PROBLEMAS E TRABALHOS PRÁTICOS DE METALURGIA

LUCAS FILIPE MARTINS DA SILVA TERESA MARGARIDA GUERRA PEREIRA DUARTE VIRIATO TEIXEIRA DE ABREU E ANTUNES



ÍNDICE

	Prefácio	iv
	Notação	xiii
	Acrónimos	XV
PARTE I -	PROBLEMAS	1
1	CRISTALOGRAFIA	3
2	DIAGRAMAS DE EQUILÍBRIO	21
3	DEFORMAÇÃO PLÁSTICA	65
3.1	Mecanismos de deformação	65
3.2	Mecanismos de endurecimento	77
3.3	Recristalização	
4	COMPORTAMENTO MECÂNICO	
4.1	Ensaio de tracção	95
4.2	Fadiga	
4.3	Fluência	143
PARTE II	- TRABALHOS PRÁTICOS	153
5	TP1 - INSENSIBILIDADE DO COMPORTAMENTO	
	ELÁSTICO À MICROESTRUTURA	155
5.1	Introdução	
5.2	Descrição do trabalho	157
5.3	Material	157
5.4	Trabalho experimental	157
5.5	Relatório	158
6	TP2 - DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO	
	DE DOIS MATERIAIS	159
6.1	Introdução	
6.2	Descrição do trabalho	160
6.3	Material	
6.4	Trabalho experimental	
6.5	Relatório	

7	TP3 – A IMPORTÂNCIA DO TAMANHO DE GRÃO NA RESISTÊNCIA MECÂNICA DAS LIGAS METÁLICAS	163
7.1	Introdução	
7.2	Descrição do trabalho	164
7.3	Material	164
7.4	Trabalho experimental	164
7.5	Relatório	165
8	TP4 - EFEITOS DA INTERACÇÃO DE DESLOCAÇÕES	
	COM ATOMOS INTERSTICIAIS	167
8.1	Introdução	167
8.2	Descrição do trabalho	168
8.3	Material	168
8.4	Trabalho experimental	168
8.5	Relatório	169
9	TP5 - ESTUDO DO FENÔMENO DO ENVELHECIMENTO	
0.1		171 171
9.1	Nitrodução	171
9.2	Material	
9.5	Trabalho experimental	172
95	Relatório	
10	TP6 - DETERMINAÇÃO DE PONTOS DE TRANSFORMAÇÃO	
	DE FASE NOS AÇOS	175
10.1	Introdução	175
10.2	Descrição do trabalho	177
10.3	Material	
10.4	Trabalho experimental	178
10.5	Relatório	178
11	TP7 - O ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA	179
11.1	Introdução	179
11.2	Descrição do trabalho	181
11.3	Material	
11.4	Trabalho experimental	181
11.5	Relatório	182
12	TP8 - O ENDURECIMENTO DE AGREGADOS BIFÁSICOS	183
12.1	Introdução	
12.2	Descrição do trabalho	185
12.3	Material	185
12.4	Trabalho experimental	186
12.5	Relatório	186
13	TP9 - O ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO ESTRUTURAL: OS	
	DURALUMÍNIOS	187
13.1	Introdução	
13.2	Descrição do trabalho	189

13.3	Material	189
13.4	Trabalho experimental	190
13.5	Relatório	190
14	TP10 - O ENDURECIMENTO POR TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA.	191
14.1	Introdução	191
14.2	Descrição do trabalho	193
14.3	Material	193
14.4	Trabalho experimental	194
14.5	Relatório	194
15	TP11 - O RECOZIDO DE LIGAS METÁLICAS TRABALHADAS	
	A FRIO: A RECRISTALIZAÇÃO	195
15.1	Introdução	195
15.2	Descrição do trabalho	197
15.3	Material	197
15.4	Trabalho experimental	198
15.5	Relatório	198
16	TP12 - OBTENÇÃO DE RESULTADOS EXPERIMENTAIS PARA	
	O TRAÇADO DE UMA CURVA DE FADIGA ELÁSTICA	199
16.1	Introdução	199
16.2	Descrição do trabalho	201
16.3	Material	202
16.4	Trabalho experimental	202
16.5	Relatório	202
17	TP13 - TRAÇADO DE UMA CURVA DE DEFORMAÇÃO POR FLUÊNCIA	203
17.1	Introdução	203
17.2	Descrição do trabalho	205
17.3	Material	205
17.4	Trabalho experimental	205
17.5	Relatório	205
18	TP14 - DETERMINAÇÃO DA CURVA DE TRANSIÇÃO DÚCTIL-	
	FRAGIL DE UM AÇO	207
18.1	Introdução	207
18.2	Descrição do trabalho	209
18.3	Material	209
18.4	Trabalho experimental	209
18.5	Relatório	209
19	TP15 - ANALISE FRACTOGRAFICA DOS CORPOS DE PROVA	
	UTILIZADOS EM OUTROS TRABALHOS PRATICOS	211
19.1		
19.2	Descriçao do trabalho	215
19.3	Material	215
19.4	Trabalho experimental	215
19.5	Relatório	215
	BIBLIOGRAFIA	217

