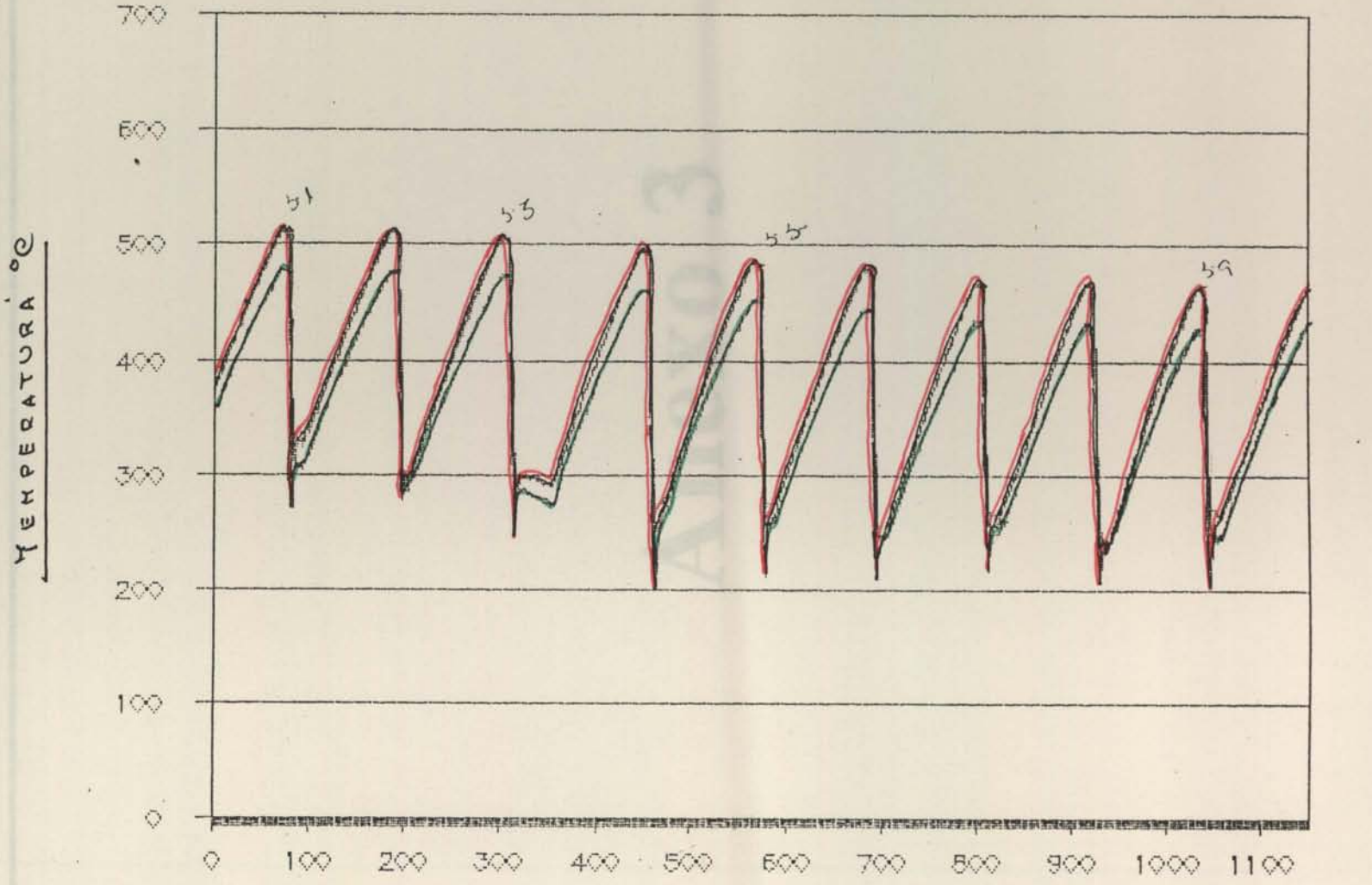
e_i e_x (ciclo 20)



Qu Qx (ciclo 20 a 30)



CuCx (Ciclos 51 - 59)



Anexo 3

MAQUINA DE FADIGA TÉRMICA

INSTRUÇÕES

Ligação do quadro eléctrico

(Na página seguinte ( ) encontra-se o esquema do quadro eléctrico com a indicação da posição dos manipulos. botões e luzes.)

