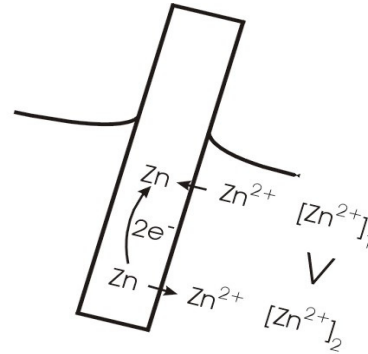
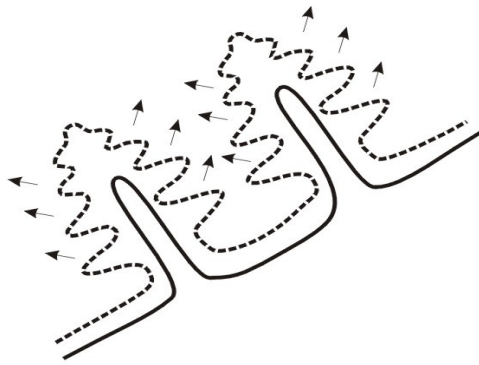
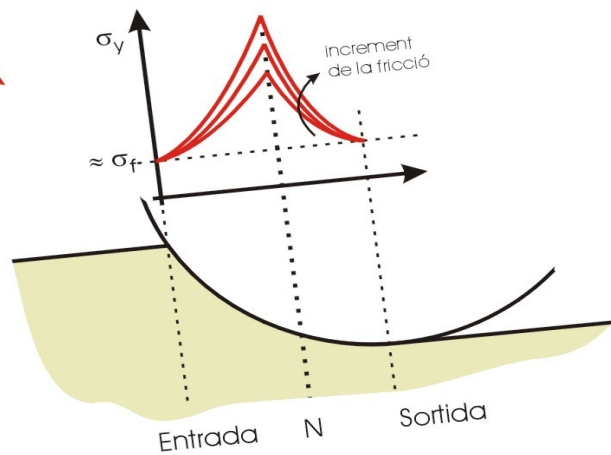
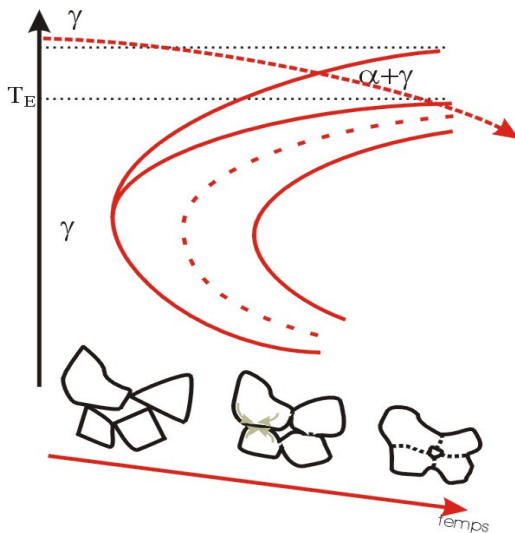




Universitat de Girona



Tecnologia dels materials



Pere Roura Grabulosa

Josep Costa Balanzat

Àrea de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica
Escola Politècnica Superior
Universitat de Girona

Sumari

1. Introducció a la Tecnologia dels materials	1
1.1. Ciència dels materials i Tecnologia dels materials	1
1.2. Les assignatures Ciència dels materials i Tecnologia dels materials	5
1.3. Descripció del temari.....	6
1.4. Bibliografia general.....	8
2. Colament dels metalls.....	9
2.1. La pràctica del colament	9
2.1.1. Les tècniques de colament	10
2.1.2. Emplenament del motlle: colabilitat	12
2.1.3. Dissipació tèrmica	13
2.1.4. Volum solidificat i temps de solidificació	14
2.1.5. Contracció	19
2.2. Metalls colats.....	21
2.2.1. Microestructura dels metalls colats	21
2.2.2. Mida i forma dels grans	22
2.2.2.a. Control de l'estructura dels grans.....	22
2.2.3. Porositat	22
2.2.3.a. Microporositat i creixement dendrític	24
2.2.3.b. Microporositat i despreniment de gasos	25
2.2.3.c. Control de la microporositat	25
2.2.4. Inhomogeneïtats de composició: segregació.....	26
2.2.4.a. Tipus de segregació.....	27
2.2.4.b. Control de la segregació	28
2.2.5. Efecte sobre les propietats.....	28
2.3. Solidificació unidireccional plana	30
2.3.1. Definicions	30
2.3.2. Exemples de solidificació unidireccional	30
2.3.3. Velocitat de solidificació	32
2.3.4. Segregació amb difusió total en el líquid	34
2.3.5. Segregació amb difusió parcial en el líquid.....	35
2.3.6. Solidificació d'un aliatge hipoeutèctic	37
2.4. Solidificació i estructura.....	39
2.4.1. Corba de solidificació d'un metall	39
2.4.2. Distribució de temperatura durant la solidificació	40
2.4.3. Gradient positiu i gradient negatiu	41

2.4.4. Solidificació de metalls purs	41
2.4.5. Solidificació de solucions sòlides (ss). <i>Sobrefredament constitucional</i>	42
2.4.6. Criteri d'inestabilitat de la interfície plana	44
2.4.7. Creixement dendrític i segregació	45
2.4.8. Longitud de les dendrites.....	45
2.4.9. Estructura dels grans i creixement dendrític	46
2.5. Bibliografia del tema del colament	48
3. Conformació per deformació	49
3.1. Caracterització de la deformació plàstica. Assajos uniaxials	49
3.1.1. Assaig de tracció: deformació real i esforç real.....	49
3.1.1.a. Relació entre els valors reals i els convencionals	51
3.1.1.b. Estricció a l'assaig de tracció	52
3.1.2. Assaig de compressió	53
3.1.3. Enduriment per deformació	54
3.1.4. Dependència de la corba $\sigma_r(\varepsilon_r)$ amb la temperatura i la velocitat de deformació.....	55
3.2. Deformació multiaxial. Criteri de Von Misses.....	57
3.2.1. Deformació multiaxial.....	57
3.2.2. Criteri de deformació de Von Misses	58
3.2.3. Representació del criteri de Von Misses per a un estat pla de tensions ...	60
3.2.4. Deformació sota un esforç multiaxial: llei de Lévy-Misses.....	60
3.2.4.a. Deformacions diferencials	62
3.2.4.b. Comparació amb la deformació elàstica	62
3.2.5. Resum	63
3.3. Processos de conformació per deformació	64
3.3.1. Introducció.....	64
3.3.2. Classificació dels processos de deformació	64
3.4. Forja	66
3.4.1. Deformació uniaxial per compressió sense fricció	66
3.4.2. Deformació plana per compressió	68
3.4.3. Fricció adhesiva i tallant màxim.....	71
3.4.4. Lubrificació	72
3.5. Laminació	73
3.5.1. Introducció.....	73
3.5.2. Fluència del material. Punt neutre	73
3.5.3. Força de separació.....	75
3.5.4. Potència i parell mecànic.....	76
3.5.5. Angle d'entrada.....	77

3.6. Extrusió.....	80
3.6.1. Introducció.....	80
3.6.2. Pressió d'extrusió.....	81
3.6.3. Lubrificació.....	84
3.6.4. Escalfament durant l'extrusió.....	84
3.7. Deformació en fred i recuita.....	86
3.7.1. Introducció.....	86
3.7.2. Deformació en fred.....	86
3.7.2.a. Evolució de les propietats.....	86
3.7.2.b. Estructura dels metalls deformats en fred (estructura agra)	87
3.7.2.c. Anisotropia.....	87
3.7.3. Recuita.....	88
3.7.3.a. Evolució de l'estructura durant la recuita.....	89
3.7.3.b. Energia emmagatzemada i recuita.....	90
3.7.3.c. Velocitat d'eliminació de defectes.....	90
3.7.3.d. Cinètica de la recuperació: relació temperatura-temps.....	91
3.7.3.e. Control de la recristal·lització.....	92
3.7.3.f. Cinètica de la recristal·lització: equació d'Avrami.....	92
3.7.3.g. Velocitats de nucleació (\dot{N}) i de creixement (G).....	93
3.7.3.h. Mida del gra recristal·litzat.....	94
3.7.3.i. Temperatura de recristal·lització.....	94
3.8. Deformació en calent.....	96
3.8.1. Introducció.....	96
3.8.2. Evolució de l'estructura durant la deformació en calent.....	96
3.8.3. Esforç de fluència a temperatura elevada.....	98
3.8.4. Millora de l'estructura dels metalls colats amb la deformació en calent.....	99
3.8.5. Anisotropia.....	99
3.8.6. Inconvenients del treball en calent.....	100
3.8.7. Conformació superplàstica.....	100
3.9. Bibliografia del tema de conformació per deformació.....	103
4. Pulverimetal·lúrgia.....	105
4.1. Origen de la pulverimetal·lúrgia.....	105
4.2. Objectes sinteritzats i aplicacions.....	107
4.3. El procés pulverimetal·lúrgic.....	108
4.4. Obtenció de les pólvores.....	109
4.5. Conformació per compactació en fred.....	111
4.6. Altres tècniques de conformació.....	112
4.7. Tractaments tèrmics.....	113

4.8. Evolució de l'estructura durant la sinterització.....	114
4.9. Altres processos de sinterització	115
4.10. Operacions postsinterització.....	116
4.11. Propietats dels metalls sinteritzats.....	117
4.12. Bibliografia del tema de la pulverimetal·lúrgia.....	118
5. Tractaments tèrmics	119
5.1. Tractaments tèrmics. Generalitats.....	119
5.1.1. Introducció.....	119
5.1.2. Classificació dels tractaments tèrmics	120
5.1.3. Control de la temperatura durant els tractaments tèrmics	121
5.1.4. Tensions tèrmiques	122
5.1.5. Tensions residuals	123
5.2. Recuites sense canvi de fase	125
5.2.1. Introducció.....	125
5.2.1.a. Recuita de relaxació de tensions	125
5.2.1.b. Recuita d'homogeneïtzació	125
5.2.2. Recuita de relaxació de tensions	126
5.2.3. Recuita d'homogeneïtzació	127
5.3. Tractaments tèrmics per refredament i recuites amb canvi de fase.....	130
5.3.1. Consideracions termodinàmiques.....	130
5.3.2. Consideracions cinètiques	131
5.3.3. Diagrames TTT	132
5.3.4. Predicció de l'estructura	133
5.3.5. Tractaments isotèrmics després d'un tremp.....	134
5.3.6. Enduriment per precipitació d'aluminis.....	136
5.3.6.a. Enduriment per refredament lent.....	136
5.3.6.b. Etapes del tractament tèrmic d'enduriment per precipitació .	137
5.3.6.c. Evolució aproximada de l'estructura.....	138
5.3.6.d. Evolució precisa de l'estructura i les propietats	139
5.4. Tractaments tèrmics dels acers	142
5.4.1. Introducció: els mèrits dels acers	142
5.4.2. Diagrama de fases Fe-C.....	142
5.4.3. Diagrama TTT d'un acer eutectoide	144
5.4.4. Dinàmica de les reaccions perlítica i bainítica	145
5.4.5. Diagrama TTT d'un acer hipoeutectoide ($x_C < 0,77\%$).....	146
5.4.6. Tractaments tèrmics dels acers basats en els diagrames TTT	148
5.4.6.a. Tremp i reveniment	148
5.4.6.b. Tremp bainític.....	150

5.4.6.c.	Recuita total.....	151
5.4.6.d.	Esferoidització o globulització.....	151
5.4.6.e.	Normalització.....	152
5.4.7.	Diagrames TTT dels acers aliats.....	153
5.4.7.a.	Propietats mecàniques dels acers aliats.....	153
5.4.8.	Austenització.....	154
5.4.9.	La pràctica industrial: tractaments tèrmics per refredament continu...	154
5.5.	Bibliografia del tema dels tractaments tèrmics.....	157
6.	Corrosió.....	159
6.1.	Fonaments de la corrosió dels metalls.....	159
6.1.1.	Introducció.....	159
6.1.2.	Oxidació humida i corrosió.....	160
6.1.3.	Fonaments: reaccions electroquímiques.....	160
6.1.4.	Piles electroquímiques o galvàniques.....	162
6.1.5.	Parells galvànics macroscòpics.....	162
6.1.6.	Efecte de la composició de l'electròlit: sèries galvàniques.....	163
6.1.7.	Parells galvànics microscòpics.....	163
6.1.8.	Piles de concentració.....	164
6.1.9.	Piles de temperatura.....	165
6.1.10.	Tipus de corrosió (aspectes geomètrics i mecànics).....	165
6.2.	Protecció contra la corrosió.....	168
6.2.1.	Introducció.....	168
6.2.2.	Selecció de materials.....	168
6.2.3.	Protecció catòdica.....	169
6.2.4.	Protecció anòdica.....	170
6.2.4.a.	Passivitat.....	170
6.2.5.	Revestiments metàl·lics.....	172
6.2.5.a.	Niquelatge.....	172
6.2.5.b.	Zincatge.....	173
6.2.5.c.	Estanyadura.....	173
6.3.	Bibliografia del tema de la corrosió.....	174

1. Introducció a la Tecnologia dels materials

1.1. Ciència dels materials i Tecnologia dels materials

La *Tecnologia dels materials* s'ha d'entendre com una part de la disciplina que es coneix com a *Ciència i Enginyeria dels Materials*.



Figura 1.1. La Tecnologia dels materials forma part de la Ciència i Enginyeria dels Materials.

Per tant, per tal d'entendre adequadament l'enfocament que donarem a l'assignatura, val la pena d'entretener-nos a descriure aquest marc més general. L'activitat de la *Ciència i Enginyeria dels Materials* es mou dins l'àmbit emmarcat

pels quatre vèrtexs del tetraedre de la Figura 1.2, els quals estan estretament relacionats. Podem entendre fàcilment el significat de cadascun dels termes que hi apareixen (*estructura, processament, propietats i aplicacions*) amb uns quants exemples concrets. Analitzem el cas d'una biga.

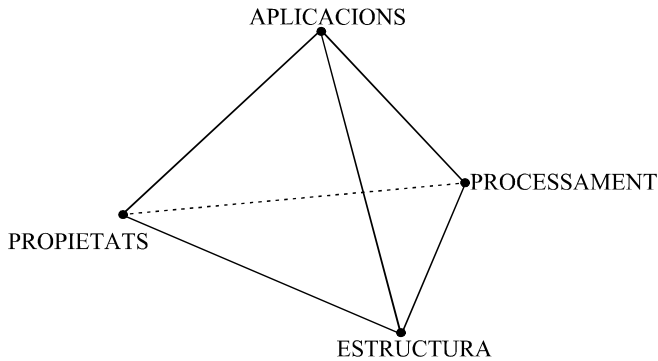


Figura 1.2. Tetraedre que il·lustra els quatre aspectes que posa en relació la Ciència i Enginyeria dels Materials.

Les tècniques de construcció corrents fan ús de la biga com a element estructural.



Figura 1.3. Una biga és un exemple senzill que ens permet exemplificar els quatre aspectes que tracta la Ciència i Enginyeria dels Materials esmentats en la Figura 1.2.

La nostra anàlisi començarà en l'aspecte més determinant de l'Enginyeria: l'*aplicació*. Els objectes que es fabriquen han de servir per a alguna cosa, tenen una funció d'interès econòmic o social. La biga ha d'aguantar el sostre i els objectes que hi col·loquem. S'han de complir, doncs, els dos *requisits* següents:

- 1) no es pot trencar
- 2) no es pot doblegar

Per tant, el material del qual està feta la biga ha de tenir unes *propietats* determinades:

- 1) ha de ser resistent (límit elàstic elevat o resistència)
- 2) ha de ser rígid (mòdul de Young elevat)

En principi, la tria és fàcil. Les *taules de propietats* ens descriuen resumidament com es comporta cada material. Observem les taules i descartem els materials que no compleixen les dues condicions anteriors. Per exemple:

- un cautxú (no és prou rígid)
- un guix (no és prou resistent)

En canvi, trobem dos materials que sí que compleixen els requisits desitjats (són prou rígids i resistents):

- un ciment pòrtland
- un acer al carboni

Quan fabriquem la biga amb els dos materials anteriors resulta que la biga d'acer aguanta, mentre que, sorprenentment, la biga de ciment es trenca. Repassem les taules per si ens hem equivocat en llegir les dades i ens trobem que, en el cas del ciment, hi ha una nota que ens havia passat desapercebuda: “Per al ciment, la resistència és vàlida només per compressió”. La taula no ens diu res, en canvi, sobre la resistència a la tracció. Mirem d'altres taules i aquesta dada no figura enlloc. De fet, hauríem de saber que el pòrtland presenta una resistència a la tracció molt inferior que a la compressió i que el valor a la compressió no està ben definit, sinó que pot variar molt d'una proveta a una altra. Per aquesta raó no es troba a les taules. Se sobreentén que el dissenyador té nocions elementals sobre el comportament dels materials, que coneix perquè tenen les propietats que tenen. Dit d'una manera més tècnica, el dissenyador ha de saber que el comportament dels materials s'explica a través de l'*estructura*.

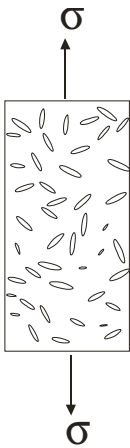


Figura 1.4. Una proveta de ciment està plena de porus i esquerdes.

Les esquerdes del ciment pòrtland (Figura 1.4) fan que la seva resistència a la tracció sigui molt menor que a la compressió. A més a més, depenent de la llargada de l'esquerda més gran que conté l'estructura del material, la resistència a la tracció serà més o menys gran. Per tant, estudiant l'*estructura* podem saber com són els materials “per dintre” i, d'aquí, comprendre'n el comportament. El material deixa de comportar-se com una “caixa negra”. D'altra banda, a part dels materials naturals (per exemple la fusta), la major part dels materials s'obtenen per processos industrials. Amb el processament podem modificar l'*estructura* i, d'aquí, les *propietats*. Podríem fabricar, per exemple, un ciment amb esquerdes d'escala microscòpica, cosa que incrementaria extraordinàriament la seva resistència a la tracció.