Os índices dos planos e das direcções no sistema hexagonal são definidos por meio de quatro dígitos. O procedimento é o mesmo do que para três eixos, ficando neste caso os planos com os índices (*h k i l*). A vantagem deste procedimento é conseguir que planos equivalentes apresentem índices análogos. Por exemplo, os planos (1120) e (1210) são equivalentes. Se se considerasse um sistema de três dígitos, os mesmos planos seriam designados por (110) e (120). Devido à redundância do eixo a_3 (ver sistema de eixos na **Figura 1.2**), h + k = -i. Para as direcções, começa-se por determinar os índices segundo os três eixos a_1 , $a_2 e c$ (h'k' /'). Depois aplicam-se as fórmulas seguintes para passar para quatro dígitos [1]:

$$h = \frac{1}{3}(2h' - k')$$

$$k = \frac{1}{3}(2k' - h')$$

$$i = -\frac{1}{3}(h' + k')$$

$$I = I'$$

Os resultados são apresentados na Tabela 1.3.

Direcção	h', k', l'	h, k, i, l	Inteiros	Índices de Miller
A	1, -1, O	1, -1, O, O	1, -1, 0, 0	[1100]
В	0, -1, 0	1/3, -2/3, 1/3, 0	1, -2, 1, 0	[1210]
С	1, 1, -1	1/3, 1/3, -2/3, -1	1, 1, -2, -3	[1123]
D	0, 1, 1	-1/3, 2/3, -1/3, 1	-1, 2, -1, 1	[ī2ī1]

Tabela 1.3 Determinação dos índices de Miller das direcções representadas na Figura 1.2a).

As regras para determinar os índices de Miller de um plano na célula hexagonal são as mesmas do que para a célula cúbica. No caso do plano a, desloca-se a origem do sistema de eixos, como mostrado na **Figura 1.3**, para facilitar a determinação das intersecções do plano com os eixos.



Figura 1.3 Mudança de origem para a determinação dos índices de Miller do plano a.

Os resultados estão apresentados na Tabela 1.4.

c) Os recíprocos dos índices de Miller são 1, ∞ , -1 e ∞ .



Figura 1.12 Representação do plano (1010).

d) Os recíprocos dos índices de Miller são ∞ , 1, -1 e 1.



Figura 1.13 Representação do plano (01ī1).

- 5. O alumínio é um metal com uma estrutura cúbica de faces centradas (CFC).
 - a) Quantos átomos por célula unitária existem na célula CFC? Justifique.
 - b) Qual a percentagem do volume da referida célula cristalina ocupada por átomos de Al. Compare este valor de densidade atómica com a de metais cristalizados na estrutura cúbica de corpo centrado (CCC).
 - c) Indique os índices de Miller para as famílias de planos e direcções de máxima densidade atómica na estrutura CFC.
 - a) Os átomos dos vértices representam cada um 1/8 do volume (são partilhados por 8 células) e os átomos que estão no centro de cada face representam 1/2 do volume (são partilhados por duas células). Existem 8 átomos nos vértices e 6 no centro das faces. Teremos ao todo:

$$\frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 6 = 4$$
 átomos/célula



Figura 1.15 Raio atómico em função do parâmetro de malha na CCC.

c) Em certos sistemas de elevada simetria algumas direcções são fisicamente equivalentes (o espaçamento interatómico ao longo de cada direcção é o mesmo). A família de direcções é designada por <uvw>, onde u, v, w são os índices de um dos representantes da família. Do mesmo modo, uma família de planos equivalentes é designada por: {h k l} onde h, k, l são os índices de um dos representantes do conjunto. Na CFC, os planos de máxima densidade atómica são os planos pertencentes à família {111} e as direcções de máxima densidade atómica são as direcções <110>, como mostrado na Figura 1.16.