1.1 Ligar o quadro eléctrico: rodar o manipulo MG para a posição 1.

- As três luzes laranja 380 VAC e a luz branca 24 VDC deverão acender-se. caso contrário leia o capitulo avarias e reparações.

1.2 Caso a luz vermelha de emergência estiver acesa rodar os botões de emergência que se encontram no quadro eléctrico e na estrutura da máquina de fadiga térmica.

1.3 Verificar que a estrutura de suporte do provete a ensaiar se encontra à esquerda da máquina de fadiga térmica: se sim passe para o ponto 1.6 .
Se não:

1.4 Rode o manipulo "MAN/AUTO" para a posicão "MANUAL".

1.5 Pressione o botão "ESQUERDA" até o motor de posicionamento da máquina de fadiga térmica parar.

1.6 Marcar no "SELECCIONADOR DO Nº DE CICLOS" o número de ciclos que pretende efectuar.

1.7 Posicionar o manipulo "CICLO 1/CICLO 2" para o ciclo que se pretende fazer. (ver o esquema dos dois ciclos no anexo 1)

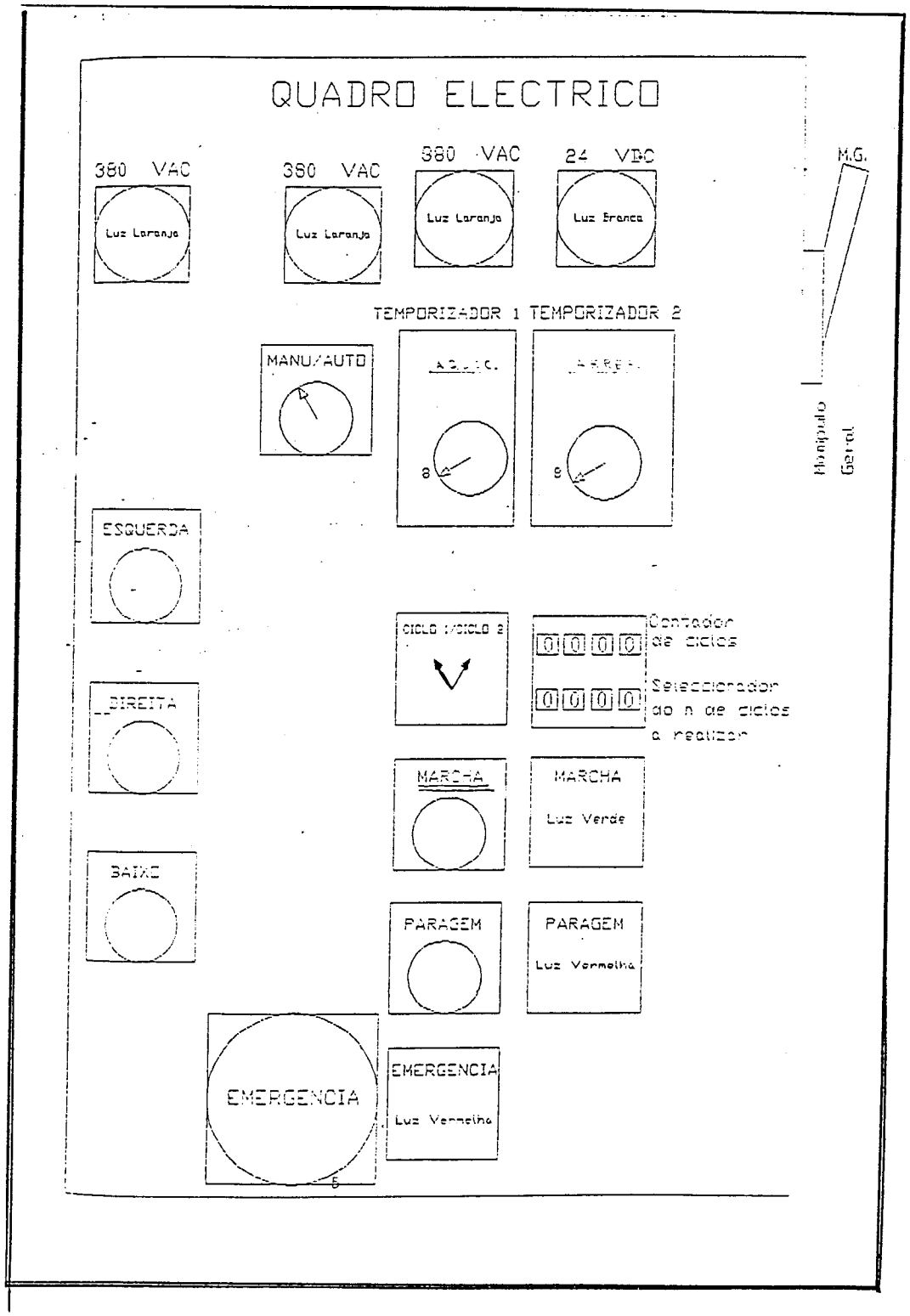
1.8 Seleccionar no "TEMPORIZADOR 1" e no "TEMPORIZADOR 2" os tempos de permanência no aquecimento e no arrefecimento respectivamente.