Si haguéssim triat la biga d'acer al carboni, hauríem de saber que el procés de soldatge modifica localment l'*estructura*: poden aparèixer esquerdes i, localment, el material pot tornar-se més fràgil o menys resistent. Aquests defectes locals poden empitjorar durant l'ús a causa d'una corrosió més accentuada prop de la soldadura. Dit d'una altra manera: les *aplicacions* poden canviar l'*estructura*... I així anem donant voltes entre els quatre vèrtexs del diagrama de la *Ciència i Enginyeria dels*

Materials. Queda patent, doncs, que aquests quatre aspectes estan molt interrelacionats.

1.2. Les assignatures Ciència dels materials i Tecnologia dels materials

L'assignatura *Ciència dels materials* s'ocupa sobretot de les relacions entre l'*estructura* i les *propietats*. La taula que segueix proporciona alguns exemples d'aquestes relacions.

material	estructura	propietat
fibres de polímer	cadena moleculars estirades	bona resistència i rigidesa segons la direcció de la fibra
vidre	estructura amorfa	transparent
ceràmica	enllaç covalent i iònic	material fràgil
epoxi	xarxa tridimensional d'enllaços covalents	no fon
llautó α	estructura cristal·lina CCC	molt dúctil
magnesi	estructura cristal·lina HCP	menys dúctil

L'assignatura *Ciència dels materials* també s'ocupa de descriure les grans famílies de materials.

La *Tecnologia dels materials* tracta, principalment, de com les tècniques de processament afecten l'*estructura*. És, per tant, una continuació natural de la *Ciència dels materials*. En aquest punt, és necessari parlar dels dos enfocaments que es podrien donar a la *Tecnologia dels materials*:

a) Des de les tècniques. Per exemple, quins tipus de premsa s'utilitza per forjar objectes de metall.

b) Des dels materials. Per exemple, com canvia l'estructura d'un metall quan es deforma per forja.

L'enfocament que seguirem principalment en aquests apunts és el segon. La descripció de les màquines o dels forns es limitarà pràcticament al mínim imprescindible per poder situar el tema i per poder-nos fer una idea general del procés industrial. Considerem que aquest és un aspecte de la tecnologia perfectament conegut pels operaris i tècnics de les empreses especialitzades i que, per tant, forma part del "saber fer" industrial.

1.3. Descripció del temari

Hem agrupat el temari en cinc grans temes que segueixen aquesta Introducció:

- II. Colament dels metalls
- III. Conformació per deformació
- IV. Conformació per sinterització
- V. Tractaments tèrmics
- VI. Corrosió

Ens limitarem a la descripció de la tecnologia dels materials metàl·lics. Tot i que, inicialment, ens havíem proposat una visió unificada de les tecnologies de les diverses famílies de materials (metalls, ceràmiques, polímers i compòsits), aquesta pretensió s'ha revelat molt difícil. Això és així atès que el comportament durant les operacions de processament varia molt d'una família a l'altra. Prenem com a exemple el cas del colament.

En el colament de metalls, el metall líquid s'aboca en un motlle. Atesa la bona fluïdesa del metall líquid, el valor de la viscositat és un paràmetre secundari del procés. Ben al contrari del que passa en els polímers. Els plàstics fosos són substàncies altament viscoses, la qual cosa dificulta el procés d'emplenament del motlle. En aquest cas, el coneixement del valor de la viscositat és essencial per controlar els processos de colament (en particular la injecció i l'extrusió). Pel que fa a les ceràmiques, no es colen en l'estat fos, sinó que es cola una suspensió aquosa de pólvores ceràmiques anomenada *barbotina*. Per aquesta i altres raons, resultaria molt difícil, doncs, pretendre una visió unificada dels processos de colament de les tres famílies de materials. Arribaríem a una conclusió semblant si analitzéssim els altres temes.

Per tal d'entendre el temari proposat (el contingut i també la seva estructura) podem donar una ullada general a les tècniques de conformació dels metalls. En el diagrama de flux de la figura es veu com estan relacionades les diverses tècniques de conformació (colament/sinterització, deformació i mecanització). El procés metal·lúrgic comença amb un lingot de colada o bé sinteritzat. Aquest lingot es deforma, posteriorment, en un seguit de processos que li van donant progressivament la forma desitjada. La peça acabada s'obté després d'operacions de mecanització i unió. El temari no inclou les tècniques de mecanització per dues raons. Primera, la mecanització és un aspecte de la Tecnologia dels materials que se sol tractar a bastament en els llibres dedicats a la *tecnologia mecànica*. Segona, es tracta d'un procés que, des d'un punt de vista metal·lúrgic, presenta un interès menor, ja que l'efecte sobre l'estructura del material és mínim.

Conformació de metalls

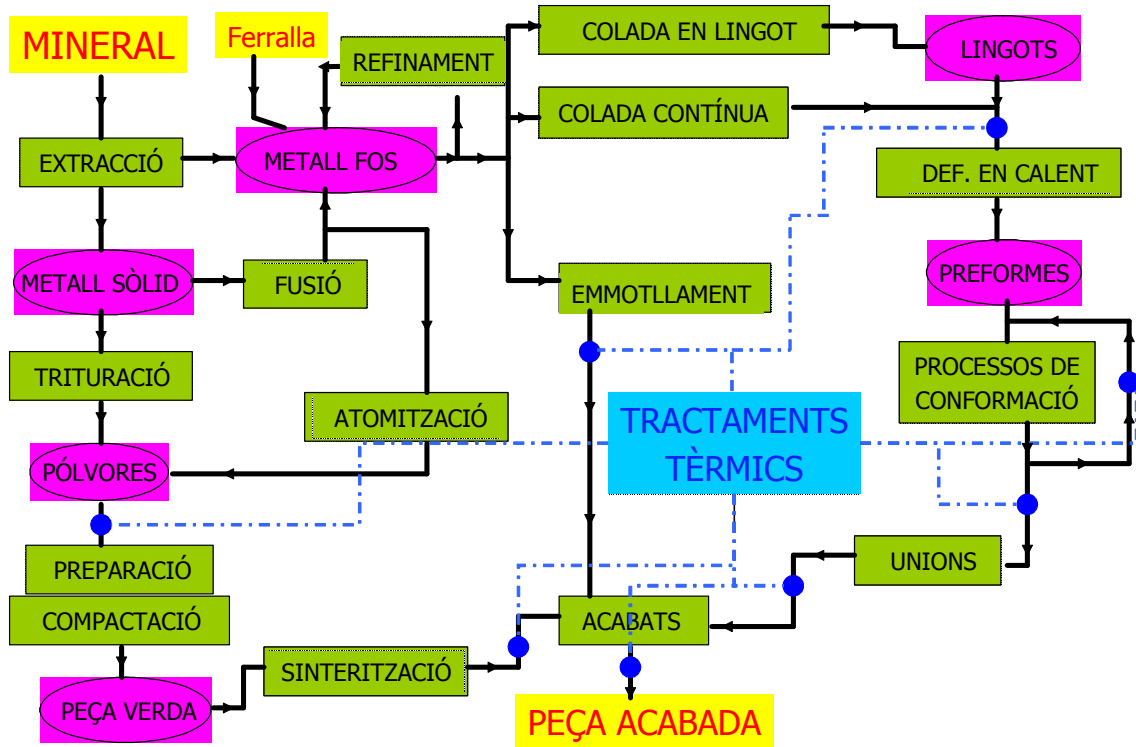


Figura 1.5. Diagrama de flux dels diferents processos per conformar metalls i obtenir una peça acabada.

1.4. Bibliografia general

Destaquem que, tot i que hi ha molts llibres amb un títol semblant a *Tecnologia metal·lúrgica*, pràcticament no hi ha cap llibre que reculli tots els temes que proposem desenvolupar. Per tant, com a bibliografia general, creiem més adequat algun llibre de *Ciència dels materials* en el qual els aspectes referents al processament estiguin mínimament desenvolupats.

En cada tema es detallarà la bibliografia específica.

2. Colament dels metalls

2.1. La pràctica del colament

El colament consisteix a abocar (colar) el metall líquid en un motlle (emmotllament), on se solidifica. Per a molts metalls, la seva història comença en una operació de fusió, amb la qual el metall es pot extreure dels seus minerals (Fe, Cu, Zn, Sn...). Els metalls que fonen a temperatures properes o inferiors a 1.000°C ja es colaven en temps prehistòrics (Au, Ag, Cu, bronze...). El cas del ferro és diferent, ja que fins al segle XVIII no va ser possible construir forns que arribessin a la seva elevada temperatura de fusió de 1.500°C. Tot i això, la humanitat ja utilitzava el ferro en temps antics extraient-lo del mineral per mitjans mecànics (la farga catalana). Per tant, tot i que el ferro ha estat el metall més utilitzat per la humanitat durant mil·lennis, no ha estat fins als dos darrers segles que s'ha pogut colar.

En aquest capítol, descriurem els aspectes més “externs”, més visibles, de la pràctica del colament, que fan referència a la peça sencera: com es fabrica, quant triga a solidificar-se i la contracció de la peça. Aquests aspectes són importants en la pràctica diària d'una foneria, ja que estan relacionats amb la productivitat i les toleràncies dimensionals. És l'aspecte extern del colament, que ens parla poc o gens de la qualitat del material.

2.1.1. Les tècniques de colament

D'una banda se solen agrupar les tècniques destinades a fabricar preformes que seran deformades en etapes posteriors:

- a) colament en lingotera: s'obtenen lingots
- b) colada contínua: s'obtenen perfils llargs

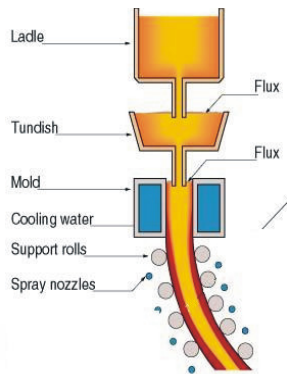


Figura 2.1. Esquema d'una colada contínua

De l'altra, hi ha un nombre enorme de tècniques destinades a colar peces amb la forma final desitjada. En general són les tècniques que s'anomenen d'*emmotllament*, ja que el material s'aboca dins d'un motlle. Entre moltes altres podem esmentar:

- a) Emmotllament en sorra: El motlle serveix només una vegada (Figura 2.2).

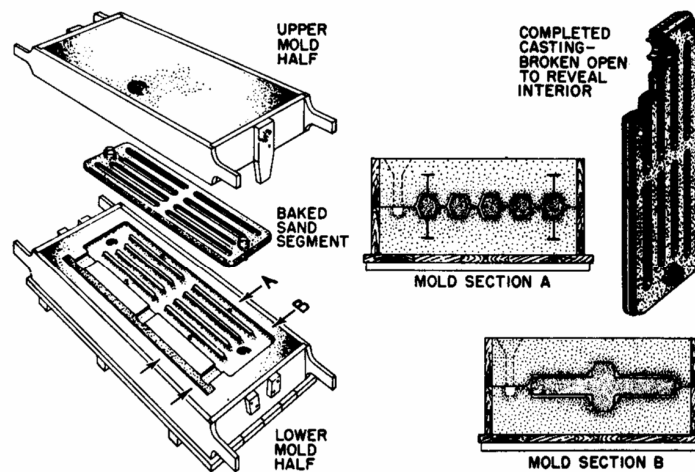


Figura 2.2. Esquema del processament per emmotllament en sorra d'un radiador

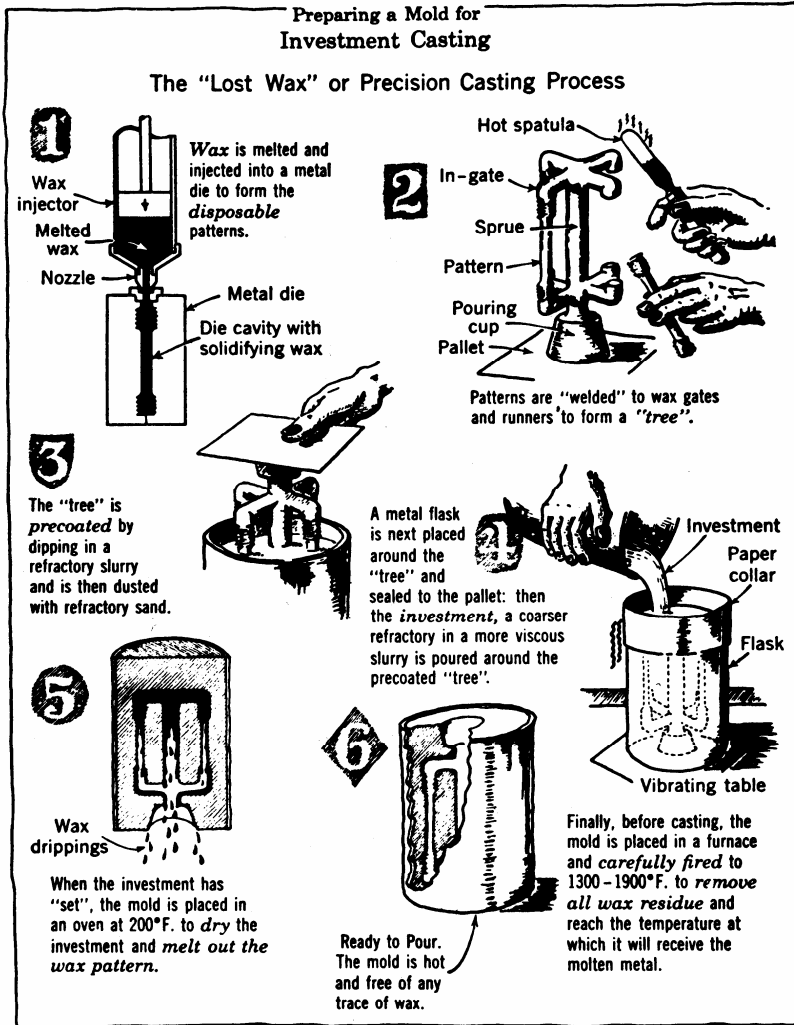


Figura 2.3. Preparació d'un motlle per a la tècnica d'emmotllament a la cera perduda

b) Emmotllament a la cera perduda: És un emmotllament de precisió que permet fabricar peces de geometria complexa. El motlle serveix, també, només una vegada (Figura 2.3).

c) Emmotllament a pressió: per a peces petites. La productivitat és molt elevada. El motlle és metàl·lic i està refrigerat. Només serveix per a metalls de baix punt de fusió, com ara l'alumini i el magnesi (Figura 2.4).

d) Emmotllament permanent. A diferència de l'emmotllament a pressió, el metall líquid entra per gravetat. S'utilitza per a peces grans.

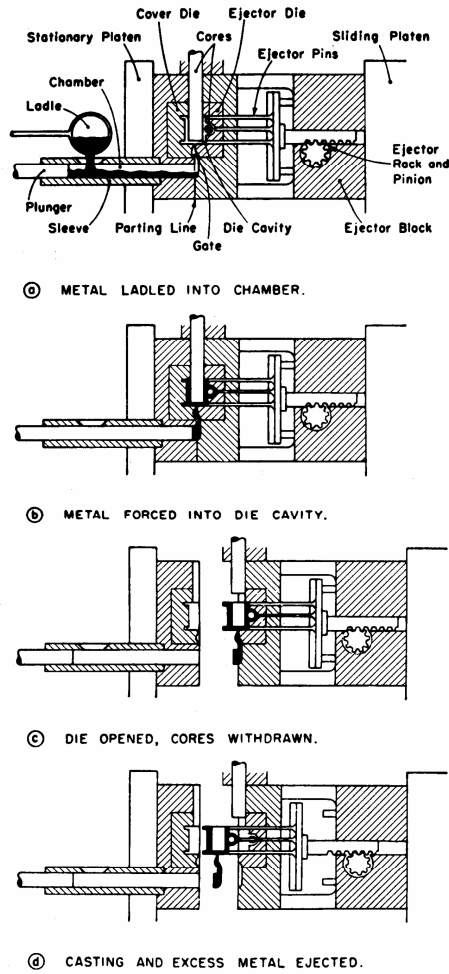


Figura 2.4. Emotllament a pressió d'una peça petita

2.1.2. Emplenament del motlle: colabilitat

En el moment de colar el líquid, la primera pregunta que ens podem fer és si arribarà a emplenar completament totes les cavitats del motlle. Com que el motlle és fred, es podria donar el cas que el metall se solidifiqués prematurament i obstruís, així, el pas del líquid. La seqüència de les figures següents il·lustra aquesta situació:

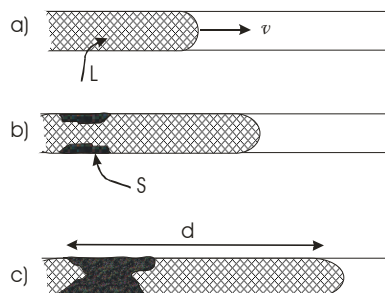


Figura 2.5. Obstrucció del pas del líquid durant la solidificació en un motlle: a) entrada del líquid al motlle; b) el líquid comença a solidificar-se a l'entrada, que és el punt on ha estat més temps en contacte amb el motlle fred; c) el pas del líquid ha quedat obstruït.

La distància D recorreguda dins del canal és una mesura de la colabilitat. Es pot entendre fàcilment que, per a un motlle determinat, la colabilitat s'incrementa quan:

- la temperatura del líquid és més elevada
- el líquid entra més ràpidament (per exemple, sota pressió)

Curiosament, en la majoria de situacions pràctiques la colabilitat no depèn de la viscositat. En la Figura 2.6 mostrem l'esquema d'un assaig típic de colabilitat.