Figura 1.16 Planos e direcções de máxima compacidade atómica na CFC.

- a) Determine a distância interplanar entre planos {111} se a estrutura de cristalização for CFC e CCC.
- b) Determine os planos pertencentes à família do plano {010}.
- c) Calcule as densidades planares e os factores de ocupação planar do plano {010} nas estruturas CFC e CCC.
- a) A distância interatómica d de um plano (hkl) pode ser calculada pela fórmula seguinte [1]:

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

^{6.}

PROBLEMAS SUPLEMENTARES

8. Considere a Figura 1.22.



Figura 1.22 Direcções a) e planos b) cristalográficos na célula cúbica.

- a) Determine os índices dos planos referenciados por *a*, *b* e *c*.
- b) Determine os índices das direcções referenciadas por A, B, C e D.
- c) Determine os elementos da família dos planos b.
- d) Determine a distância entre planos consecutivos do tipo c em função do parâmetro de malha a. Justifique a resposta.
- 9. Considere a Figura 1.23.



Figura 1.23 Planos cristalográficos na célula cúbica.

- a) Determine os índices de Miller dos planos a, b e c.
- b) Determine a distância interplanar entre planos consecutivos do tipo *b*, sabendo que o plano consecutivo mais próximo passa na origem.
- c) Determine os elementos da família de planos a que pertence b.

SOLUÇÕES

8.

- a) a (111); b (030); c (102)
- b) A [101]; B [122]; C [434]; D [221]
- c) (030), (003), (300)
- d) $a/\sqrt{5}$

9.

- a) a (3 6 4); b (3 4 0); c (3 4 6)
- b) a/5
- c) (340), (430), (304), (403), (034), (043), (340), (430), (304), (403), (034), (043)

10.

- a) A [1120]; B [2423]; C [1213]; D [1100]
- b) a (1102); b (0111); c (1210)





Figura 1.26 Direcções e planos cristalográficos na célula cúbica.

12.



Figura 1.27 Direcções e planos cristalográficos na célula hexagonal.

13.

 $\rho_{[110]} < \rho_{[100]} < \rho_{[111]}$



Figura 2.1 Diagrama de equilíbrio das ligas Cu-Ni [3].

b) A linha liquidus num diagrama de equilíbrio é a linha acima da qual só se encontram fases líquidas seja qual for a composição química ou a temperatura e, da mesma forma, a linha solidus é a linha abaixo da qual se encontram no diagrama de equilíbrio apenas zonas com fases sólidas (ver Figura 2.2).



Figura 2.2 Diagrama de equilíbrio das ligas Cu-Ni com indicação das linhas liquidus e solidus.

- 3. A platina e o ouro são completamente solúveis no estado líquido e no estado sólido. A temperatura de fusão da platina é 1768°C e a do ouro é 1064°C. Uma liga contendo 40% de ouro começa a solidificar a 1600°C separando-se cristais com 15% de ouro. Uma liga contendo 70% Au começa a solidificar a 1400°C separando-se cristais com 37% de Au.
 - a) Quais as razões para a solubilidade completa entre platina e ouro?
 - b) Desenhe esquematicamente o diagrama de equilíbrio legendando pontos, linhas e áreas importantes.
 - c) Para uma liga com 60% de Au indique as temperaturas de começo e fim de solidificação. A 1300°C estime as % das fases em presença e respetiva composição química.
 - d) Para uma liga com 70% de Au, qual a microestrutura à temperatura ambiente? Se a microestrutura aparecesse zonada, qual seria o seu aspeto? Qual a causa do zonamento? Como o eliminar?
 - a) Justificação idêntica ao Problema 1a). Mesma estrutura cristalina (CFC) e proximidade de posições na tabela periódica (raios atómicos parecidos e consequentemente parâmetros de malha idênticos).