1.9 Ligar os queimadores e o sistema de arrefecimento (ver capitulo 2 e 3 respectivamente).

1.10 Rodar o manipulo "MAN/AUTO" para a posicão "AUTOMÁTICO", e assegurar-se que a luz vermelha de "PARAGEM", se encontra acesa.

1.11 Carregar no botão "MARCHA" para iniciar o ensaio.

A máquina pára automáticamente quando tiver efectuado o número de ciclos programado, permanecendo apenas com os pilotos de gás ligados.


QUADRO ELECTRICO
380 VAC
Luz Laranja
380 VAC
Luz Laranja
380 VAC
Luz Laranja
24 VDC
Luz Branca
M.G.
Manipulo Geral
TEMPORIZADOR 1
TEMPORIZADOR 2
MANU/AUTO
ESQUERDA
DIREITA
BAIXO
CICLO 1/CICLO 2
Contador de ciclos
Seleccionador do n de ciclos a realizar
MARCHA
MARCHA
Luz Verde
PARAGEM
PARAGEM
Luz Vermelho
EMERGENCIA
EMERGENCIA
Luz Vermelho

Ligação dos queimadores

(Na página seguinte ( ) encontra-se o esquema dos queimadores de gás com a indicação da posição dos manípulos, botões e luzes.)

2.1 Verificar se as botijas têm gás suficiente para o ensaio.

2.2 Verificar se estão abertas (ou abrir) as torneiras de duas garrafas de gás situadas no exterior das oficinas.

2.3 Abrir a "TORNEIRA GERAL" do gás.

2.4 Abrir a "VALVULA DE SEGURANCA".

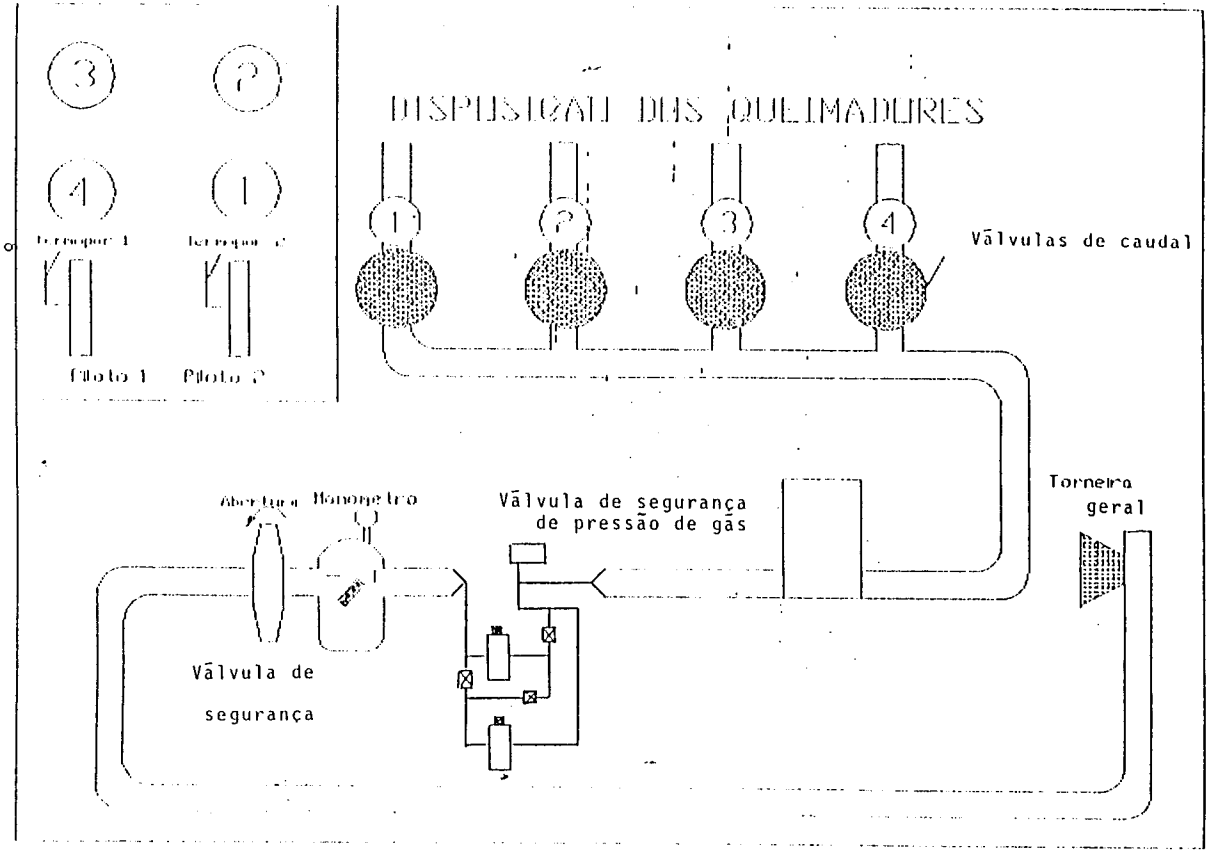
2.5 Seleccionar os pilotos que deverão funcionar e comutar as válvulas de gás de acordo com a tabela anexa ao suporte dos queimadores.