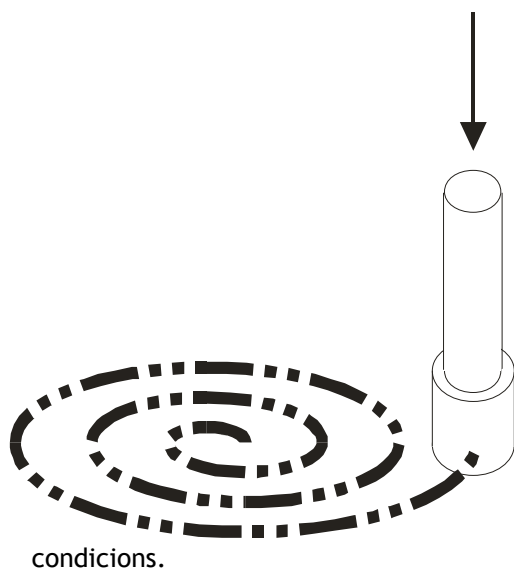


Figura 2.6. Esquema d'un assaig ideat per determinar la colabilitat d'un metall en unes certes condicions.

2.1.3. Dissipació tèrmica

El pas de líquid a sòlid comporta una disminució d'energia. Per tant, el procés requereix que la calor despresada es pugui extreure. Si no, la solidificació s'atura. La quantitat de calor despresada prové de dos fenòmens:

a) el refredament del líquid:

$$Q_R = M c_L (T_L - T_F) \quad (1)$$

on M és la massa del líquid, c_L és la calor específica del líquid, T_L és la temperatura d'aquest en el moment de colar i T_F , la temperatura de solidificació. La diferència $T_L - T_F$ s'anomena el *sobreescalfament*.

b) la calor de solidificació:

$$Q_F = M \cdot l \quad (2)$$

on l és la calor latent de solidificació.

La calor s'extreu a través del gruix de metall que ja s'ha solidificat i de les parets del motlle. En general, es crearà un perfil de temperatura com el de la Figura 2.7.

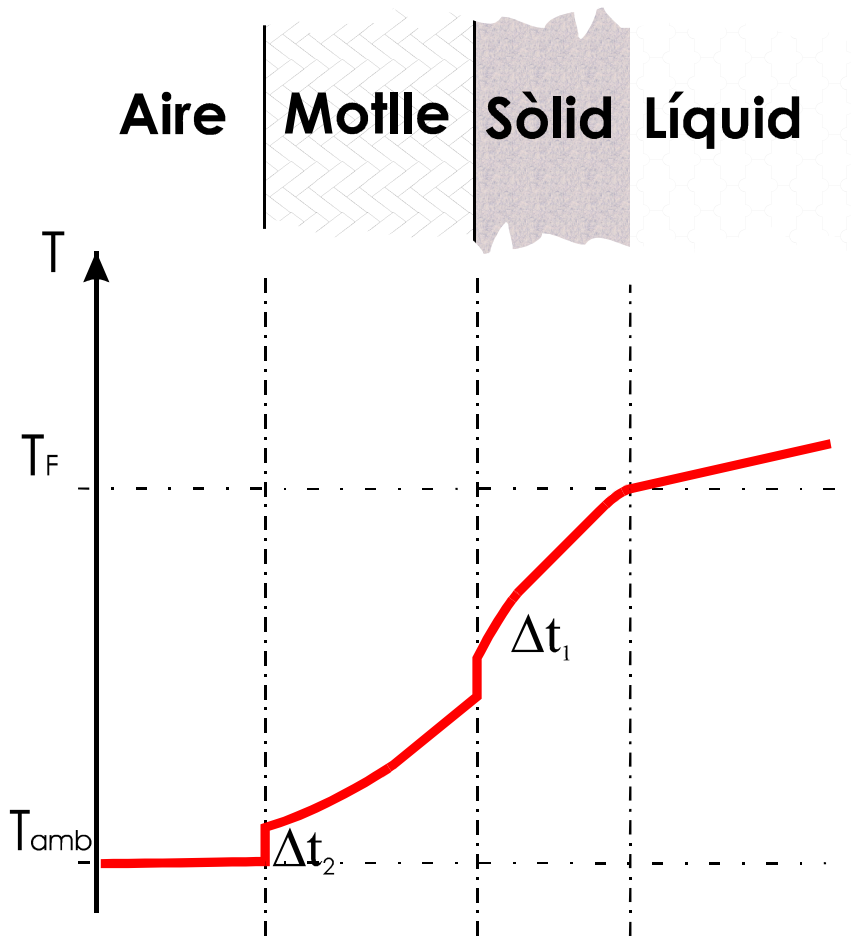


Figura 2.7. Perfil de temperatura durant la solidificació d'un metall

Els salts de temperatura entre el motlle i el sòlid, ΔT_1 , i entre el motlle i l'ambient, ΔT_2 , són deguts a les resistències de contacte. Per exemple, el sòlid en general no farà un bon contacte tèrmic amb el motlle i ΔT_1 limitarà la capacitat d'extracció de la calor.

2.1.4. Volum solidificat i temps de solidificació

Tot i que el càlcul del temps de solidificació és, en general, complex, hi ha dos casos extrems en els quals es pot arribar a expressions senzilles que s'acosten a la realitat.

a) *Dissipació dominada per la resistència motlle-sòlid.* És un cas vàlid per a motlles metàl·lics (bons conductors de la calor). El salt tèrmic es produirà, principalment, a la superfície interna del motlle (ΔT_1). Considerem, a més a més, que colem el líquid sense sobreescalfament ($T_L \approx T_F$).

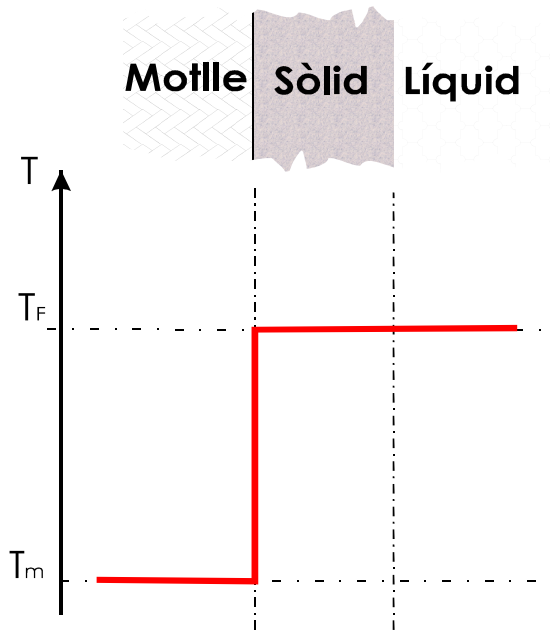


Figura 2.8. Perfil de temperatures per al cas de solidificació en què la dissipació està dominada per la resistència motlle-sòlid. És el cas dels motlles metàl·lics.

Per a un volum solidificat, V , s'haurà generat una quantitat de calor igual a

$$Q = V \cdot \rho_L \cdot l \quad (3)$$

on ρ_L és la densitat del líquid. La calor transportada per unitat de temps i d'àrea genera el salt tèrmic a la cara interna del motlle segons la fórmula:

$$\frac{Q}{A \cdot t} = h(T_F - T_m) \quad (4)$$

on h és la resistència tèrmica i T_m és la temperatura del motlle. De les dues equacions eliminem Q i obtenim:

$$V = A \frac{h(T_F - T_m)}{\rho_L \cdot l} t \quad (5)$$

o bé:

$$t = \frac{\rho_L \cdot l}{h(T_F - T_m)} \frac{V}{A} \quad (6)$$

Aquesta darrera fórmula ens dona el temps necessari per solidificar una peça de volum total V i àrea A . En aquest cas, el temps és proporcional al quocient V/A . La fórmula ens diu, també, que si el motlle està refrigerat (T_m baixa) el procés és més ràpid.

Exemple 1. S'injecta a pressió alumini dins d'un motlle refrigerat a 50°C. En aquestes condicions la peça se solidifica en 4 segons. Quant trigarà a solidificar-se si la temperatura del motlle és de 100°C? Nota: suposem que el líquid no està sobreescalfat. $T_F(\text{Al}) = 660^\circ\text{C}$.

El temps de solidificació quan la temperatura del motlle és T_{mi} val:

$$t_i = \frac{\rho_L \cdot l}{h(T_F - T_{mi})} \frac{V}{A}$$

Si dividim ordenadament per a les dues temperatures, obtenim:

$$\frac{t_1}{t_2} = \frac{T_F - T_{m2}}{T_F - T_{m1}} = 0,92 \quad \text{per tant,} \quad t_2 = \frac{t_1}{0,92} = 4,3 \text{ s}$$

b) *Dissipació dominada per la resistència del motlle.* És un cas vàlid per a motlles de sorra (aïllants) i peces de volum petit comparat amb el del motlle i de geometria senzilla. Sense sobreescalfament, el salt tèrmic es produirà a través de tot el gruix del motlle (vegeu la figura). Igual com abans, la calor despresada val $Q = V \cdot \rho_L \cdot l$. El terme que canvia és la calor que s'extreu per unitat de temps, ja que ara és proporcional al gradient de temperatura a la cara interna del motlle (lleï de Fourier del transport de la calor):

$$\frac{\Delta Q}{\Delta t \cdot A} = \kappa_m \frac{dT}{dx} \tag{7}$$

on κ_m és la conductivitat tèrmica del motlle.

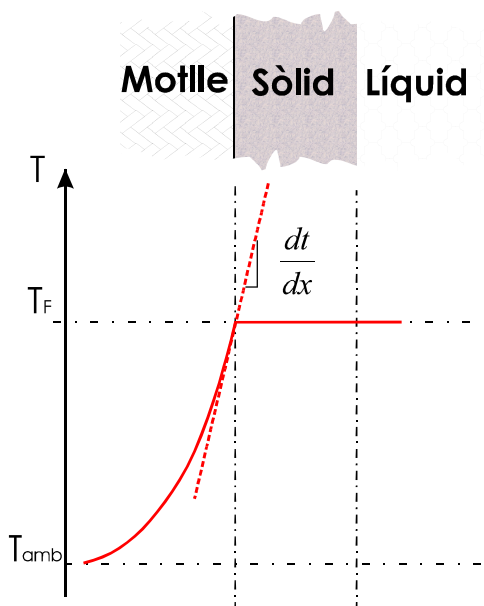


Figura 2.9. Perfil de temperatura en el cas de solidificació amb la dissipació dominada per la resistència del motlle. Seria el cas d'un motlle de sorra.

A mesura que el temps avança, el motlle es va escalfant i el gradient (dT/dx) disminueix (vegeu la Figura 2.10). És a dir, que la solidificació és cada vegada més lenta. En conseqüència, el volum solidificat no serà proporcional al temps (com en el cas *a*). Es pot demostrar que la relació entre el volum solidificat i el temps és donat per la fórmula:

$$V = \frac{1}{\sqrt{C}} A \sqrt{t} \quad \text{o bé} \quad t = C \left(\frac{V}{A} \right)^2 \quad (8)$$

coneguda com la *regla de Chvorinov*, on C és una constant que depèn del metall colat i del material del motlle:

$$C = \frac{\pi}{4} \left(\frac{\rho_L l}{T_F - T_{amb}} \right)^2 \left(\frac{1}{\kappa_m \rho_m c_m} \right) \quad (9)$$

El primer terme entre parèntesis conté només paràmetres del metall colat, mentre que el segon terme depèn de les propietats tèrmiques del motlle.

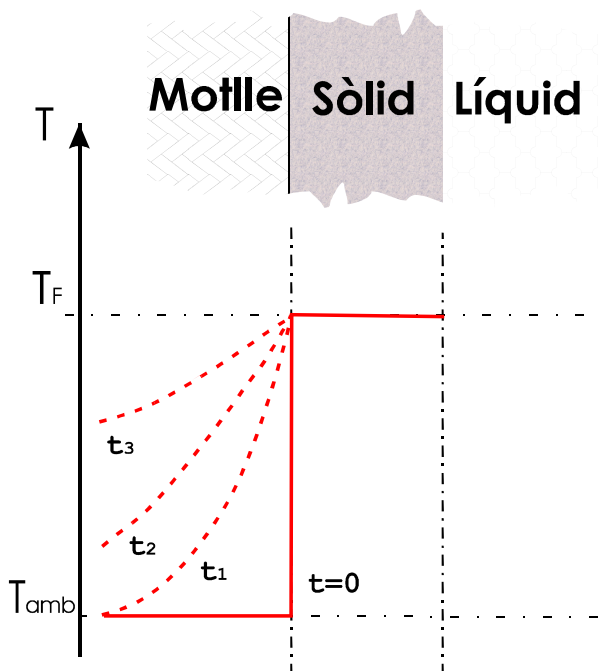


Figura 2.10. El gradient de temperatura va disminuint a mesura que el motlle es va escalfant.

Comparem les solucions dels dos casos (a i b) en una mateixa gràfica (Figura 2.11). Veiem que, quan el motlle és de sorra, el temps de solidificació creix ràpidament per a peces gruixudes (V/A gran) i que aquesta tendència és més accentuada en el cas del motlle de sorra (b).

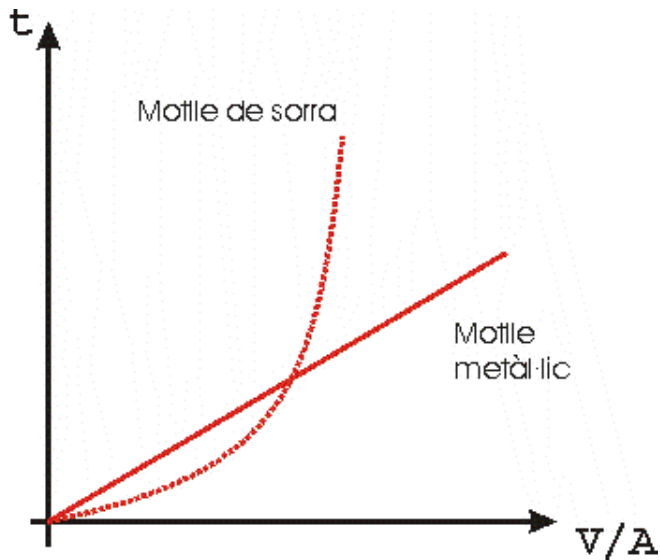


Figura 2.11. Comparació del temps de solidificació en un motlle metàl·lic i un de sorra

Exemple 2. En un motlle de sorra, una peça esfèrica massissa triga 5 minuts a solidificar-se. Quant trigarà un cilindre massís del mateix radi i de longitud $3R$? Quin seria el resultat si la barra fos molt llarga?

Com que el motlle és del mateix material i del mateix metall en els dos casos, la constant C pren el mateix valor. Podem escriure, doncs:

$$t_E = C \left(\frac{V}{A} \right)_E^2 = C \left(\frac{R}{3} \right)^2 \quad \text{i} \quad t_C = C \left(\frac{V}{A} \right)_C^2 = C \left(\frac{3R}{8} \right)^2$$

on els subíndexs E i C signifiquen “esfera” i “cilindre”, respectivament, i hem calculat la relació V/A en cada cas. Si dividim ordenadament, obtenim:

$$t_C = \left(\frac{9}{8} \right)^2 t_E = 1,27 t_E = 6,35 \text{ min.}$$

Si la barra fos molt llarga, llavors,

$$\left(\frac{V}{A} \right)_C = \frac{R}{2} \quad \text{i obtindríem} \quad t_C = \left(\frac{3}{2} \right)^2 t_E = 11,25 \text{ min.}$$

2.1.5. Contracció

El refredament i la solidificació normalment comporten una contracció del volum del material. De fet, hi ha molt pocs metalls que es dilaten durant la solidificació. En general, podem escriure la fórmula següent, que ens permet calcular la contracció total des de l'estat líquid fins a l'estat sòlid a temperatura ambient:

$$\frac{\Delta V}{V} = 3\alpha_S (T_F - T_{amb}) + \delta_F + 3\alpha_L (T_L - T_F) \quad (10)$$

on V és el volum del líquid i ΔV és la variació de volum total; α_i són els coeficients de dilatació lineal ($\alpha > 0$) i δ_F és la contracció volumètrica per solidificació (normalment, $\delta_F > 0$).

Com que el líquid emplena tota la cavitat del motlle, resulta que les peces solen ser més petites que la cavitat. Si es volen toleràncies dimensionals estretes, aquest efecte s'ha de tenir en compte i dissenyar una cavitat lleugerament més gran. De tota manera, s'ha de remarcar que pel colament és difícil obtenir una bona precisió dimensional.

Una manera de contrarestar parcialment la contracció és amb l'ús de reservoris de líquid, anomenats *massalotes*. En la Figura 2.12 s'explica l'efecte que tenen sobre el *xuclet*.