 $r_{\rm Pt} = 137,3 \text{ pm e } r_{\rm Au} = 144,2 \text{ pm, o que implica } a_{\rm Pt} = 388,3 \text{ pm e } a_{\rm Au} = 407,9 \text{ pm}$



Figura 2.5 Diagrama de equilíbrio das ligas Pt-Au e linha característica da liga com 60% de Au.

b)

25

- 5. Diagrama de equilíbrio do sistema Al-Si.
 - a) Esboce o diagrama de equilíbrio do sistema Al-Si e legende os campos de fases sabendo que:
 - · existe solubilidade parcial no estado sólido com ponto eutéctico;
 - ponto eutéctico: *T* = 577°C e %Si = 12,6;
 - temperatura de fusão do Al é de 660°C;
 - temperatura de fusão do Si é de 1414°C;
 - ponto de máxima solubilidade do Si no Al, no estado sólido, T = 577°C e %Si = 1,65;
 - a solubilidade do Si no Al a 500°C é de 1% de Si;
 - insolubilidade completa no estado sólido do Al no Si.
 - b) Faça a análise de uma liga com 10% de Si às seguintes temperaturas:
 - 577°C
 - 500°C

Esta análise deve incluir:

- análise qualitativa e quantitativa das fases e constituintes metalográficos;
- esboço das microestruturas;
- esboço da curva de arrefecimento.
- c) Trace um gráfico com a % de eutéctico em função da % de Si. Que composição aproximada escolheria para uma liga Al-Si de fundição? Justifique.
- d) A Figura 2.12 mostra a curva de arrefecimento de uma liga de Al-Si.



Figura 2.12 Curva de arrefecimento de uma liga Al-Si.

Para a liga Al-Si cuja curva de arrefecimento se apresenta na Figura 2.12 determine:

- i) Temperatura de vazamento;
- ii) Temperatura de liquidus;
- iii) Temperatura eutéctica;
- iv) Composição da liga;
- v) Para a liga em causa determine os constituintes (%) presentes à temperatura ambiente;



Figura 2.22 Curvas de arrefecimento das ligas com 90% e 61,9% de Pb e respetivas microestruturas. O patamar a 183°C da liga com 90% de Sn é inferior ao da liga com 61,9% de Sn, devido à formação de uma menor quantidade de eutéctico.





As fases e os constituintes são coincidentes a todas as temperaturas.

<u>T = 300°C</u>

AQLT: Líquido com 15% de Sn e 85% e Pb AQTT: 100% Líquido

<u>T = 250°C</u>

AQLT: Líquido com 36% de Sn e 64% e Pb e a com 12% de Sn e 88% e Pb

AQTT: %
$$L = \frac{15 - 12}{36 - 12} \times 100 = 12,5\% \in \%\alpha = \frac{36 - 15}{36 - 12} \times 100 = 87,5\%$$

<u>*T* = 200°C</u> AQLT: *a* com 15% de Sn e 85% e Pb AQTT: 100% de *a*



Figura 2.25 Diagrama de equilíbrio entre A e B.





Figura 2.26 Diagrama de equilíbrio da Figura 2.25 legendado.

b)

- α (rica em A) ou β (rica em B). i)
- ii) γ.
- iii) Podem indicar-se dois pontos eutécticos: E1 e E2 (ver Figura 2.26).
- iv) Composto cuja composição passa pelo ponto C (indicado na Figura 2.26).





Figura 2.27 Quantidade de eutéctico em função do teor de B (%).



Figura 2.29 Diagrama de equilíbrio hipotético entre dois componentes A e B e curvas de arrefecimento das ligas que passam por C e D, respetivamente.

b)

- i) 100% de constituinte eutéctico.
- ii) $\beta e \gamma$

$$\%\gamma = \frac{90-50}{90-30} \times 100 = 66,7\% \in \%\beta = \frac{50-30}{90-30} \times 100 = 33,3\%$$

iii) A quantidade de β usada na reação peritectóide calcula-se pela diferença entre a respetiva quantidade antes e após a reação (calculado em b)ii)). A quantidade de β antes da reação peritectóide é dada por:

$$\%\beta = \frac{50-8}{90-8} \times 100 = 51,2\%$$

Assim, a percentagem de β usada na reação peritectóide é

$$\%\beta_{\text{peritectoide}} = 51, 2 - 33, 3 = 17, 9\%$$

- 9. Considere o diagrama de equílibrio Fe-C representado na Figura 2.30.
 - a) O que é a cementite?
 - b) O que é a ledeburite?
 - c) O que é a perlite?
 - d) A 900°C, considerando uma liga com 3% de carbono, tem-se:
 - % ledeburite = 42,0% com 4,3% de carbono
 - % austenite (livre)= 49,4% com 1,25% de carbono
 - % cementite (livre)= 8,6% com 6,67% de carbono Justifique estes valores.
 - e) Trace a curva de arrefecimento de uma liga Fe-C com 3% de C. Associe a essa curva as microestruturas que achar convenientes.
 - f) Para um ferro fundido eutéctico, qual a quantidade (%) de cementite (Fe₃C) existente à temperatura ambiente?
 - g) Qual o intervalo de composições em C (%) em que:
 - i) Não existe constituinte eutectóide?
 - ii) Existe constituinte eutéctico?