2.6 Para acender os pilotos seleccionados carrega-se no "BOTAO SUPERIOR" dos pilotos e acende-se a saída de chama com um isqueiro. Tem de se assegurar que a chama incide no termopar que está acoplado à saída de gás sendo usual encostar uma placa de um material refractário à chama para assim fazer com que uma corrente de gás incida no termopar.

2.7 Seleccionar a pressão de gás pretendida no "MANOMETRO" e ajustar a pressão mínima de gás na "VALVULA DE SEGURANCA DE PRESSAO DO GAS" propano rodando o parafuso nela existente até que a luz apague.

2.8 Para se regular a chama é necessário que a máquina de fadiga térmica comece a funcionar de modo a poder regular as "VALVULAS DE CAUDAL".

2.9 Ter em atenção que sempre que acabar o ensaio é necessário fechar a "VALVULA DE SEGURANÇA", a "TORNEIRA GERAL" assim como as botijas de gás.


DISPOSITIVO DOS QUEIMADORES
Válvulas de caudal
Torneira geral
Válvula de segurança de pressão de gás
Válvula de segurança

Ligação do sistema de arrefecimento

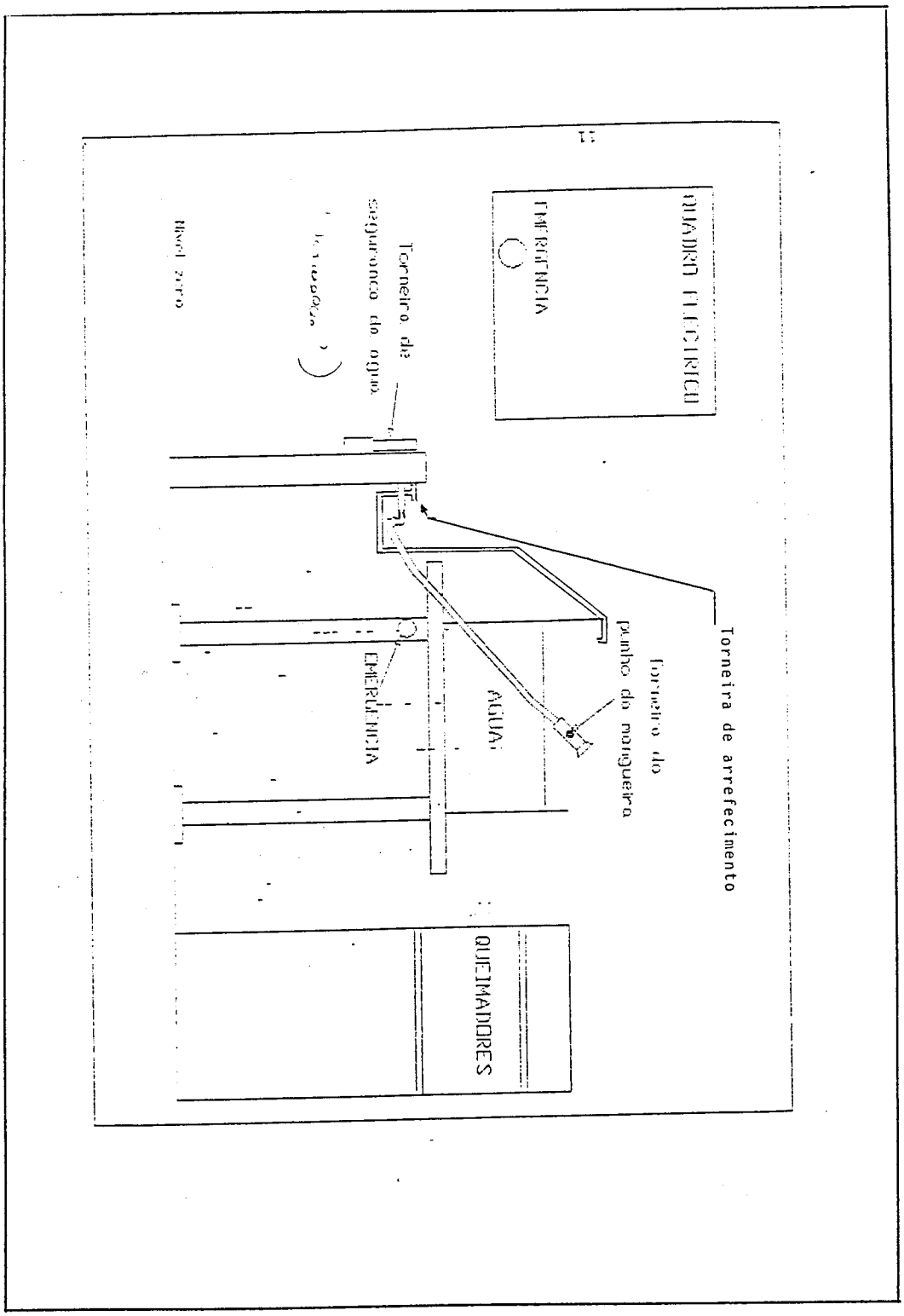
(Na página seguinte (: 1) encontra-se o esquema do sistema de arrefecimento com a indicação da posição dos manípulos e botões.)

1.1 Ligar a "TORNEIRA DE SEGURANÇA DE AGUA".

1.2 Posicionar o "PUNHO DA MANGUEIRA" de modo que a água projectada incida no provete e abrir a "TORNEIRA DO PUNHO DA MANGUEIRA".