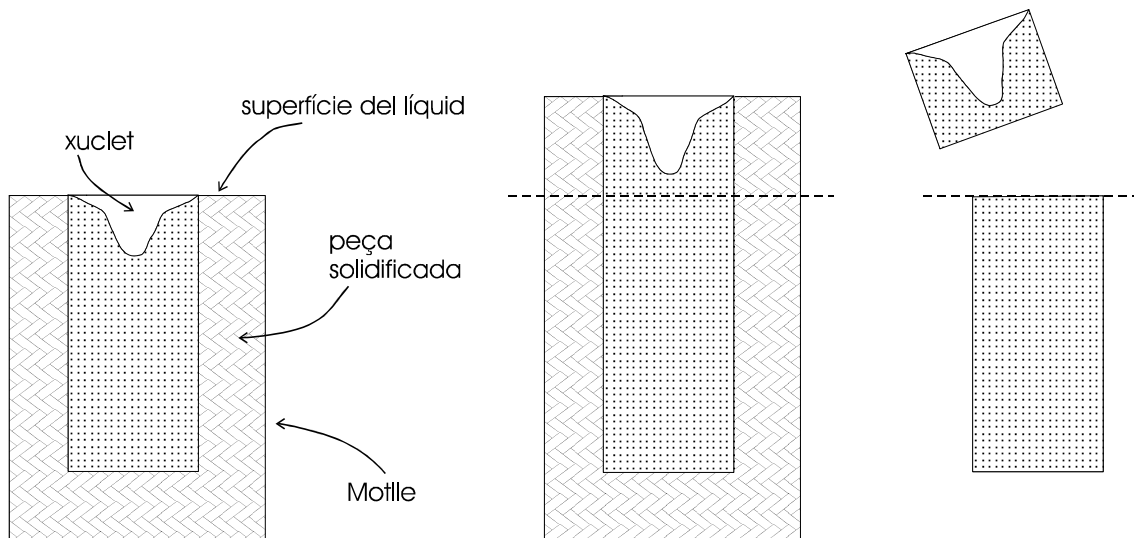


Figura 2.12. Ús de les massalotes per eliminar l'efecte del xuclet.

Exemple 3. Les densitats del coure sòlid i líquid, mesurades a la temperatura de fusió, valen $8,48 \text{ g/cm}^3$ i $7,97 \text{ g/cm}^3$, respectivament. Calculem el valor de δ_F . Calculem el volum d'una peça solidificada si el del motlle és de 20 cm^3 .

Clarament la variació de la densitat indica que una massa donada de coure, m , ocupa un volum més gran en l'estat líquid. La conservació de la massa ens permet escriure l'equació:

$$V_S \rho_S = V_L \rho_L \quad \text{que, juntament amb la definició} \quad \Delta V \equiv V_L - V_S,$$

ens porta a la relació buscada: $\left. \frac{\Delta V}{V_L} \right|_{T_f} = 1 - \left. \frac{\rho_L}{\rho_S} \right|_{T_f}$. Com que el canvi de volum és

a la temperatura de fusió, correspon justament a δ_F , que valdrà: $\delta_F = 6\%$. El volum de la peça serà, doncs, de $18,8 \text{ cm}^3$.

2.2. Metalls colats

Un cop hem vist com és la pràctica del colament “per fora”, analitzarem ara quins són els trets estructurals típics d’un metall colat. Podríem dir que els metalls colats tenen una microestructura tan característica (mostrada en la Figura 2.13 següent) que, normalment, l’observació al microscopi d’una peça ens revela si ha estat efectivament colada.

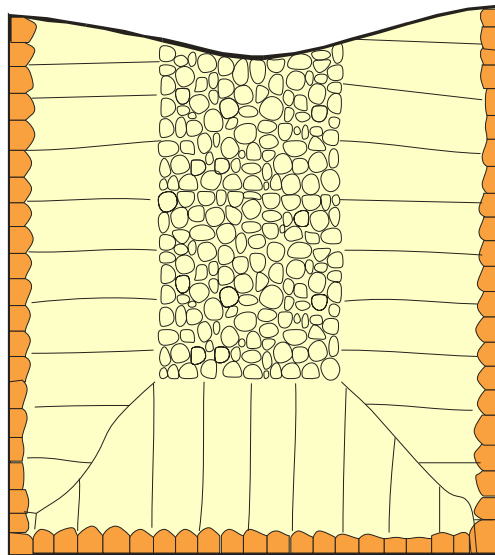


Figura 2.13. Microestructura característica d’un metall colat

2.2.1. Microestructura dels metalls colats

Pel que fa a la seva influència sobre les *propietats*, els aspectes més importants de la seva *estructura* són els següents:

- a) mida i forma dels grans
- b) porositat
- c) heterogeneïtats de composició (*segregació*)

Aquesta estructura és el resultat del procés de solidificació, el qual es pot controlar, entre d’altres, amb els paràmetres següents:

- a) tipus de motlle i condicions d’emplenament
- b) temperatura del metall fos (*sobreescalfament*)
- c) control de la dilatació tèrmica
- d) ús d’agents nucleants

L’efecte de cadascun d’aquests paràmetres anirà sortint en aquest capítol o bé en els capítols que segueixen.

2.2.2. Mida i forma dels grans

L'estructura típica dels grans en un lingot colat és la que es mostra en la Figura 2.13:

a) Grans equiaxials 1. Es formen en el moment en què el líquid toca la paret freda del motlle. És una capa molt prima. Per “equiaxials” entenem que l'orientació cristal·logràfica dels diferents grans és aleatòria.

b) Grans columnars. És el sòlid que creix per nucleació heterogènia sobre els grans equiaxials 1. Atès que la nucleació és heterogènia, no cal que el líquid sigui gaire més fred que la temperatura de fusió (T_F) perquè puguin créixer.

c) Grans equiaxials 2. Quan la temperatura del líquid és prou baixa, nucleen cristalls al si del líquid. Són grans de dimensions menors que els columnars.

2.2.2.a. Control de l'estructura dels grans

L'estructura dels grans es pot controlar de diverses maneres:

1) Amb la *velocitat de refredament*. Si refredem de pressa els grans columnars creixen ràpidament (desenvoluparem aquest aspecte en profunditat en el capítol següent).

2) *Introduint agents nucleants*. Si al líquid s'introdueixen partícules petites sòlides, els grans equiaxials poden nuclear sobre la seva superfície a temperatures més elevades. Com que la nucleació és afavorida, aquestes partícules s'anomenen *agents nucleants*. El resultat serà una estructura de grans equiaxials menors que dominarà i, fins i tot, evitarà l'aparició de grans columnars. L'estructura serà, doncs, més fina. Per això, també s'anomenen *refinadors de gra*.

3) Amb el control de la longitud de les *dendrites* (també el desenvoluparem en el capítol següent).

2.2.3. Porositat

Consisteix en l'aparició de porus i cavitats dins del material. Depenent de la mida de les cavitats es parla de *macroporositat* i de *microporositat*. S'origina per dos mecanismes que, en principi, són independents: a) la *contracció de solidificació* (δ_F en el capítol anterior) i b) el despreniment de gasos.

En general els *macroporus* o *cavitats internes* es poden evitar amb un disseny adequat del motlle o revisant el sistema d'emplenament. La Figura 2.14 n'és un exemple.

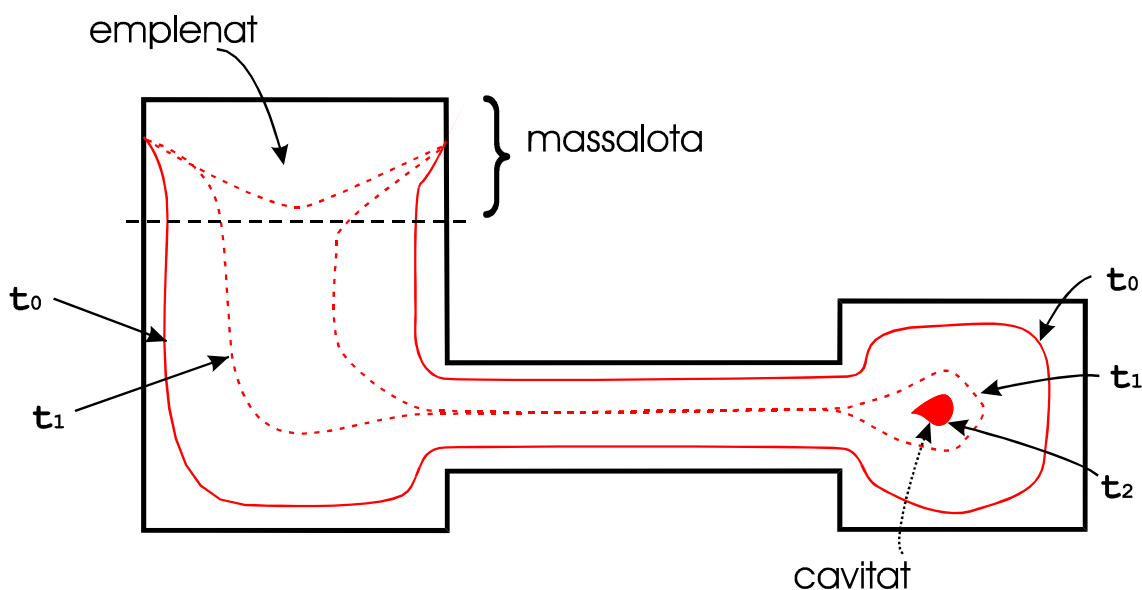


Figura 2.14. Formació de macroporus durant la solidificació en un motlle

Les corbes de la Figura 2.14 representen la superfície del sòlid en diversos temps a mesura que la solidificació avança. En l'exemple de la figura, resulta que el canal s'ha tancat al pas del líquid en el temps t_1 quan a la cavitat de la dreta encara no s'ha solidificat tot el líquid. Quan el líquid finalment acaba de solidificar-se, el defecte de volum relacionat amb la contracció de solidificació ja no es podrà emplenar amb el líquid provinent de la massalota i apareixerà un macroporus. Aquest problema es pot resoldre amb un disseny convenient del motlle. Es podria, per exemple, utilitzar una massalota addicional a la dreta (Figura 2.15). Si s'opta per una massalota única, es pot incrementar la velocitat de solidificació a la cavitat de la dreta refrigerant el motlle en aquesta zona (Figura 2.16).

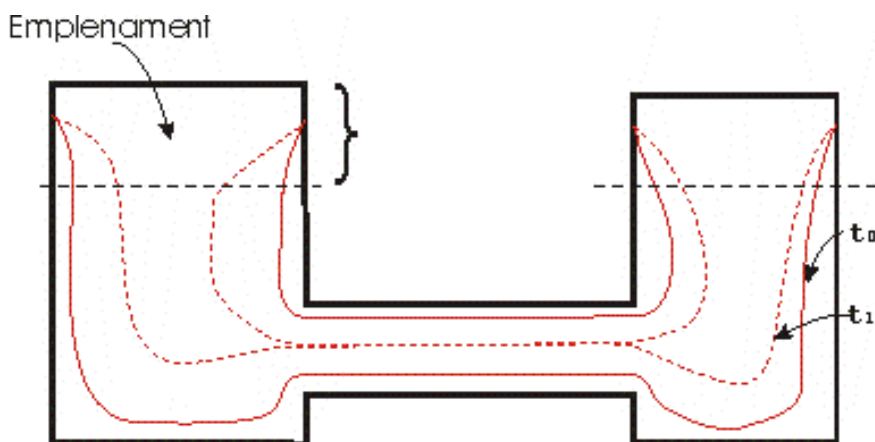


Figura 2.15. Massalota addicional a la dreta

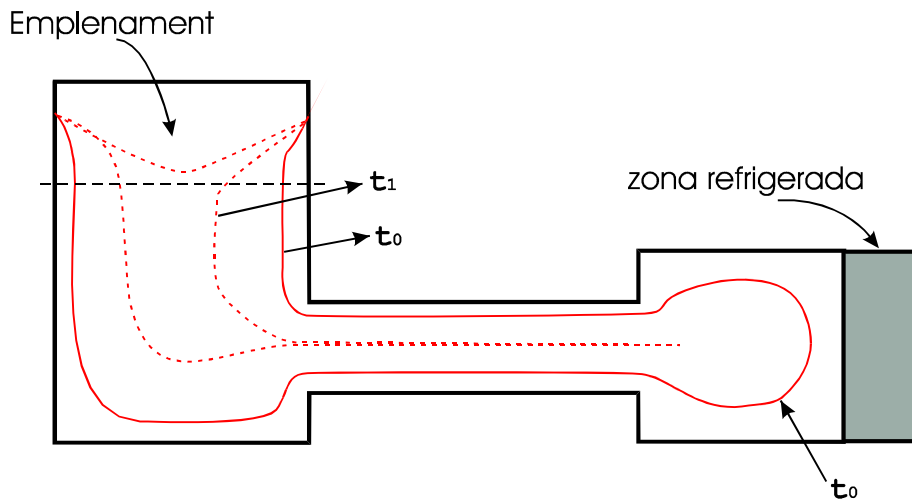


Figura 2.16. Control de la velocitat de solidificació

2.2.3.a. Microporositat i creixement dendrític

Pel que fa a la *microporositat*, sol provenir del creixement en forma de *dendrites*. En moltes situacions, els grans equiaxials creixen amb una superfície que no és plana, sinó que penetra dins del líquid en forma de ramificacions anomenades *dendrites* (vegeu la Figura 2.17).

A mesura que la fracció solidificada és més gran, els canals interdendrítics es tornen més estrets, la qual cosa dificulta l'alimentació necessària del líquid per contrarestar la contracció del darrer líquid que hi queda confinat. Com a resultat apareixen infinitat de petits porus alineats segons l'eix de les dendrites.

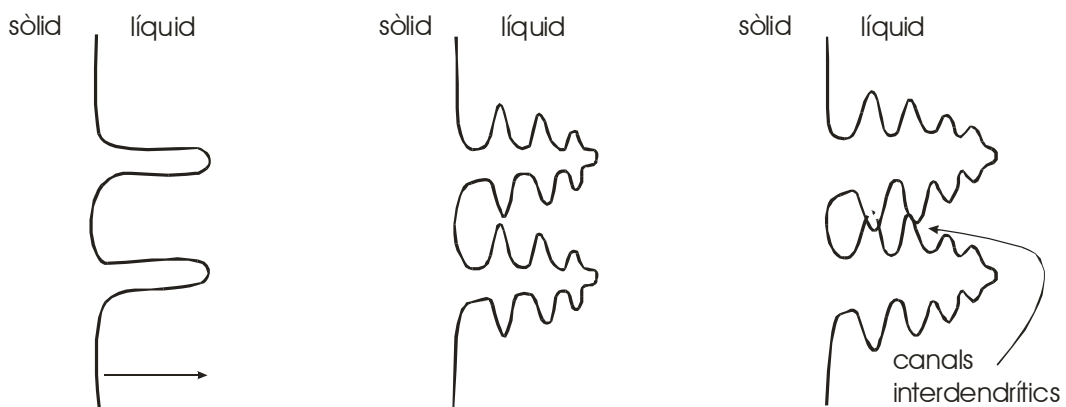


Figura 2.17. Creixement dendrític durant la solidificació

2.2.3.b. Microporositat i despreniment de gasos

Quan el creixement és dendrític, la formació de microporus pot ser encara afavorida si el metall líquid conté gasos dissolts. En general, atès el contacte del líquid amb l'atmosfera i amb les resines del motlle (si és de sorra), aquest sol contenir dissolts, entre d'altres gasos, oxigen, nitrogen i hidrogen. La solubilitat dels gasos disminueix dins del líquid quan aquest es troba en depressió i apareixeran bombolles quan la pressió disminueixi per sota d'un valor crític. Aquesta situació es pot donar fàcilment als espais interdendrítics, tal com ho expliquem tot seguit amb l'ajuda de la Figura 2.18.

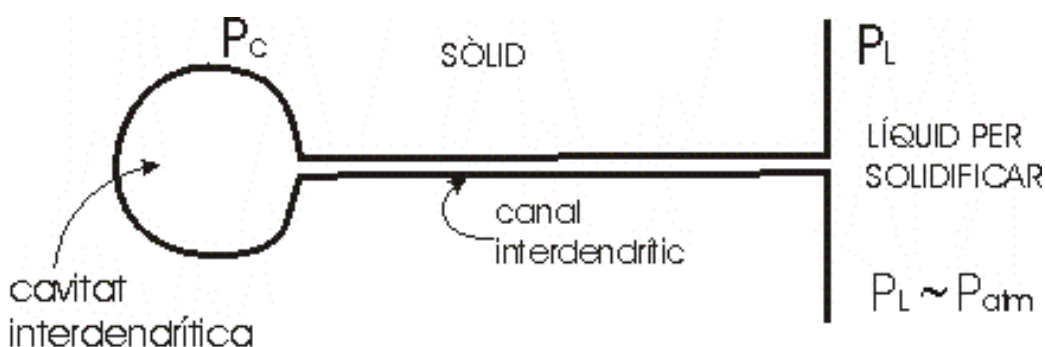


Figura 2.18. Formació de microporositat per l'aparició de bombolles causades per gasos dissolts al líquid

Podem considerar que les cavitats interdendrítiques s'alimenten a través de canals interdendrítics cada cop més estrets. El cabal del líquid cap a les cavitats produeix, d'acord amb les lleis que regeixen el pas de fluids per canonades, una pèrdua de càrrega, de manera que la pressió a la cavitat serà inferior a la pressió del líquid. Aquesta depressió s'incrementa quan els canals són més estrets (a mesura que la solidificació avança). En el moment en què la pressió sigui inferior al seu valor crític, apareixeran bombolles.

Fins i tot encara que el creixement no sigui dendrític, poden aparèixer bombolles de gas dins del líquid si la solubilitat disminueix amb la temperatura. En aquest cas, per sota d'una determinada temperatura, les bombolles apareixeran a tot el volum del líquid. Així és com es fabriquen els *acers efervescents*, en els quals es desprèn oxigen que, per reacció amb el carboni de l'acer, forma CO_2 .

2.2.3.c. Control de la microporositat

La microporositat es pot reduir evitant les causes que la produeixen i que acabem de descriure. D'una banda, s'ha de procurar que el metall líquid dissolgui una quantitat mínima de gasos. Això es pot aconseguir durant el colament del líquid dins del motlle:

- colant el líquid a temperatura baixa (menor solubilitat dels gasos)
- evitant turbulències (el líquid no arrossega l'aire)

- disminuint la fracció d'aigua i aglomerant als motlles de sorra (no es generen gasos per descomposició)

En casos especialment delicats es pot colar al buit.

De l'altra, s'ha d'evitar que quedi líquid confinat dins dels espais interdendrítics. Això s'aconsegueix incrementant la fluència del líquid pels canals. Per exemple: a) aplicant una pressió externa sobre el líquid (colament a pressió o *squeeze casting*) o b) afegint plom al líquid.