que precipita a partir da austenite desde 1147°C a 900°C pode ser obtida considerando uma liga com 2,06% de C:

$$\% Fe_{3}C = \frac{2,06 - 1,25}{6,67 - 1,25} \times 100 = 14,9\% \oplus \%\gamma = \frac{6,67 - 2,06}{6,67 - 1,25} \times 100 = 85,1\%$$

Isto quer dizer que 14,9% de cementite precipita a partir da austenite desde 1147°C até 900°C. Ou seja, 14,9% de 58,0% de austenite presente a 1147°C dá origem a cementite. Ou seja:

$\% Fe_{3}C_{livre} = 58,0 \times 0,149 = 8,6\% \ e \ \% \gamma_{livre} = 58,0 \times 0,851 = 49,4\%$

O constituinte $\gamma_{\text{proeutéctico}}$ engloba as fases: 'austenite livre' e 'cementite livre'. A cementite livre, fora da ledeburite, que precipita a partir da austenite também é designada por cementite secundária.



Figura 2.31 Diagrama de equilíbrio das ligas Fe-C e curva de arrefecimento da liga com 3% de C, e respetivas microestruturas.

 f) Um ferro fundido eutéctico tem 4,3% de carbono. Supondo que o limite de solubilidade da ferrite à temperatura ambiente é de 0,006, a quantidade de cementite é dada por:

$$\% Fe_{3}C = \frac{4,3-0,006}{6,67-0,006} \times 100 = 64,4\%$$

g)

- i) Não existe constituinte eutectóide de 0 a 0,03% de C.
- ii) Existe constituinte eutéctico de 2,06 a 6,67% de C.
- h) O constituinte eutectóide, perlite, tem uma composição de 0,86% de C. As quantidades de cementite (Fe₃C) e ferrite α à temperatura ambiente são dadas por:

$$\% Fe_{3}C = \frac{0,86 - 0,006}{6,67 - 0,006} \times 100 = 12,8\% \in \% \alpha = \frac{6,67 - 0,86}{6,67 - 0,006} \times 100 = 87,2\%$$

O cálculo de ferrite e cementite à temperatura eutectóide teria dado uns valores muito próximos daqueles obtidos acima. A percentagem de cementite que precipita a partir da ferrite desde a temperatura eutectóide até a temperatura ambiente (cementite terciária) é desprezável.

10. Considere uma liga metálica X cuja composição química atravessa a linha de uma reação peritéctica durante o arrefecimento, como indicado na Figura 2.32.



Figura 2.32 Parte de diagrama de fases contendo uma reação peritéctica.

- a) Se o arrefecimento for lento, qual é a microestrutura?
- b) E se o arrefecimento for rápido?
- a) Em condições de equilíbrio ou de arrefecimento muito lento de uma liga de composição peritéctica, toda a fase sólida *a* reage com todo o líquido ao atingir-se a temperatura peritéctica. A evolução da microestrutura é apresentada na **Figura 2.33**.



Temperatura decrescente

Figura 2.33 Esquema da progressão da microestrutura durante a reação peritéctica.

b) Se durante a solidificação de uma liga com reação peritéctica se passar muito rapidamente por essa temperatura ocorre um fenómeno de não equilíbrio designado por envolvimento. Durante a reação peritéctica, a fase β criada pela reação peritéctica envolve a fase primária α como se mostra na **Figura 2.34**. Dado que a fase β formada é sólida, e uma vez que a difusão no estado sólido é relativamente lenta, a fase β formada em torno da fase α constitui uma barreira à difusão e a reação peritéctica prossegue com uma velocidade cada vez menor. Se a velocidade de arrefecimento for grande, pode não haver homogeneização. Assim, o líquido restante solidífica como sendo fase β rica em B enquanto que o interior dos grãos é constituído por α de composição α'_3 (ver **Figura 2.35**) não transformado. Em vez de 100% de β obtém-se β envolvendo a fase α . A camada envolvente poderá ser constituída por várias camadas de β de composições diferentes (ver **Figura 2.35**) conforme a velocidade de arrefecimento.