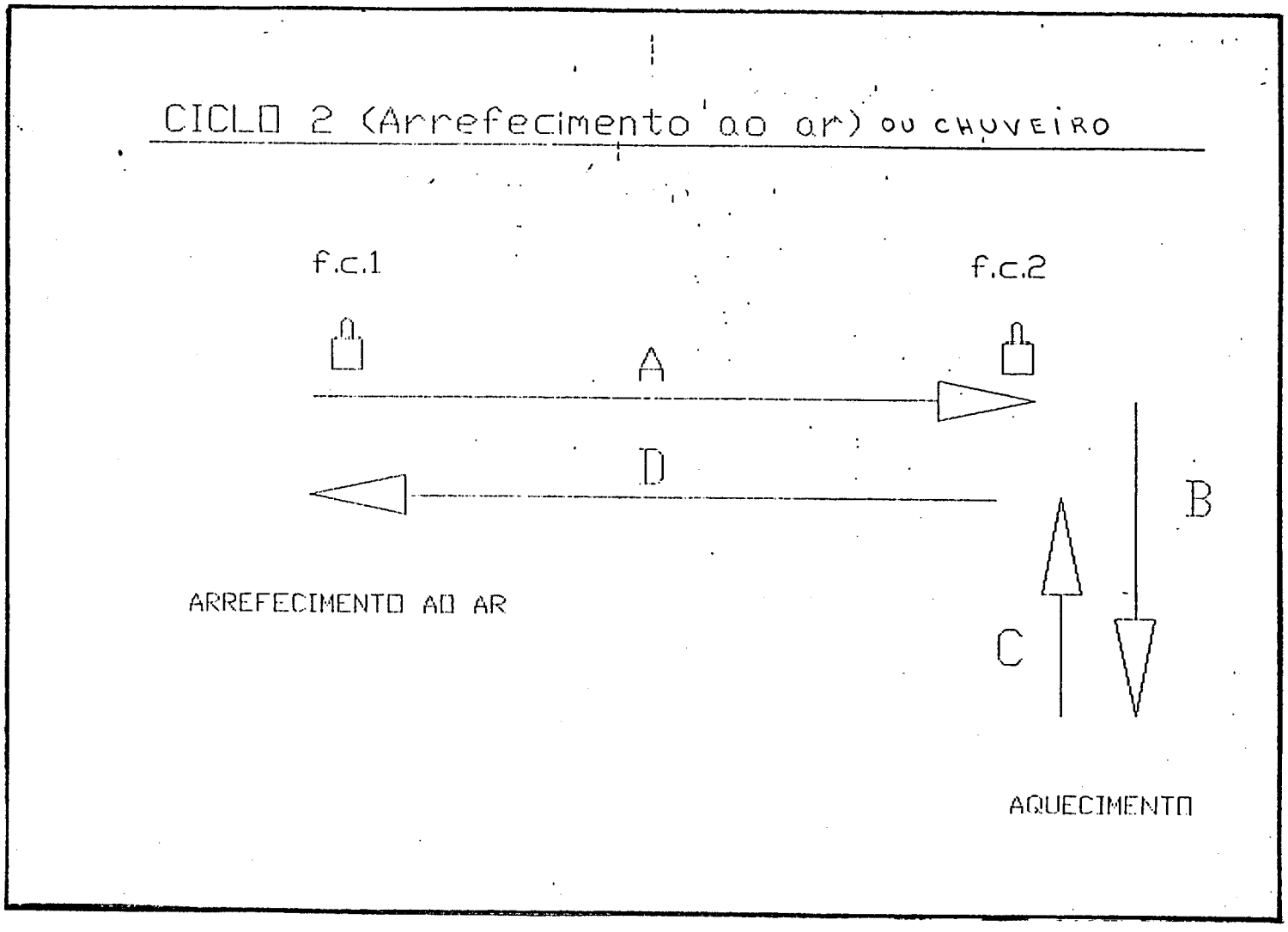
1.3 Abrir a "TORNEIRA DE ARREFECIMENTO".

1.4 Se o arrefecimento for feito por imersão fechar a "VALVULA DE DESCARGA" e encher o depósito.
Neste caso deixe a "TORNEIRA DE ARREFECIMENTO" aberta com um caudal suficiente para evitar que a água do depósito aqueça muito. A água em excesso é automáticamente despejada, desde que ultrapasse o nível de saída do esgoto.


QUADRO ELÉTRICO
EMERGÊNCIA
Torneira de arrefecimento
Torneira do
punho da mangueira
Torneiro de
segurança de agua
AGUA
EMERGÊNCIA
QUEIMADORES

BIBLIOTECA · F.E.U.P. · PORTO

CICLO 2 (Arrefecimento ao ar) ou CHUVEIRO



BIBLIOGRAFIA

[1] M.S.Rama Prasad Malur N.Srinivasan — "Permanent Moulding of cast irons: thermal behavior of metal moulds"; The British Foundryman (12):359-364 (1977)

[2] Charles C. Reynolds — "Thermal behavior of dies and permanent molds";A.F.S. Transactions (72): 342-347 (1964)

[3] A.Barbedo de Magalhães — Ferros Fundidos Austemperados vazados em coquilha."Uma nova tecnologia para a produção de um material recente de muito elevadas caracteristicas mecânicas". Congresso da Ordem dos Engenheiros. Jan.1988

[4] Roberto Allara — "Il Calore specifico". Fonderie 11/1972 pag.393.

[5] L.J.S.D. Sully — "The thermal Interface between castings and chill molds". Transactions Vol.84 / 1976 pag 735

[6] M.N. Srinivasan — "Heat Extraction by Metallic Molds during solidification of simple shaped aluminium and its alloy castings". Transactions Vol 75 / 1967

[7] Georges Albouy; Michel Humbert; Pierre Huot — "Contribution à l'analyse thermique d'un moule métallique". Hommes et fonderie - Février 1978

[8] A.Barbedo de Magalhães — "Coulée de fontes en coquile". Mémoire officiel d'echange du Portugal au 53° Congres Mondial de Fonderie, Prague du 7 au 12 Sept. 1986

[9] C.W.Thomas & M.A. Horsfall — "The effect of matrix structure on distortion of heavy-section nodular graphite irons during cyclic heating"; BCIRA, September 1982

[10] R.Thomsom — "Notes on heat transfer and solidification rates in the continuous casting of cast iron". The British Foundryman Vol. 73 n°12, December 1980

[11] V. de L. Davies, Ph.D, Mibf. — "Heat transfer in gravity die casting". The British Foundryman Vol.73 n°12, December 1980.