2.2.4. Inhomogeneïtats de composició: segregació

Analitzem l'evolució de la concentració durant el procés de solidificació d'una solució sòlida de composició (mitjana) x_0 . Considerarem dues situacions: a) solidificació en condicions d'equilibri (ideal, extremadament lenta) i b) solidificació fora de l'equilibri (situació normal).

a) Solidificació d'equilibri

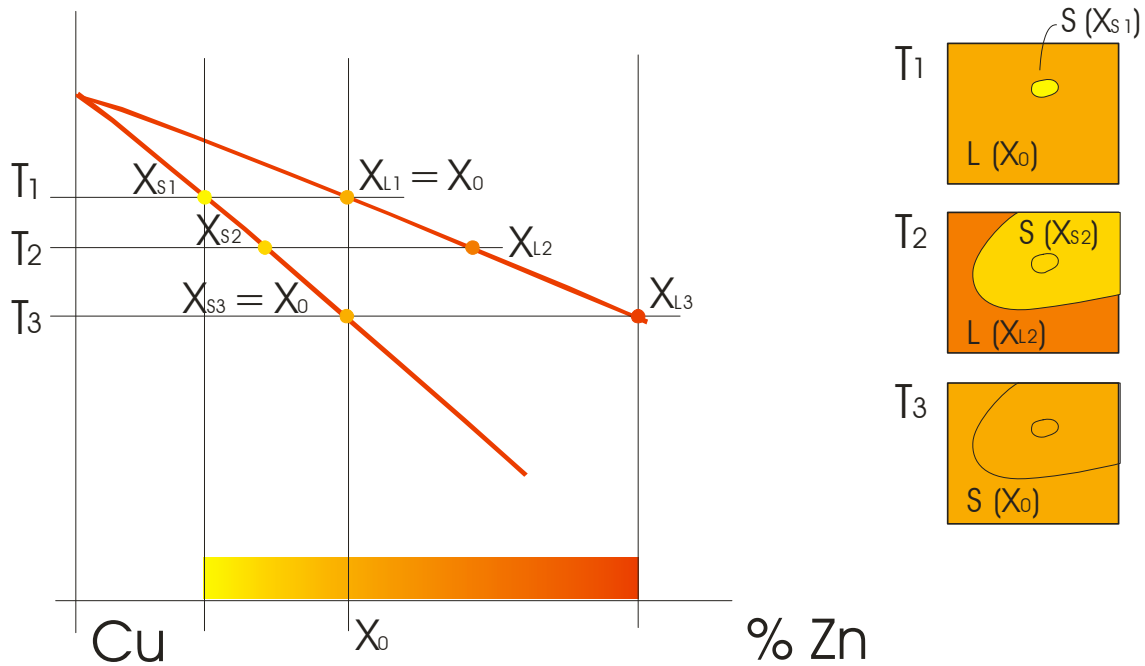


Figura 2.19. Solidificació d'equilibri (extremadament lenta)

Segons el diagrama de fases de la figura, el primer sòlid que apareix tindrà la concentració $x_{s1} < x_0$. Quan el conjunt es refreda fins a T_2 , el diagrama de fases ens indica que l'estat d'equilibri consisteix en un sòlid de composició x_{s2} i un líquid de composició x_{L2} . Fixem-nos que, segons el diagrama de fases, la composició del sòlid és homogènia. El primer sòlid format a la temperatura T_1 ha canviat, per tant, la composició de x_{s1} a x_{s2} . Al final del procés, l'aliatge serà un sòlid de composició homogènia igual a x_0 .

b) Solidificació fora de l'equilibri

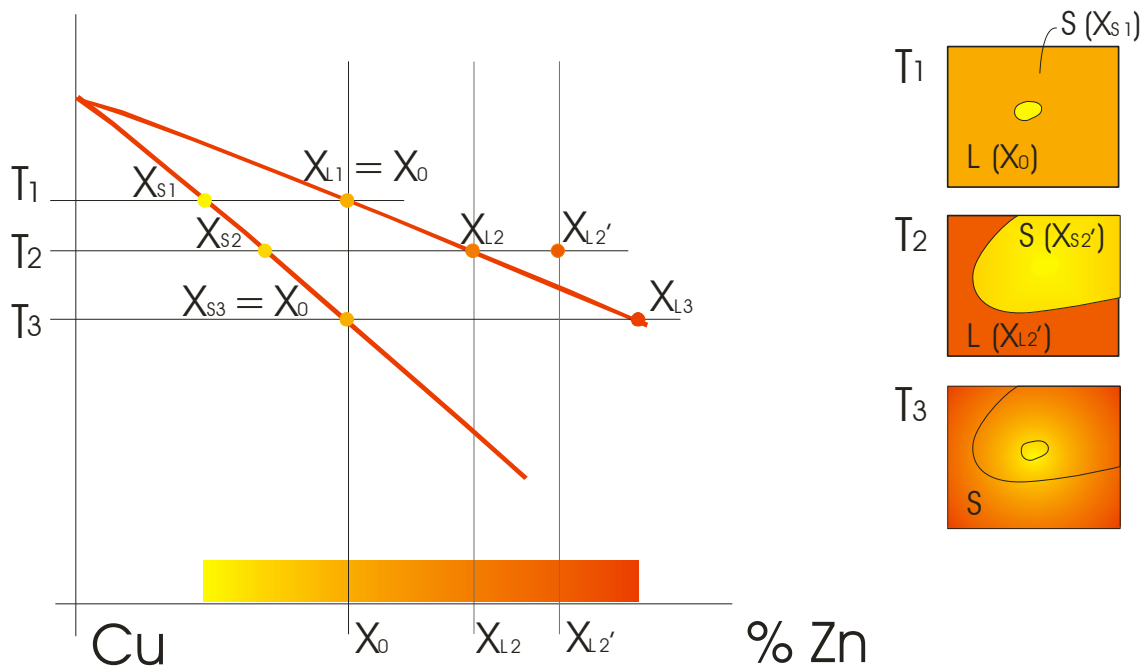


Figura 2.20. Solidificació fora de l'equilibri (és la situació més habitual).

En realitat, la solidificació d'equilibri és pràcticament impossible d'obtenir en la pràctica industrial, ja que els àtoms de solut es desplacen per difusió molt lentament dins del sòlid. Vegem-ho. Imaginem que a T_2 el sòlid té una concentració de solut igual a x'_{S2} ($x'_{S2} < x_0$). El solut que manca al sòlid per arribar a la concentració mitjana, x_0 , es troba al líquid que encara queda, per tant, $x'_{L2} > x_0$. Si refredem per sota T_2 , resultarà que el líquid que se solidifica ara conté més solut que l'aliatge i, per tant, el sòlid que ara es formarà serà més ric en solut. És a dir, $x'_{S3} > x'_{S2}$. Podem imaginar, doncs, com si l'aliatge s'anés solidificant "per capes" de concentració cada vegada més elevada.

Fixem-nos que si la solidificació fos molt lenta, la difusió podria igualar les concentracions dins del sòlid i retrobaríem la situació analitzada en l'apartat a).

2.2.4.a. Tipus de segregació

Segons les distàncies que abasten les variacions de composició es parla de *macrosegregació* o *microsegregació*. La *microsegregació* correspon a variacions de composició dins de cada gra. La *macrosegregació* correspon a distàncies macroscòpiques, per exemple del centre a la superfície de la peça. Un cas especial de macrosegregació és el que s'anomena *segregació inversa*. S'origina com a resultat de la contracció de solidificació. A causa de la depressió entre els espais interdendrítics pot ser que el darrer líquid ric en solut que es troba al centre del lingot acabi sent succionat i, a través dels canals interdendrítics, aparegui finalment a la superfície de la peça (vegeu la Figura 2.21).

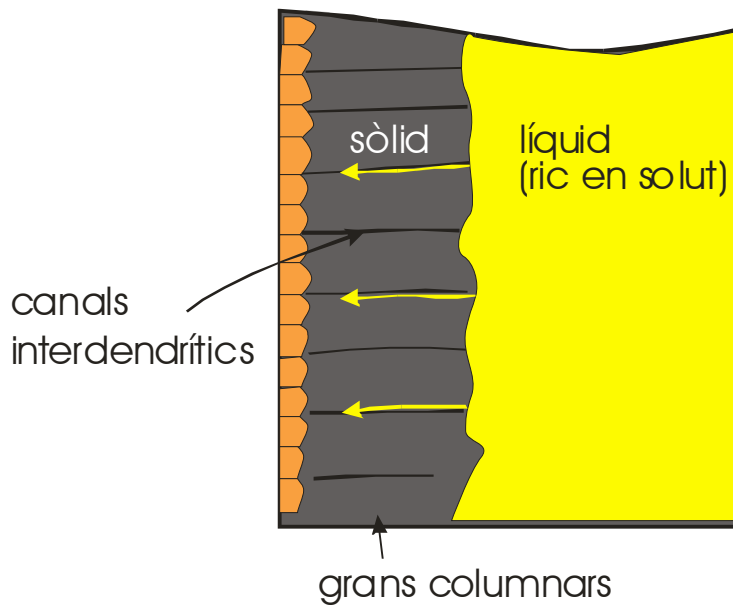


Figura 2.21. Segregació inversa: a causa de les contraccions de solidificació, el líquid ric en solut circula cap a la superfície a través dels canals interdendrítics.

2.2.4.b. Control de la segregació

La segregació és un fenomen inherent a la solidificació dels aliatges que formen la solució sòlida i, per tant, no es pot evitar. *A posteriori*, un cop la peça ja s'ha solidificat, es pot eliminar la *microsegregació* amb el tractament tèrmic d'*homogeneïtzació*. Tanmateix, la *macrosegregació* no es pot eliminar.

2.2.5. Efecte sobre les propietats

La *porositat* redueix les propietats resistents del material: disminueix la resistència, el límit elàstic i el mòdul de Young. També redueix la ductilitat. La *segregació* redueix la resistència a la corrosió. Pel que fa a l'*estructura dels grans*, recordem que, en general, les propietats mecàniques milloren si el gra és petit i homogeni. Per tant, sol ser preferible una estructura de *grans equiaxials* petits. En els metalls colats, aquest tipus d'estructura presenta avantatges addicionals, ja que els porus són menors i estan més ben distribuïts i, com que els grans estan orientats a l'atzar (equiaxials), les propietats són isòtropes. Els grans *columnars* solen generar regions de baixa resistència per acumulació localitzada de porus, tal com s'indica en la Figura 2.22.

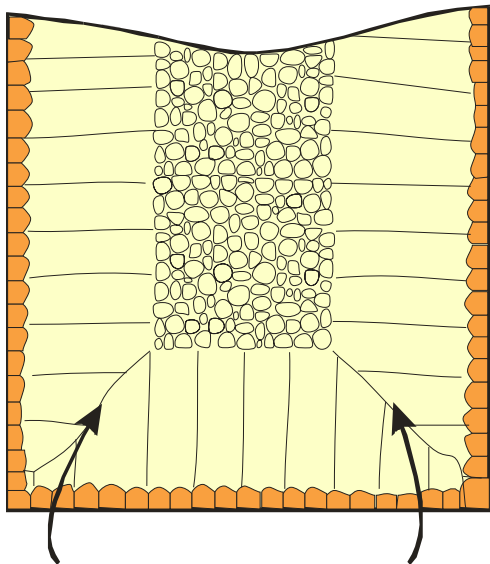


Figura 2.22. Microestructura característica d'un metall colat

línies de baixa resistència,
amb possibilitats de cavitats

Aquests efectes sobre les propietats que hem descrit són importants quan la peça colada s'utilitza tal qual. Tanmateix, l'estructura millora considerablement quan el metall colat se sotmet a una *deformació en calent*.

2.3. Solidificació unidireccional plana

En aquest capítol, analitzarem com es controla la *velocitat de solidificació*. Veurem, també, com la distribució de solut dins la peça (la *segregació*) depèn de la velocitat de solidificació. Per tant, analitzarem com un tret important de l'*estructura* dels metalls colats com és la segregació es pot controlar amb els paràmetres de processament.

2.3.1. Definicions

S'entén per *solidificació unidireccional* aquella en la qual el sòlid creix des d'una de les cares del motlle. En conjunt, la interfície sòlid-líquid (S-L) avança en una única direcció.

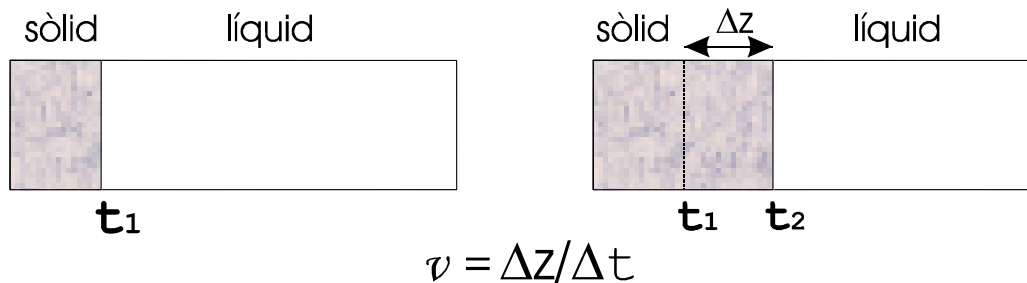


Figura 2.23. La velocitat de solidificació és la velocitat a què avança la interfície sòlid-líquid.

La velocitat de *solidificació*, v , és la velocitat a què avança la interfície, és a dir:

$$v \equiv \frac{\Delta z}{\Delta t} \quad (11)$$

Aquestes definicions es poden aplicar tant en el cas d'una *interfície plana* com d'una *interfície dendrítica* (vegeu la Figura 2.24). És a dir, que la solidificació unidireccional es pot produir perfectament encara que la interfície sigui dendrítica.

2.3.2. Exemples de solidificació unidireccional

La solidificació unidireccional s'utilitza per fer créixer monocristalls o bé cristalls molt llargs que abasten tota la llargada de la peça. Les aplicacions més importants dels monocristalls són en microelectrònica i en materials òptics (emissors làser d'estat sòlid). Detallem les tècniques utilitzades més corrents en les figures: el mètode de Bridgman (*boat method*), el mètode de Czochralski (*crystal pulling*) i el mètode de la zona flotant. Els àleps de turbina són l'exemple més important de solidificació unidireccional controlada, pel que fa a materials estructurals.

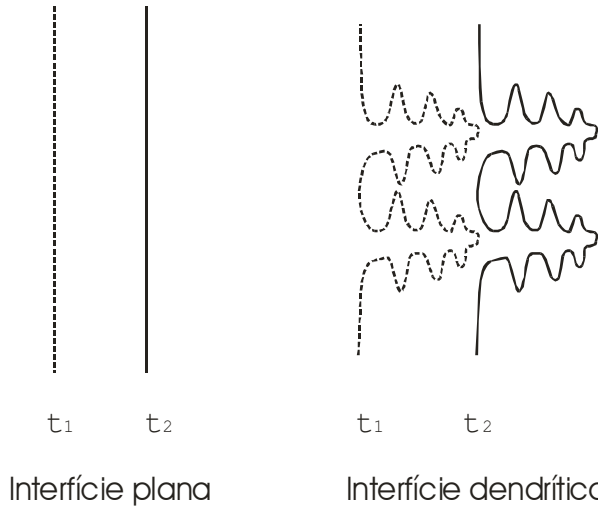


Figura 2.24. Solidificació unidireccional amb interfície plana i amb interfície dendrítica

D'altra banda, la solidificació unidireccional pot produir-se en només una part del lingot i dóna lloc a la formació dels grans columnars.

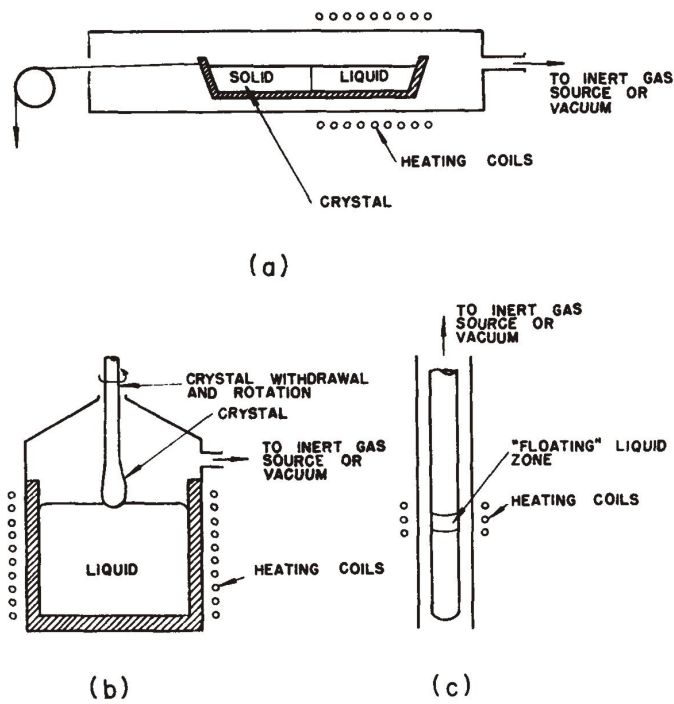


Figura 2.25. Exemples de solidificació unidireccional per a l'obtenció de monocristalls

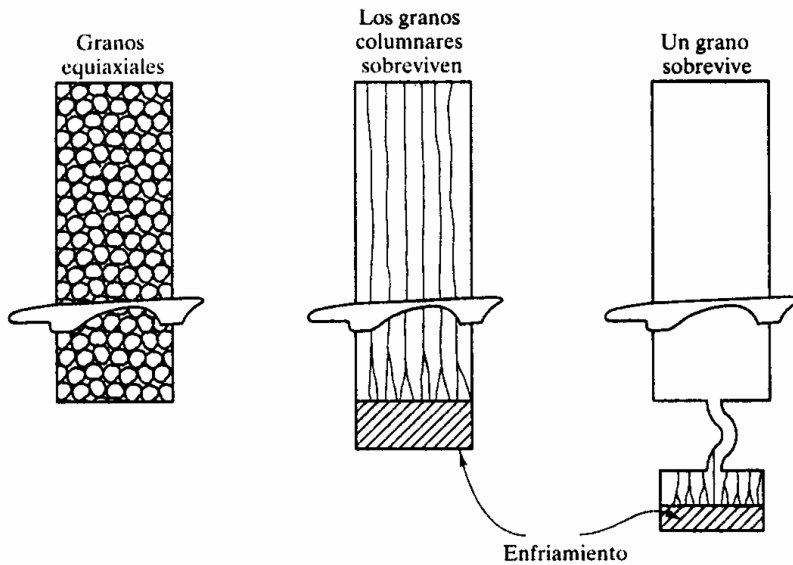


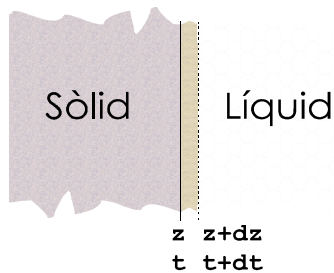
Figura 2.26. Exemple de solidificació unidireccional per produir àleps monocristal·lins

2.3.3. Velocitat de solidificació

Vegem com la velocitat de solidificació, v , depèn del perfil de temperatura prop de la interfície S-L. Imaginem que en un interval de temps, dt , la interfície ha avançat $dz = dt \cdot v$. A causa de la solidificació, es despendrà una quantitat de calor igual a:

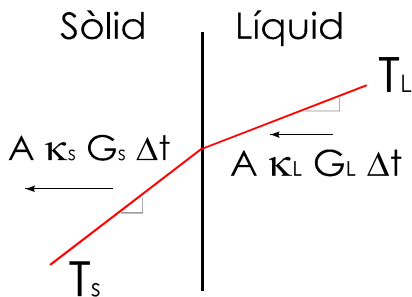
$$Q = \rho A(dt \cdot v)l \tag{12}$$

on A és l'àrea de la interfície, ρ , la densitat i l , la calor latent de fusió.