Figura 2.47 Diagrama de equilíbrio esquemático das ligas Bi-Sb.



Figura 2.48 Diagrama de equilíbrio esquemático das ligas Au-Ni.

b)

14.

a)

As microestruturas estão no diagrama da alínea a)

- Ponto 1: AQLT: *L* com 50% de Ni e 50% de Au AQTT: 100% de *L*
- Ponto 2: AQLT: *L* com 38% Au e 62% Ni e fase Ni com 100% Ni AQTT: 80,6% de *L* e 19,4% de Ni
- Ponto 3 (imediatamente antes de 950°C):

AQLT: L com 25% Au e 75% Ni e fase Ni com 100% Ni

AQTT: 66,7% de L e 33,3% de Ni

Ponto 3 (imediatamente depois de 950°C):

AQLT: Au com 100% Au e Ni com 100% Ni

AQTT: Fases: 50% de Au e 50% de Ni; Constituintes: 66,7% Eutéctico e 33,3% de Ni proeutéctico

- c) Velocidade de arrefecimento e sistema cristalográfico de cada um dos metais
- d) Ver Problema 3d)



Figura 3.13 Encruamento: aumento da tensão limite de elasticidade por deformação plástica [9].

- 2.
- a) Que importância tem a lei de Petch-Hall para o conhecimento dos mecanismos de endurecimento dos policristais? Será que a informação quantitativa contida na lei é válida para qualquer temperatura? Justifique.
- b) Considere um latão bifásico α + β em que a fase β surge dispersa na fase α. Notando que a fase β é mais resistente que a fase α trace esquematicamente as duas hipóteses que lhe permitem calcular a curva de tracção da liga α + β a partir das curvas de α e β respectivamente. Que hipótese escolheria para o caso da fase mais dura e frágil β valer cerca de 30% do total?
- c) Escolha na liga anterior a forma e a distribuição de β para optimizar as propriedades mecânicas de resistência e tenacidade. Justifique a resposta.
- a) A lei de Petch-Hall estabelece uma relação entre o tamanho de grão e a resistência à deformação plástica de policristais (ver Secção 3.1). É válida a temperaturas baixas (inferiores a metade da temperatura de fusão) em que o único mecanismo de deformação plástica é o deslizamento no interior dos cristais. Deixa de ter efeito a altas temperaturas onde ocorre deslizamento nas juntas de grão e o limite de grão deixa de ser uma barreira ao movimento das deslocações. Estabelece que quanto menor for o tamanho de grão maior é a resistência mecânica do metal. Um tamanho de grão pequeno também é vantajoso para a tenacidade ao choque (menor temperatura de transição dúctil-frágil) e para a resistência à fadiga.
- b) Hipótese de igual deformação e hipótese de igual tensão, como ilustrado na Figura 3.14 (Va = fracção volúmica da fase a).



Figura 3.14 Previsão da curva de tracção de estruturas bifásicas; (a) hipótese de igual deformação; (b) hipótese de igual tensão [6].

- 2. A Figura 3.18 mostra o efeito da deformação plástica a frio no tamanho de grão obtido num aço macio ao carbono após recristalização.
 - a) Qual o encruamento crítico para este aço?
 - b) Indique o modo de obter um tamanho de grão inferior a 4 mm.
 - c) O zinco, o estanho e o chumbo todos têm temperaturas de recristalização abaixo da temperatura ambiente. Que ductilidade antecipa para estes materiais à temperatura ambiente? Justifique.
 - d) Compare as temperaturas de recristalização de um metal puro e das ligas metálicas à base do mesmo metal. Justifique a resposta.



Figura 3.18 Tamanho de grão após recristalização em função da deformação plástica.

- a) O encruamento crítico é aquele a partir do qual é possível haver recristalização. De acordo com a **Figura 3.18**, é de aproximadamente 8%.
- b) De acordo com a Figura 3.19, para que o diâmetro de grão seja inferior a 4 mm, é necessário encruar o material de pelo menos 12-13%.
- c) Antecipa-se uma grande ductilidade. A restauração elimina o encruamento que é conferido à temperatura ambiente.
- d) Quanto maior for a pureza do material, menor será a sua temperatura de recristalização.
 Há menos obstáculos ao crescimento de novos grãos livres de deformação.



Figura 3.19 Determinação da deformação plástica a aplicar de modo a ter um tamanho de grão após recristalização inferior a 4 µm.