[12] Frans, Lietaert — "La couleé de fonte ferritique à graphite sphéroidal contre coquilles métalliques"; Hommes et Fonderie , December 1977.

[13] A. Sedzimir S.Parent-Simonin J. Parisien — "Coulée en coquille de la fonte a graphite sphéroidal". Fonderie 357 - Juin 1976

[14] Gil Sciama — "Épaisseure des moules et vitesses de refroidissement des piéces mouleés", Fonderie 344, Avril 1975

[15] V. Panchanathan, Rsch, Fellow. — "Some thermal aspects of metallic molds", A.F.S. Transactions (67): 158-166 (1959)

[16] V. de L. Davies — AMT Publ. nr. TM 7668 - A. DTH. Lyngby, Aug.1976

[17] Carlos Alberto Silva Ribeiro — "Ferros fundidos nodulares de matriz ferritica em bruto vazados em coquilha de ferro fundido". Dissertação de Doutoramento U.P. 1989

[18] M.C.Defranco — "La coulee en coquille des metaux ferreux par gravite"; Association Pour Diffusion de la Culture Technique. Janvier 1984

[19] Panchanathann — Ph.D. Thesis, Indian Instititute of science 1964.

[20] Ramesh, K. — M. Thesis, Indian Institute of Science 1973.

[21] A.Igualador — "Colada en coquille del hierro fundido"; Fundicion n°141, Nov.1971

[22] Dominique Miannay — "Fatigue et choc thermique";Fonderie 344-Avril 1975.

[23] Frans, Lietaert — "La couleé de fonte ferritique à graphite sphéroidal contre coquilles métalliques"; Hommes et Fonderie. Decembre 1977.

[24] R.Thomson — "Notes on heat transfer and solification rates in the continuous casting of cast iron". British Fondryman.

[25] A.N.Goloflev R.G. Nemirovskio — "Etude de la déformation des coquilles a faces planes";Fonderie 377-Avril 1978

[26] BCIRA — Broadsheet 240, May 1985

[27] Gil, Sciama et Michel Drouzy
"Mise em régime thermique de coquilles à refroidissement naturel". Fonderie 401-Julliet, Aôut, Septembre 1980

[28] C.W.Thomas & M.A.Horsfall
"The effect of matrix struture on distortion of heavy section, nodular graphite irons during cyclic heating". BCIRA Journal, Report 1492, September 1982

[29] Simone Bechet
"Les Fontes utiliseés à haute température". Hommes et Fonderie; Février 1981

[30] Jay Janowak; J.D.Crawford; K.Rohrig
"Ferritic Nodular Iron for Elevated Temperature Service". Molybedenum Mosaic Vol.5,n°1, 1982.

[31] Morão Dias
"Etude des mécanismes de fatigue thermique et modélisation du phenoméne dans le cas de matériaux pour cylindres de laminoirs à chaud". These Docteur Sciences Physique-chimie, Dez.1985

[32] Morão Dias
"La fatigue thermique de materiaux utilises pour cylindres de laminoirs"

[33] Stephen I. Karsav
"Fundicion con grapfite esferoidal" Estado Actual de su tecnologia, 1976. Qit-Fer et Titane Inc, Montreal, P, Q, Canada.