La solidificació només és possible si aquesta calor s'extreu de la interfície. És a dir, que ha d'arribar menys calor que la que se'n va. La diferència serà, precisament, la calor de solidificació:

$$Q = Q_s \left(\begin{matrix} \text{que surt} \\ \text{cap al sòlid} \end{matrix} \right) - Q_L \left(\begin{matrix} \text{que ve} \\ \text{del líquid} \end{matrix} \right) \tag{13}$$



Les calors transportades a través del sòlid i del líquid segueixen la llei de Fourier,

$$Q_i = A \kappa_i dt \frac{dT}{dz} \Big|_i \equiv A dt G_i \tag{14}$$

Figura 2.27

on G_i és el gradient de la temperatura pel costat del sòlid ($i = S$) o del líquid ($i = L$) i κ_i , la conductivitat tèrmica. Si substituïm l'eq.(13) en l'eq.(14) obtenim:

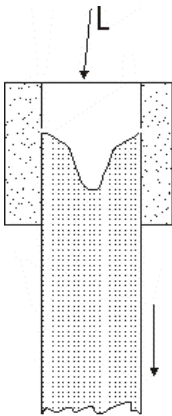
$$Q = A dt(\kappa_S G_S - \kappa_L G_L) \quad (15)$$

la qual, combinada amb l'eq. (12), ens dóna la relació entre la velocitat de solidificació i els gradients de temperatura:

$$v = \frac{1}{\rho l} (\kappa_S G_S - \kappa_L G_L) \quad (16)$$

Dins d'aquesta fórmula hi ha un terme ($\kappa_L G_L$), proporcional a la calor que s'extreu del líquid per unitat de temps, que se sol anomenar *velocitat de refredament*. Veiem, doncs, que la velocitat de solidificació no és proporcional a la velocitat de refredament. Es poden obtenir velocitats de solidificació grans amb refredaments del líquid lents i viceversa, ja que v depèn també de l'extracció de calor per la banda del sòlid.

Exemple 4. Per colada contínua es fabrica un lingot de coure de $2 \times 10 \text{ cm}^2$ de secció. Quan es cola just a la temperatura de fusió (1.083°C), el líquid triga 10 segons a solidificar-se. Calculem el valor aproximat del gradient de temperatura en el sòlid i dibuixarem el perfil de temperatura entre la interfície sòlid-líquid i la lingotera metàl·lica (suposarem que la lingotera està refrigerada a 200°C). Dades: $k = 74 \text{ W/km}$, $\rho = 8,9 \text{ g/cm}^3$, $l = 204 \text{ J/g}$.



Com que la calor es dissipa principalment cap a les cares més amples, podem calcular aproximadament la velocitat de solidificació

$$v \approx \frac{1\text{ cm}}{10\text{ s}} = 10^{-3}\text{ m/s}$$

Apliquem, ara, l'eq.16 per obtenir G_S :

$$G_S = \frac{v \cdot \rho \cdot l}{k} = 245\text{ K/cm}$$

A partir d'aquest valor ja podem dibuixar el perfil de temperatura. Clarament, quan el motlle és metàl·lic, el salt tèrmic es produeix principalment a la superfície sòlid-motlle.

2.3.4. Segregació amb difusió total en el líquid

Suposem que v és prou lenta per permetre l'homogeneïtzació del solut dins del líquid.

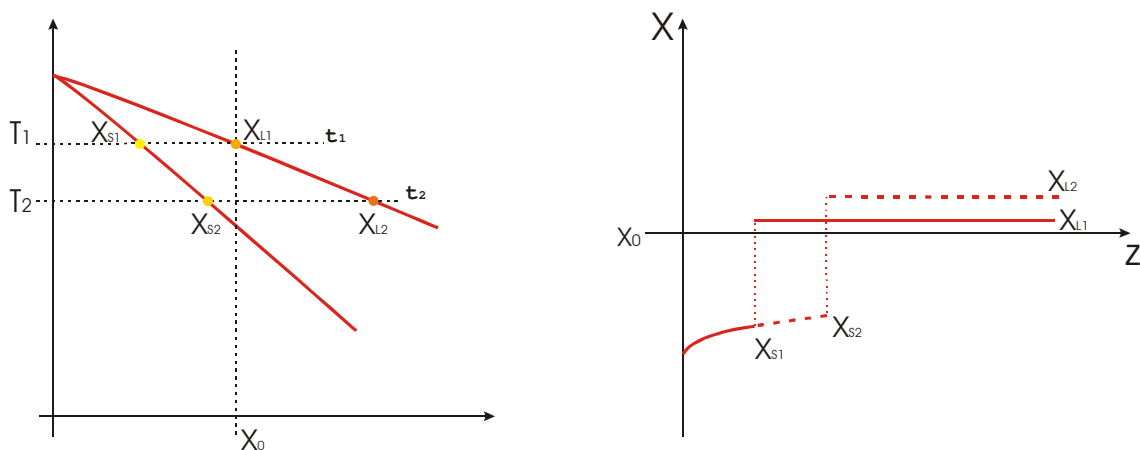


Figura 2.28. Solidificació d'un lingot en condicions de difusió total en el líquid

Com que, segons el diagrama de fases, la concentració de *solidus* és inferior a la de *liquidus*, el sòlid no pot mantenir en dissolució tot el solut. Per tant, a mesura que la interfície avança, el solut que sobra s'expulsa cap al líquid. La concentració de solut

augmenta progressivament tant en el líquid com en el sòlid. Ara bé, a diferència del sòlid, en el líquid la concentració és en tot moment homogènia (perfil pla) gràcies a la difusió. Per a aquest cas particular, es pot calcular quina serà finalment la concentració de solut, x , en funció de la posició del lingot, z :

$$x = k_0 x_0 \left(1 - \frac{z}{H}\right)^{k_0 - 1} \tag{17}$$

És la llei de Scheil, en la qual H és la longitud total del lingot i k_0 , el *coeficient de distribució* definit per:

$$k_0 \equiv \frac{x_S}{x_L} \tag{18}$$

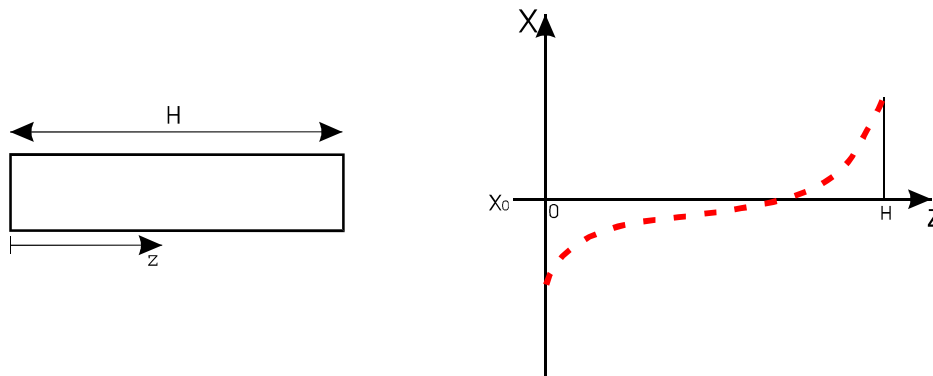


Figura 2.29. Perfil de solut en un lingot solidificat en condicions de difusió total en el líquid

2.3.5. Segregació amb difusió parcial en el líquid

Si el creixement és prou ràpid, la difusió no serà capaç d'homogeneïtzar la concentració en el líquid i, en conseqüència, el solut expulsat s'acumularà davant de la interfície.

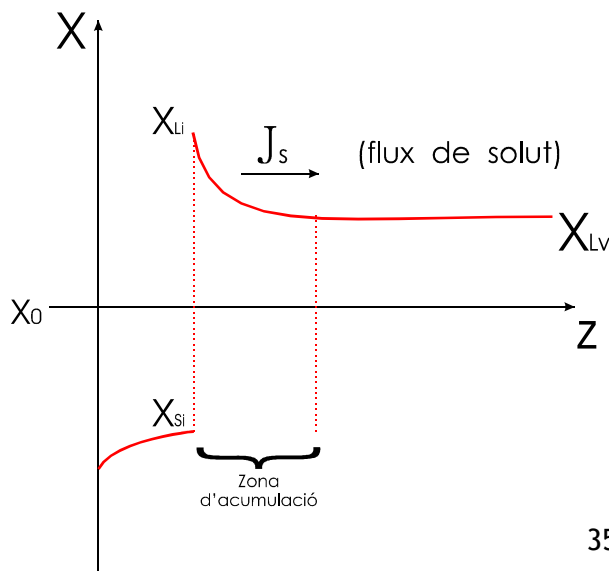


Figura 2.30. Perfil de solut prop de la interfície en condicions de difusió parcial en el líquid. Aquesta provoca l'acumulació de solut en el líquid prop de la interfície.

En aquesta nova situació, les concentracions a la interfície, x_i , mantindran la relació entre *solidus* i *liquidus* del diagrama d'equilibri:

$$\frac{x_{Si}}{x_{Li}} = k_0 \quad (19)$$

ja que són les concentracions en el moment just de la solidificació en el qual el sòlid i el líquid de les concentracions indicades estan en contacte i, per tant, seguiran la condició d'equilibri dictada pel diagrama de fases.

D'altra banda, l'acumulació de solut en el líquid ($x_{Li} - x_{LV}$) creix a mesura que creix la velocitat de solidificació. En efecte, si v és gran, llavors s'expulsa més solut per unitat de temps. Per tant, la quantitat de solut que s'ha de transportar cap al volum del líquid per unitat de temps i de superfície, J_s (flux de solut), serà més gran. Com que J_s és donada per la primera llei de Fick de la difusió:

$$J_s = D \frac{dx_L}{dz} \quad (20)$$

on D és el coeficient de difusió del solut en el líquid, resultarà que el gradient augmentarà i, en conseqüència, la diferència $x_{Li} - x_{LV}$, també.

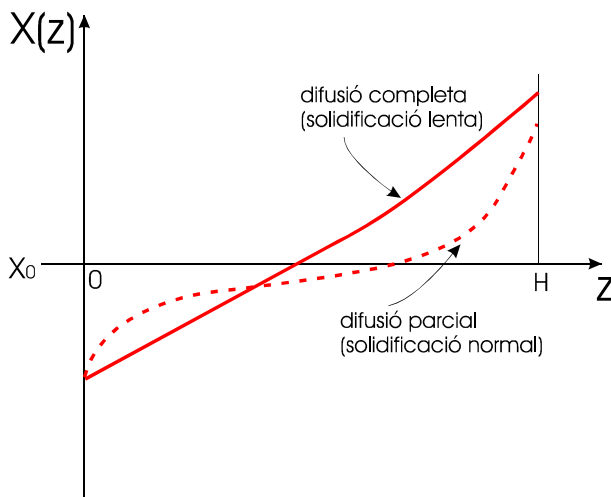


Figura 2.31. Comparació entre els perfils de solut obtinguts en condicions de difusió completa i difusió parcial

En general, resulta que, quan es forma la capa d'acumulació, la concentració al llarg del lingot és més uniforme que amb la difusió completa, tal com s'indica en la Figura 2.31.

En la difusió parcial, la concentració varia sobretot als extrems del lingot, que corresponen a les zones on es forma i desapareix la zona d'acumulació. Evidentment,

aquesta conclusió no és vàlida quan l'extensió de la zona d'acumulació és comparable a la longitud del lingot.

2.3.6. Solidificació d'un aliatge hipoeutèctic

Considerem l'aliatge hipoeutèctic de la Figura 2.32. En general, el lingot presentarà dues zones de microestructura perfectament diferenciada. La zona que haurà solidificat primer, de longitud H_α , que correspon a la fase α -protoeutèctica; i la zona del constituent eutèctic, de longitud H_E . La longitud relativa de les dues zones dependrà de les condicions de solidificació. a) *Solidificació d'equilibri*: Si fos possible solidificar prou lentament, la longitud de H_α (i de H_E) vindria donada per la regla de la palanca. b) *Solidificació fora de l'equilibri*: Es formarà l'eutèctic quan $x(z=H_\alpha) = x_E$. Si la difusió en el líquid és completa, H_α es podrà calcular a partir de la llei de Scheil.

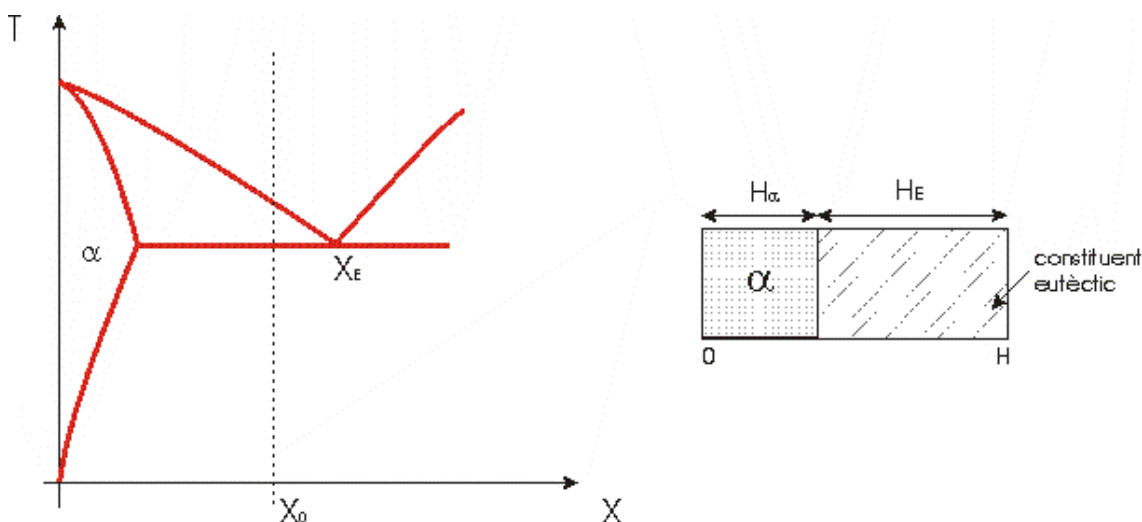
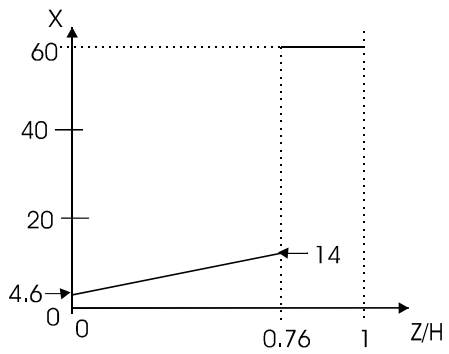


Figura 2.32. Solidificació d'un aliatge hipoeutèctic

Exemple 5. Considerem que un aliatge hipoeutèctic se solidifica unidireccionalment en unes condicions tals que es compleix la llei de Scheil. Calcula el valor de H_α/H i dibuixa aproximadament el perfil de concentració del lingot. Dades: $x_E = 60$, $x_\alpha = 14$ i $x_0 = 20\%$.

La concentració de solut en el sòlid s'incrementarà progressivament fins que assolixi el valor $x_\alpha = 14$. Això passarà a la longitud H_α/H , de manera que:



$$z = 0 \quad x = k_0 \cdot x_0 = 4,6$$

$$14 = x_0 k_0 (1 - H_\alpha / H)^{k_0 - 1}$$

on $k_0 = x_\alpha / x_E = 0,23$. Resolent l'equació, obtenim $H_\alpha / H = 0,76$. Podem, doncs, dibuixar el perfil de concentració.