Figura 3.23 Tamanho de grão após recristalização em função da taxa de encruamento e da temperatura de recozido [8].

- b)
- Ima deformação a quente ou trabalho a quente indica que a temperatura de trabalho é acima da temperatura de recristalização (Figura 3.24). Se a deformação for interrompida e a temperatura for mantida acima da temperatura de recristalização, poderá ocorrer um aumento do tamanho de grão.
- ii. Pode ocorrer crescimento de grão se a temperatura de recozido for mantida para além da recristalização (ver Figura 3.17). Também pode haver crescimento de grão quando a deformação plástica aplicada origina um tamanho de grão após recristalização superior ao tamanho de grão inicial (por exemplo, taxa de 10% de deformação plástica na Figura 3.18).



c) No caso de aplicações a altas temperaturas em que o grão é mais resistente do que as juntas de grão (e. g. pás de turbinas de aviões).

- 4. A Figura 4.5 representa a curva de tração de um aço macio ao carbono testado a 20°C.
 - a) Determine a partir do gráfico:
 - i) Tensão de cedência.
 - ii) Tensão de rotura.
 - iii) Extensão após rotura.
 - b) O mesmo aço encruado até 8% de extensão que tensão limite de elasticidade apresentará?
 - c) Determine os parâmetros da equação de Ludwig.



Figura 4.5 Curva de tração de um aço ao carbono.

a)

i) Este ensaio apresenta patamar de cedência (descontinuidade entre a zona elástica e a zona plástica). Quando isso acontece pode determinar-se a tensão de cedência superior (valor mais alto de tensão observado no patamar de cedência) e inferior (valor mais baixo observado no patamar de cedência), σ_{eH} e σ_{eL}, respetivamente. Por convenção, nestas situações, define-se que a tensão limite de elasticidade corresponde à tensão de cedência superior (ver Figura 4.6).

Neste problema como se trata de um gráfico tensão-deformação, os valores são: $\sigma_{eH} = 370 \text{ MPa e } \sigma_{eL} = 340 \text{ MPa}. \text{ Assim a tensão limite de elasticidade é 370 MPa}.$



Figura 4.6 Curva de tração de um aço ao carbono com indicação dos parâmetros de resistência e de ductilidade.

SOLUÇÕES

11.

- a) $\sigma_{0,2} = 270 \text{ MPa para F} = 85000 \text{ N}$
- *b*) $\sigma_r = 350 \text{ MPa para F} = 110000 \text{ N}$
- c) $\epsilon_r = 1,08\%$
- *d*) $\varphi = 1,10\%$
- 12.



Figura 4.17 Curva de tração de um magnésio.

- *b*) $\sigma_{0,2} = 185 \text{ MPa}$
- c) $\epsilon_r = 8,70\%$
- d) $\varphi = 4,30\%$
- e) $U_r = 0.38$ MPa
- f) $\overline{\sigma}_r = 250,7$ MPa ; Estado de tensão triaxial
- g) $\bar{\epsilon} = 0,0488 = n$

n baixo \rightarrow dificuldade em obter adelgaçamentos localizados

13.

- a) *E* = 71,4 GPa
- b) $\sigma_r = 270 \text{ MPa}$
- c) $\epsilon_r = 11,7\%$
- d) Módulo de Young \rightarrow rigidez; Extensão após rotura \rightarrow ductilidade
- e) $\overline{\sigma}_r = 291,6$ MPa e $\overline{\epsilon} = 0,077$

14.

a)

Tabela 4.11 Resolução da Tabela 4.7.

Propriedade mecânica	Parâmetro que "mede" a propriedade
Rigidez	Módulo de elasticidade
Ductilidade	Extensão após rotura e coeficiente de estricção
Resistência mecânica à deformação plástica	Tensão limite de elasticidade
Resistência mecânica á rotura	Tensão de rotura
Tenacidade ao choque	Temperatura de Transição ou Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy

tensão nominal baixa. Por outro lado, o facto da rotura final se situar no meio do veio indica que se trata de flexão rotativa com um entalhe severo.

- ii) No caso de existir um entalhe circunferencial, a fenda tenderia a 'acompanhar' o entalhe tendo no final da propagação um crescimento côncavo (ver Figura 4.23).
- iii) O aparecimento de estrias de fadiga, de acordo com o mecanismo de Laird [6], ocorre por um processo plástico em que a ponta da fenda se torna rombuda com a criação de uma superfície de fissura maior. Esta superfície vai ser compactada na compressão formando, se a ductilidade da liga o permitir, orelhas correspondentes às estrias (ver Figura 4.26).