[34] Membres du S.T.C.A.
"Propriétés générales du cuivre et de ses Alliages" Centre d'Information - Cuivre, Laitons, Alliages - Paris

[35] D.A.Spera
"What is Thermal Fatigue";Thermal Fatigue of Materials and Components.
ASTM - STP 612, pag.3

[36] K.Ho
R.D.Pehlke
"Mecanisms of Heat Transfer at a Metal-Mold interface"
Transactions Vol.92 - 1984

[37] K.Roehrig
"Thermal Fatigue of gray and ductile irons".
Transactions Vol.86, 1978, pag.75-88

[38] S.J.Noesen
H.A.Williams
"The Thermal Fatigue of Die-Castings Dies".
Transactions Vol.75, 1967, pag. 133

[39] J.Isaac
G.P.Reddy
"Experimental Investigation of the Influence of Casting Parameters on the distribution of air-gap during solidification of casting in metallic molds".
Transactions Vol.93, 1985, pag.29

[40] S.Seetharamu
"Fatigue Crack Propagation in permanent molds ductile iron castings".
Transactions Vol.94, 1986, pag.265

[41] M.N.Srinivasan
"Thermal aspects of metallic molds"
Transactiona Vol.78,1970, pag.395

[42] V.Panchanathan
"Volume ratio effect on thermal behavior of metallic molds".
Transaction Vol.74,1966,pag.37

[43] R.B.Gundlach
"Thermal Fatigue resistance of alloyed gray irons for diesel engine components"
Transactions Vol.92,1984,pag.551

[44] T.X.Hou
"Determination of thermal Diffusivity of Al-13%Si alloy by monitoring casting solidification and cooling"
Transaction Vol.93,1985,pag.493

[45] S.Kogoh
H.Ogino
T.Nakagawa
"Fatigue strenght of spheroidal graphite cast iron at elevated temperatures under axial load".
Int.J.Fatigue, May 1990,pag.199

[46] R.Cazaud
"La Fatigue des métaux"
Dunod, Paris 1969

[47] N.Seshadri
K.V.Prabhakar
M.Srinivasan
"Studies on solidification of aluminium-copper castings in coated dies and thermal behavior of the dies"
Transactions Vol.84, 1976

[48] Sylvain Jacob
"Thermal Properties of permanent molds for the gravity die casting of aluminium alloys".
Transactions Vol.82, 1974

[49] M.M.Boileau et Thévenet
"Etude de la tenue des fontes a la fatigue thermique"
Hommes et Fonderie, Octobre 1983

[50] William J. Baxter
"Finite element prediction of high cycle fatigue life of aluminum alloys"
Metallurgical Transactions Vol.21, May 1990

[51] A.S.M.
Metals Handbook Vol.9, Metallography and Microstructrures

[52] Y.J.Park
R.B.Gundlach
"Thermal Fatigue of gray and ductile irons". Transactions Vol.86 1978, pag.75-88

[53] L.F.Coffin — "Instability effects in thermal fatigue" Thermal Fatigue of Materials and Components ASTM-STP 1976, pag. 227-238.

[54] M.A.H.Howes — "A study of thermal fatigue mechanisms" Thermal Fatigue of Materials and Components ASTM-STP 1976, pag.86-106

[55] Minoru Kawamoto — "Effects of several Factors on thermal fatigue" Journal of materials, Vol.1 nº4, December,1966, pag.720

[56] S.W.Hopkins — "Low-cycle thermal mechanical fatigue testing" Thermal Fatigue of Materials and Componentes, ASTM STP 612, pag.158

[57] H.T.Angus — "Cast iron - Physical and Engineering Properties", 2ª Edition 1976

[58] A.J.Murphy J.Roy — Aeronautic, Soc. 1957, 61,pag.653

[59] Rui Jorge de Lemos Neto — "As ligas de alumínio em fundição" Prova de aptidão pedagógica e capacidade cientifica. F.E.U.P., Setembro 1975

[60] R.W.Weine C.R.Loper Jr. P.C. Rosenthal — "Principles of metal casting" McGraw-Hill Book Company , New York 1967

[61] Carlo Pauseri — "Manuale di fonderie d`alluminio" Ulrico Hoepli Editore 1966 - Milan

[62] Viriato Teixeira de Abreu e Antunes — "Ligas não Ferrosas" Departamento de Engenharia Mecânica, F.E.U.P., 1982

[63] E.G.West — "Copper and its alloys" Ellis Horwood Ldt.1982 - England

[64] Horst Gravemann Jonathan I.Brown Claude D.Tapley — Copper and Copper alloy. Mold livers for continuous casting of steel. (Proveniência desconhecida)

[65] Charles F.Walton — Iron Casting Handbook. Gray and Ductile Iron Founders Society Inc. Cleveland 1971.

BIBLIOTECA F.E. PORTO

FACULDADE DE ENGENHARIA
UNIVERSIDADE DO PORTO
BIBLIOTECA
0000041417