2.4. Solidificació i estructura

Acabem el tema del colament de metalls amb un capítol en el qual tractarem, sobretot, de la forma de la interfície sòlid-líquid. Si en el capítol anterior hem suposat que era plana, ara determinarem en quines condicions és, efectivament, plana i en quines, dendrítica. Veurem com la forma de la interfície té conseqüències importants sobre tots els aspectes de la microestructura dels metalls colats: porositat, segregació i estructura dels grans.

2.4.1. Corba de solidificació d'un metall

Si mesurem la temperatura en un punt qualsevol del metall quan aquest se solidifica, obtindrem la dependència amb el temps característica de la Figura 2.33.

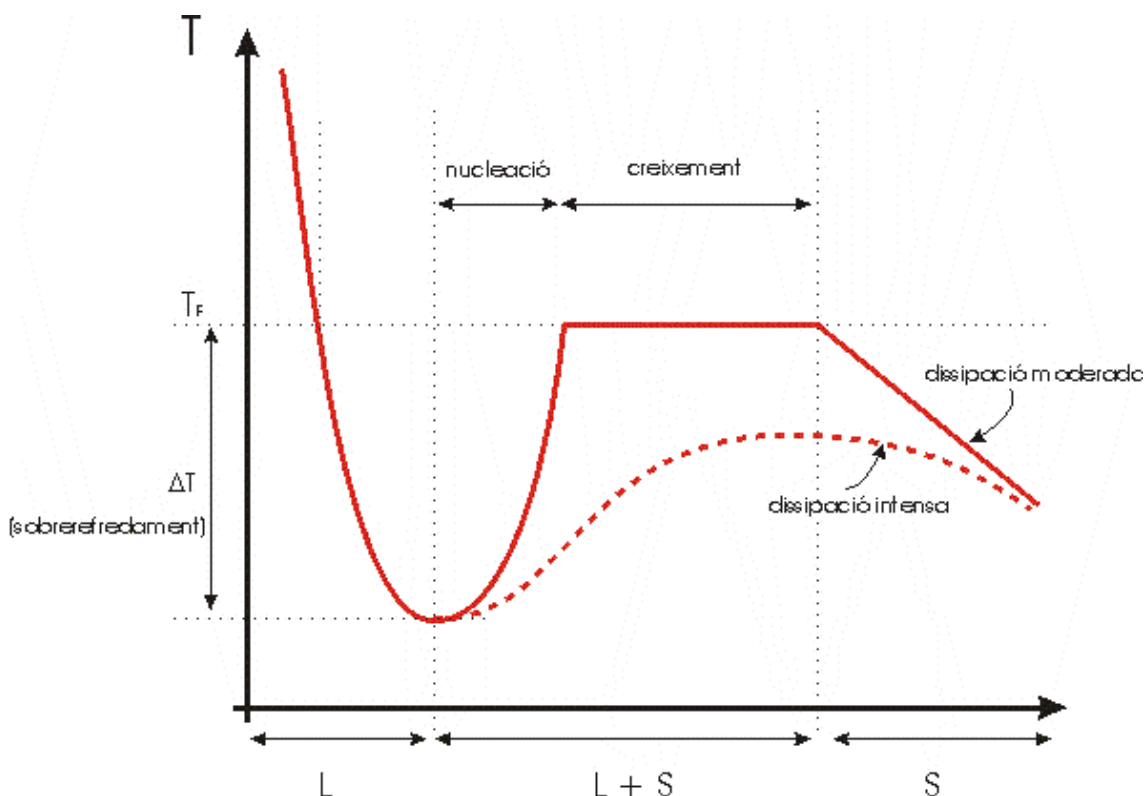


Figura 2.33. Evolució de la temperatura en un punt qualsevol del metall, segons si la dissipació de calor és intensa o moderada.

La corba A, en la qual la velocitat de dissipació de la calor és moderada, correspon al cas més corrent. Fixem-nos que l'aliatge es manté líquid fins i tot per sota de la seva temperatura de solidificació (T_F). La solidificació no comença fins que el líquid s'ha sobrefredat prou.

La corba de refredament s'explica si tenim en compte que la solidificació segueix dues etapes: nucleació i creixement. Com que la *nucleació* només és important per a $T < T_F$ el líquid sempre sofreix un sobrefredament. Amb el *creixement* dels nuclis,

el sòlid pot créixer, la qual cosa produeix un despreniment de calor relacionat amb la calor latent. En condicions normals (corba A), la temperatura s'estabilitza a $T = T_F$. Si la dissipació tèrmica és molt ràpida, es pot donar el cas que el líquid no arribi a escalfar-se fins a T_F (corba B).

2.4.2. Distribució de temperatura durant la solidificació

Considerem el cas particular en el qual el motlle limita la velocitat de dissipació de la calor (motlle de sorra).

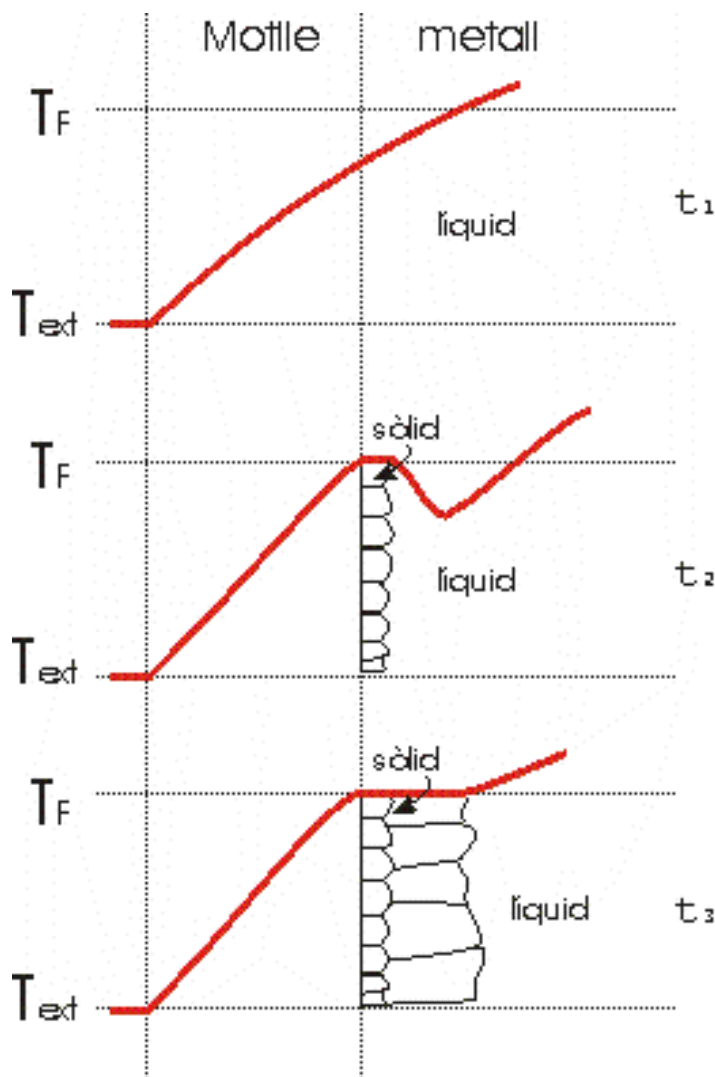


Figura 2.34. Distribució de temperatures a mesura que avança la solidificació.

En la Figura 2.34, l'esquema a) representaria el perfil de temperatura tot just acabat de colar. El líquid es refreda ràpidament en contacte amb el motlle fred. Temporalment la temperatura del líquid, T_L , és inferior a T_F . L'esquema b), que correspon a un instant posterior, indica que es formen grans equiaxials (*chilled*) per nucleació heterogènia sobre les parets del motlle. Localment, el líquid es reescalfa.

Finalment, en el dibuix c) es veu que sobre els grans equiaxials creixen els grans columnars. Ara, a la interfície $T_L \approx T_F$.

2.4.3. Gradient positiu i gradient negatiu

Es diu que el gradient és positiu quan, prop de la interfície, $T_L > T_F$. El cas contrari s'anomena de gradient negatiu. El gradient positiu (Figura 2.35) correspon a les condicions normals de solidificació. El gradient negatiu només es dona en alguns casos especials. Per exemple, durant el creixement dels grans equiaxials dins del líquid (al centre del lingot).

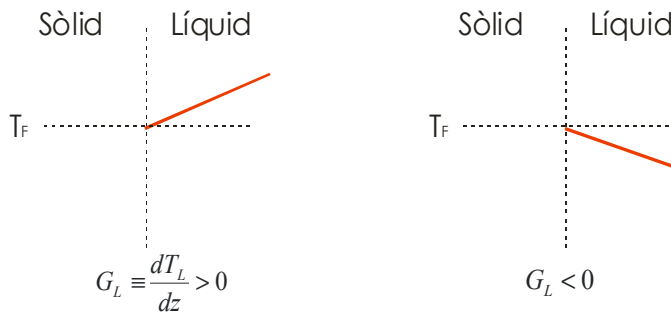


Figura 2.35. Gradient positiu i gradient negatiu

2.4.4. Solidificació de metalls purs

Ara demostrarem que, per a un metall pur, la interfície plana es torna inestable quan $G_L < 0$. En aquest cas, doncs, el creixement serà dendrític.

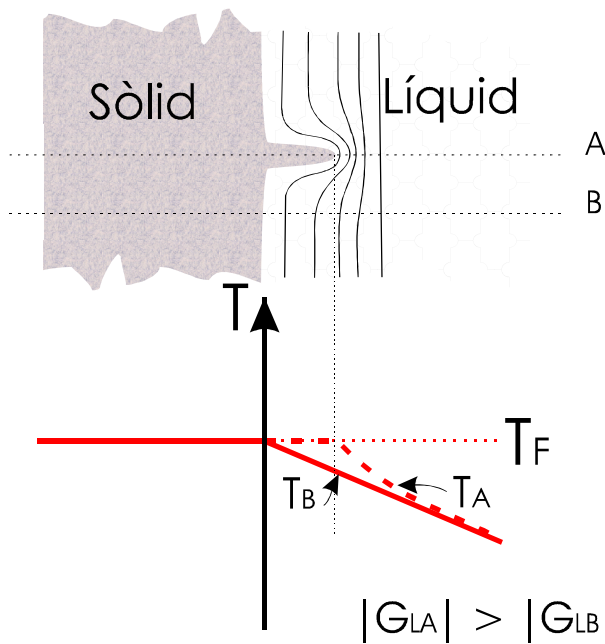


Figura 2.36. El gradient de temperatura a l'extrem de la protuberància és més elevat i, per tant, també ho és el ritme de solidificació. Aquest fet provoca la inestabilitat pròpia del creixement dendrític.

Suposem que, per atzar, apareix una protuberància a la interfície. Les corbes isoterms dins del líquid ens indiquen que el gradient de temperatura és més negatiu just davant la protuberància:

$$|G_{LA}| > |G_{LB}|$$

És a dir, davant de la protuberància es dissipa més calor. La solidificació serà, doncs, més ràpida (vegeu el capítol anterior) i, per tant, la protuberància tendirà a créixer i a formar una dendrita ja que, per la mateixa raó, apareixeran branques laterals.

En el cas contrari, quan el gradient és positiu, els metalls purs se solidifiquen amb interfície plana.

2.4.5. Solidificació de solucions sòlides (ss). *Sobrefredament constitucional*

En aquest apartat veurem que els aliatges en ss poden formar dendrites encara que el gradient sigui positiu ($G_L > 0$). Això és possible perquè la seva temperatura de solidificació T_F (que correspon a la temperatura de *liquidus*, T_l) depèn de la concentració del solut en el líquid. La capa d'acumulació que resulta de la *segregació* (vegeu el capítol anterior) fa possible que es produeixi un sobrefredament, ja que la temperatura de fusió dependrà de la posició dins del líquid.

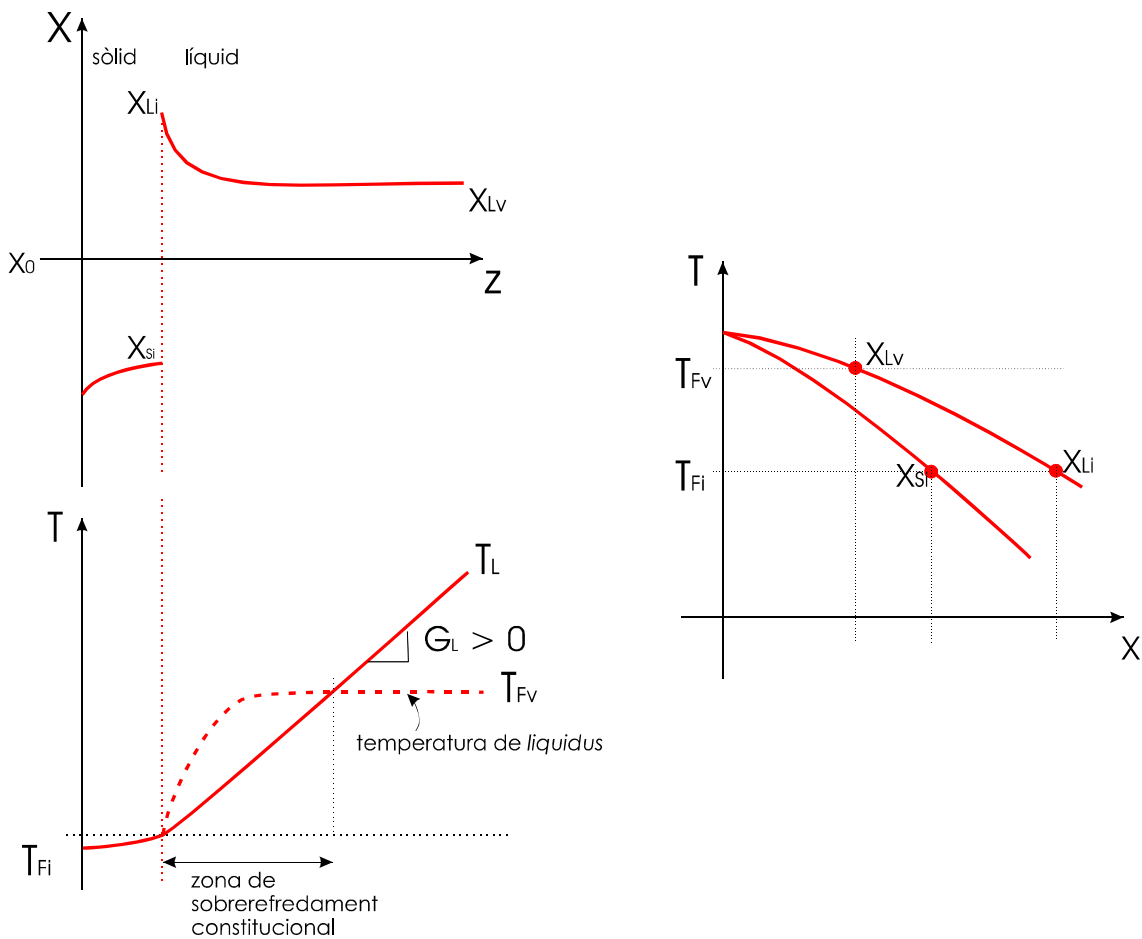


Figura 2.37. Sobrefredament constitucional en la solidificació d'un aliatge

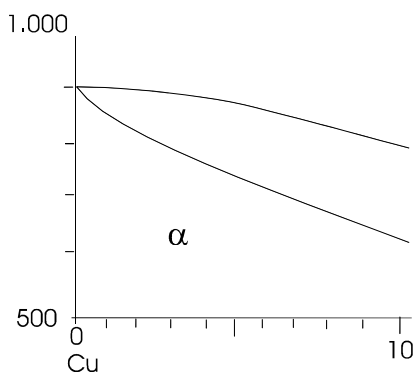
En la Figura 2.37 representem esquemàticament els perfils de concentració i de temperatura. Veiem que, tot i que el gradient és positiu, en una zona propera a la interfície el líquid és de fet més fred que la seva temperatura de solidificació. Aquesta situació s'anomena de *sobrefredament constitucional* per diferenciar-la del *sobrefredament tèrmic* perquè el líquid és més calent que el sòlid.

Com a resum podem dir que, per als aliatges en ss, la interfície pot ser dendrítica tant amb gradient positiu com negatiu:

a) $G_L > 0$: La interfície serà dendrítica si es forma la capa d'acumulació. Recordem que aquesta és més pronunciada quan la velocitat de solidificació és elevada. En general podem dir que, en les condicions normals de refredament, un aliatge en ss se solidifica amb interfície dendrítica.

b) $G_L < 0$: La interfície és sempre dendrítica. L'explicació és la mateixa que la que hem donat per als metalls purs: el sobrefredament tèrmic.

Exemple 1. Ara mostrarem, amb un exemple concret, el fenomen del refredament constitucional. a) Dibueixem el perfil $X(z)$ de la concentració de Sn durant la solidificació d'un bronze Cu-5Sn, en el moment en què la temperatura a la interfície S-L és de 1.000°C suposant que l'extensió de la zona d'acumulació és de $0,8\text{ mm}$. b) En una altra gràfica dibuixarem com varia la temperatura de liquidus, T_L , i la temperatura del líquid, T_L , quan el gradient és positiu i val 40 K/mm .



a) A 1.000°C el diagrama de fases ens diu que les concentracions de solidus i liquidus són del 3% i 8,8%, respectivament. Aquestes seran, doncs, les concentracions del sòlid i del líquid a la interfície. Més enllà de la zona d'acumulació ($z > 0,8\text{ mm}$) la concentració serà aproximadament la de l'aliatge, 5%. Amb aquestes dades podem dibuixar, aproximadament, la corba $x_{Sn}(z)$. b) A partir de la corba $x_{Sn}(z)$ i del diagrama de fases, podem conèixer la temperatura de liquidus per a diferents valors de z . Tant aquesta corba com la de T_L prenen el valor de 1.000°C a la interfície.