Figura 4.26 Esquema da formação das estrias de fadiga da fase II (mecanismo de Laird) [6].

iv) O espaçamento entre estrias de fadiga numa fractura permite a determinação da velocidade de propagação local da fenda de fadiga. Ou seja

 $\frac{da}{dN} = \Delta e$

onde Δe é o espaço entre as estrias. A velocidade de propagação da fenda está relacionada com o comprimento da fenda pela lei de Paris **[13]** (ver **Figura 4.27**):

$$\frac{da}{dN} = f(a) = A\Delta K^{m}$$

onde *A* e *m* são constantes do material, $\Delta K = K_{max} - K_{min}$, $\mathbf{K} = \mathbf{Y}\sigma\sqrt{\pi a}$, *Y* um factor geométrico e σ a tensão aplicada. *K* é o factor intensidade de tensão. Caracteriza o estado de tensão em redor da fenda que terá significado se a plasticidade na ponta da fenda for baixa, i.e., no contexto da mecânica da fractura linear elástica. Por integração, pode determinar-se a vida em propagação *N*_n

$$\frac{da}{dN} = f(a) \Longrightarrow \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{f(a)} = \int_{0}^{N_p} dN = N_p$$

sendo a_c o comprimento crítico da fenda correspondendo à propagação instável da fenda:

$$a_{c} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{c}}{Y \sigma_{max}} \right)$$

e K_c o valor crítico de K ou tenacidade do material.

- análise dilatométrica absoluta, que permite registar directamente a dilatação (amplificada) da amostra a estudar (Figura 10.3);
- análise dilatométrica diferencial, que consiste em amplificar a diferença de dilatação entre a amostra a estudar e um padrão cujas propriedades são conhecidas. O padrão é geralmente uma liga 'pyros' (Ni-8Cr-4W-3Fe-3Mn) cujos coeficientes de dilatação são perfeitamente conhecidos. Mas pode ser substituído por outra liga qualquer desde que as suas propriedades sejam conhecidas.



Figura 10.3 Esquema do princípio de funcionamento de um dilatómetro absoluto.

A passagem de um tipo de malha para outro nas transformações cristalinas é acompanhada de aumento ou diminuição de comprimento. Isto traduz-se no aparecimento de pontos singulares nas curvas dilatométricas correspondentes a determinadas temperaturas.

10.2. DESCRIÇÃO DO TRABALHO

Usando ensaios dilatométricos determinar-se-á pontos de transformação na fase sólida de aços e verificar-se-á o sentido das variações volumétricas que acompanham essas transformações.

10.3. MATERIAL

<u>Aço C1 (designação da F Ramada)</u> (ver **TP2**) Estado fornecido: estirado

Aço F10 (designação da F Ramada) [14]

Tabela 10.1 Composição química (%) do aço F10.

С	Si	Mn
0,45	<0,40	0,65

Estado fornecido: natural



Figura 12.1 Diagrama de equilíbrio Fe-C metaestável (cementite) [5].



Figura 12.2 Constituição dos aços no estado recozido.

Exceptuando os aços com menos de 0,03%C, todas as ligas ferrosas contêm em proporções variáveis o constituinte eutectoide perlite. A perlite é um agregado eutectoide obtido pela transformação isotérmica da austenite y segundo:

γ (0,86% C) $\leftarrow^{A_1} \rightarrow \alpha$ (0,03% C)+Fe₃C (6,67% C)

Note bem que para a temperatura A_1 , para todas as ligas tais que %C > 0,03%, a austenite tem o mesmo teor em carbono (0,86%). A perlite é um constituinte bifásico, cujas fracções mássicas são:

$$\frac{\text{massa Fe}_{3}\text{C eut.}}{\text{massa perlite}} = \frac{0.86 - 0.03}{6,67 - 0.03} = 0,13; \qquad \frac{\text{massa } \alpha \text{ eut.}}{\text{massa perlite}} = 0,87$$

O agregado é em geral lamelar. É formado por lamelas alternadas de Fe_3C e de *a*. A germinação faz-se a partir das juntas de grão da fase γ -mãe: o crescimento é cooperativo e faz-se sem relação cristalográfica com a fase γ -mãe. Faz intervir a difusão do carbono (ver **Figura 12.3**).