2.4.6. Criteri d'instabilitat de la interfície plana

Tot el que hem explicat fins ara es pot recollir en una fórmula. El creixement serà dendrític (és a dir, la interfície plana serà inestable) quan es compleixi:

$$G_L < \frac{|m_L|}{D} x_{si} \left(\frac{1-k_0}{k_0} \right) v \tag{21}$$

on m_l és el pendent de la corba de *liquidus* al diagrama de fases i k_0 ($\equiv x_s/x_l$) és el coeficient de distribució (normalment $k_0 < 1$).

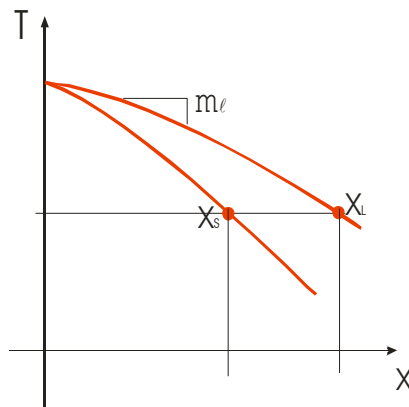


Figura 2.38. m_l és el pendent de la corba de *liquidus* al diagrama de fases.

Per a la majoria de situacions, la concentració de solut a la interfície x_{si} es pot aproximar per la concentració de l'aliatge x_0 .

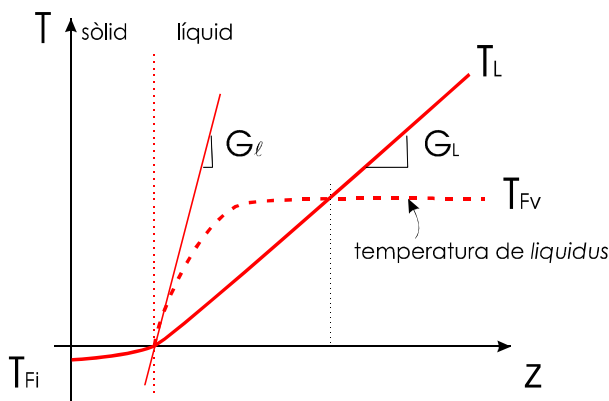


Figura 2.39. G_l és el pendent de la temperatura de *liquidus* a la interfície.

Gràficament, la condició expressada per la fórmula equival a dir que el gradient de la temperatura del líquid ha de ser inferior al gradient de la corba de *liquidus* (de la temperatura de fusió) (Figura 2.39). Ara veurem com aquesta fórmula recull totes les dependències qualitatives esperades:

- 1) L'origen del creixement dendrític es troba en la capa d'acumulació. Aquesta serà més pronunciada quan: la difusió sigui més lenta ($D \downarrow$), la concentració de *solidus* s'allunyi de la de *liquidus* ($k_0 \downarrow$) i la solidificació sigui més ràpida ($v \uparrow$).

- 2) Per a una acumulació donada, el sobrefredament serà superior quan més forta sigui la dependència de la temperatura de fusió amb x_l ($|m_l| \uparrow$).
- 3) Per a qualsevol aliatge, el criteri es compleix si el gradient és positiu, $G_L < 0$.

Exemple 2. Ara demostrarem que, per a velocitats de refredament del líquid normals, la interfície de les solucions sòlides sempre serà dendrítica. Per això prenem valors realistes de $|m_l|$ ($= 10 \text{ K/\% solut}$), D_L ($= 5, 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$), k_0 ($= 0,5$), x_0 ($= 10\%$), i v ($= 1 \text{ mm/s}$).

Calculem amb la fórmula de la inestabilitat de la interfície plana el valor màxim de G_L per obtenir una interfície dendrítica. Obtenim: $G_L < 2 \cdot 10^5 \text{ K/cm}$.

2.4.7. Creixement dendrític i segregació

Si representem esquemàticament com evoluciona la interfície durant el creixement dendrític ens adonem que la major part de la solidificació es produeix pel creixement “lateral” de les dendrites. Per tant, el solut se segrega principalment cap als espais interdendrítics, mentre que la segregació “cap endavant” és menor. Concloem, doncs, que la *microsegregació* és molt més important que la *macrosegregació* quan el creixement és dendrític. La situació canvia dràsticament quan la interfície és plana.

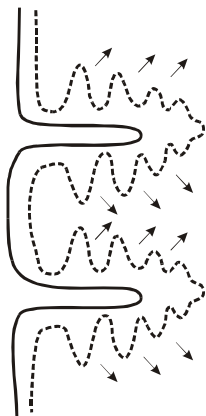


Figura 2.40. Segregació lateral deguda a la solidificació amb interfície dendrítica

2.4.8. Longitud de les dendrites

Ara veurem de què depèn la longitud de les dendrites, L . Com que a la punta de la dendrita la solidificació tot just comença, podem considerar que la temperatura en

aquest punt és la temperatura de *liquidus* (T_L). A la base de la dendrita, la solidificació s'ha completat. Per tant, en aquest punt la temperatura serà la de *solidus* (T_S). Feta aquesta identificació, es pot demostrar sense dificultat (vegeu les figures) que L és més gran quan:

- a) la velocitat de refredament és més lenta
- b) la separació entre les temperatures de *liquidus* i de *solidus* (*interval de solidificació*) és més gran

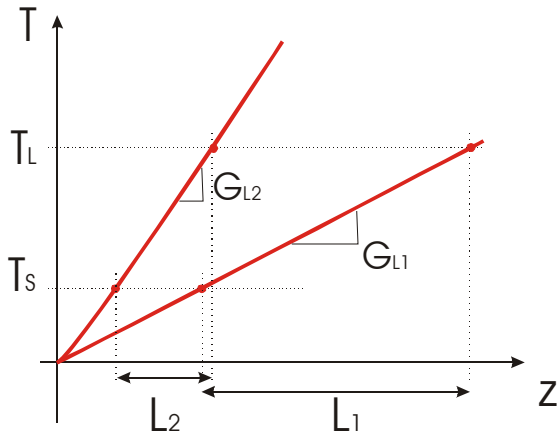


Figura 2.41. Efecte de la velocitat de refredament sobre la longitud de les dendrites

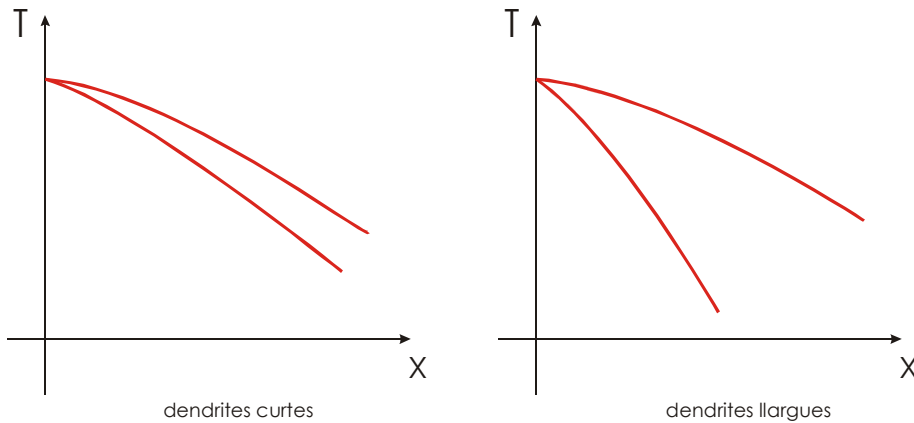


Figura 2.42. Efecte de la separació de les temperatures de *solidus* i *liquidus* sobre la longitud de les dendrites

2.4.9. Estructura dels grans i creixement dendrític

En aquest apartat analitzarem en quines condicions s'afavoreix la formació de grans equiaxials en detriment dels grans columnars. Com que la *nucleació homogènia* requereix un gran sobrefredament, és una causa que queda descartada per a la formació dels grans equiaxials dins del líquid. De fet, en les condicions industrials, no

es produeix mai la nucleació homogènia. Per tant, els grans equiaxials seran el resultat de la *nucleació heterogènia* dins del líquid. Es pot aconseguir de dues maneres: a) amb agents nucleants i b) afavorint la formació de dendrites llargues. Analitzem una mica millor la segona possibilitat.

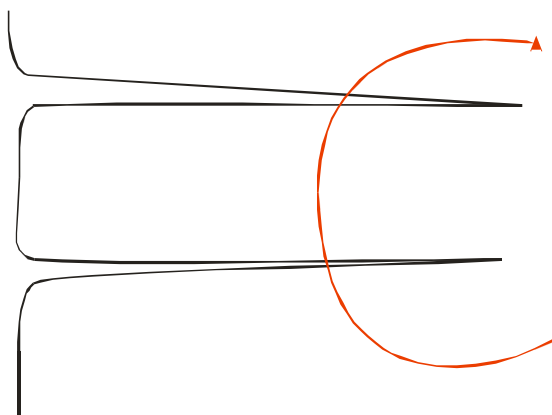


Figura 2.43. Els corrents de convecció en el líquid poden trencar les dendrites i afavorir la formació de grans equiaxials.

Com a resultat de l'emplenament del motlle, en el líquid es desenvolupen normalment corrents importants. Aquests també es poden mantenir com a resultat de gradients de temperatura (convecció) o forçant-ne el moviment amb camps magnètics. Tant en un cas com en l'altre, els corrents trencaran les puntes de les dendrites, les quals "suraran" dins del líquid. Si la temperatura és inferior a la temperatura de fusió, aquests fragments sobreviuran i creixeran fins a formar els grans equiaxials.

Podem concloure, doncs, que s'afavoreix l'estructura de porus equiaxial quan les dendrites són llargues, el líquid es manté en moviment i el metall fos es cola amb un sobreescalfament baix.

2.5. Bibliografia del tema del colament

Autor: Verhoeven, John D.

Títol: ***Fundamentos de metalurgia física***

Publicació: México [etc.]: Limusa, 1987

Descripció: 593 p.; il·lustr.; 23 cm

ISBN: 9681819438

Autor: Flemings, Merton C.

Títol: ***Solidification processing***

Publicació: New York: McGraw-Hill, cop., 1974

Descripció: 364 p; il·lustr., gràf.; 24 cm

ISBN: 007021283X (cartograf.)

Col·lecció: "McGraw-Hill series in materials science and engineering"

Autor: Davis, Joseph R. [et al.]

Títol: ***ASM handbook / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee***

Publicació: Metals Park: American Society for Metals, 1990

Descripció: 19 vol.; il·lustr.; 29 cm + 1 disc òptic d'ordinador; 12 cm

ISBN: 0871700212 (cartograf.: vol. 15)

3. Conformació per deformació

3.1. Caracterització de la deformació plàstica.

Assajos uniaxials

3.1.1. Assaig de tracció: deformació real i esforç real

En els cursos de Ciència dels materials es defineixen l'esforç i la deformació convencionals com:

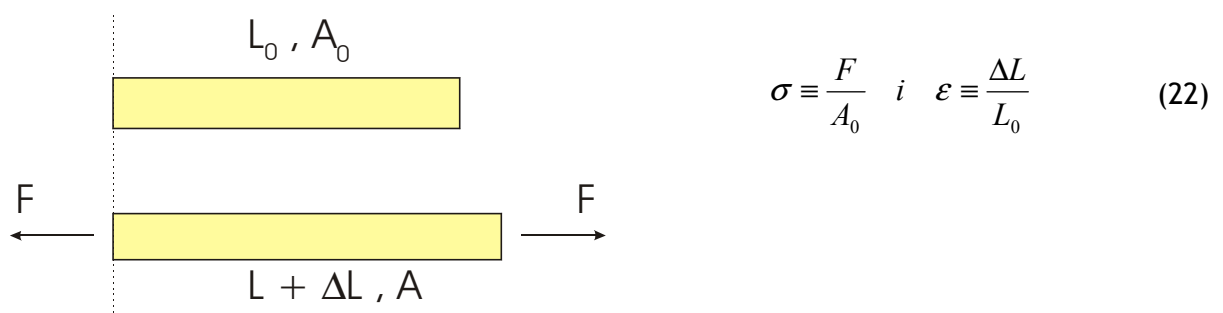


Figura 3.1. Assaig de tracció. Increment de longitud, ΔL , d'un element de secció inicial A_0 i longitud inicial L_0 en aplicar uniaxialment una força F .

on A_0 i L_0 són la secció i longitud inicials de la proveta (normalment cilíndrica), F és la càrrega aplicada i ΔL , l'increment de longitud. Com que la deformació així

definida és per “unitat de longitud”, també s’anomena *deformació unitària*. Com que l’esforç és la càrrega que suporta el material per unitat d’àrea, seria millor dividir F per l’àrea actual A i no pas per A_0 . Així és com es defineix l’esforç real:

$$\sigma_r \equiv \frac{F}{A} \quad (\text{esforç real}) \quad (23)$$

Pel que fa a la deformació real, es defineix com:

$$\varepsilon_r \equiv \ln \frac{L}{L_0} \quad (\text{deformació real}) \quad (24)$$

Tot i que pugui semblar estranya, vegem amb un exemple com aquesta darrera definició dona valors més raonables que no pas la definició convencional. Deformem per tracció i per compressió dues provetes de longitud inicial L_0 fins a una deformació equivalent. Si, per tracció, estirem la proveta fins a $L = 2L_0$, per compressió, la deformació equivalent consistirà a disminuir la longitud a la meitat: $L = L_0/2$. Calculem en ambdós casos quant valen les deformacions convencional i real:

L	ΔL	ε	ε_r
$2L_0$	$+L_0$	1	$\ln(2)$
$L_0/2$	$-L_0/2$	-1/2	$\ln(1/2) = -\ln(2)$

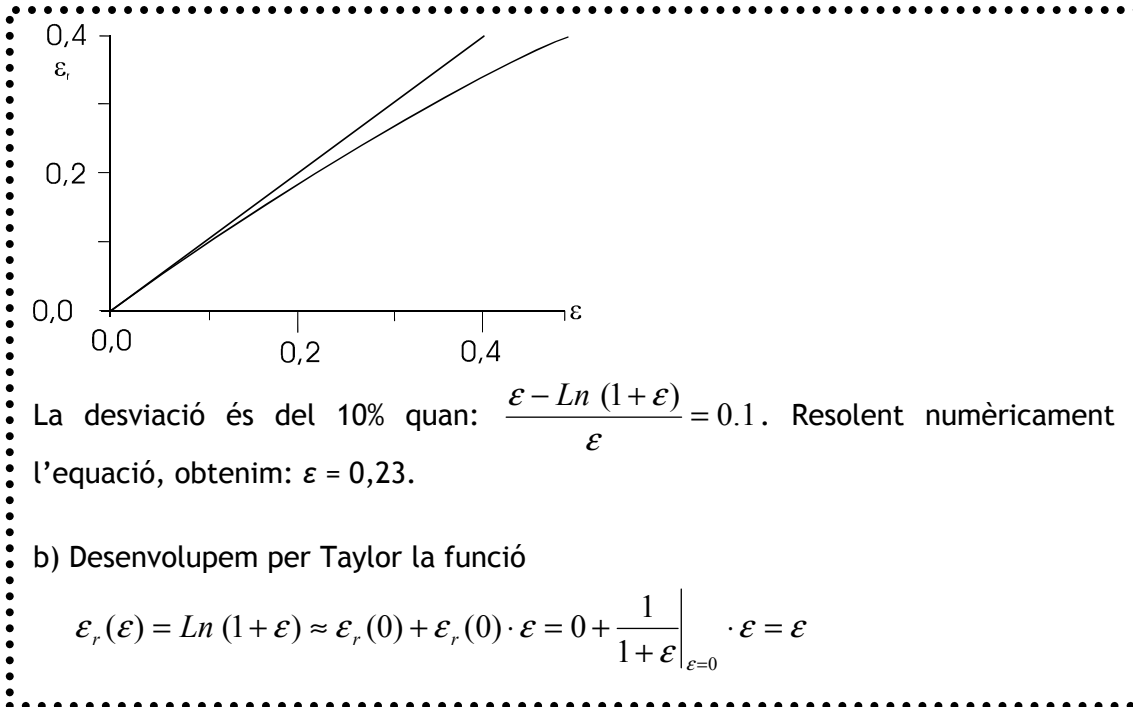
Fixem-nos que ε_r ens dona el mateix valor tant per compressió com per tracció. Simplement ha canviat de signe, tal com ha de ser. Al contrari, els valors de la deformació convencional són diferents.

.....

Exemple 1. Ara veurem que, quan les deformacions són petites, $\varepsilon_r \approx \varepsilon$. Ho podem comprovar de diferents maneres: a) representarem gràficament ε_r en funció de ε i determinarem a partir de quin punt la desviació relativa sobrepassa el 10%; b) a partir del desenvolupament de Taylor de la funció $\ln(1+\varepsilon)$ quan ε és petit.

a) En el gràfic veiem que, efectivament, per a valors petits, $\varepsilon_r \approx \varepsilon$.

.....



3.1.1.a. Relació entre els valors reals i els convencionals

Vegem primer la relació entre les deformacions:

$$\varepsilon_r = \text{Ln} \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} = \text{Ln}(1 + \varepsilon) \quad (25)$$

Pel que fa a l'esforç, haurem de tenir en compte que, durant la deformació plàstica, el volum es conserva:

$$V_0 = A_0 \cdot L_0 = A \cdot L = V \quad (\text{conservació del volum}) \quad (26)$$

d'on resulta que:

$$\frac{A_0}{A} = \frac{L}{L_0} = \frac{L_0 + \Delta L}{L_0} = 1 + \varepsilon \quad (27)$$

Simplement, ara aplicarem aquesta relació a la definició de σ_r :

$$\sigma_r \equiv \frac{F}{A} = \frac{F}{A_0} \frac{A_0}{A} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (28)$$

Com a exercici, podeu demostrar les relacions inverses:

$$\begin{aligned} \varepsilon &= e^{\varepsilon_r - 1} \\ \sigma &= \sigma_r \cdot e^{-\varepsilon_r} \end{aligned} \tag{29}$$

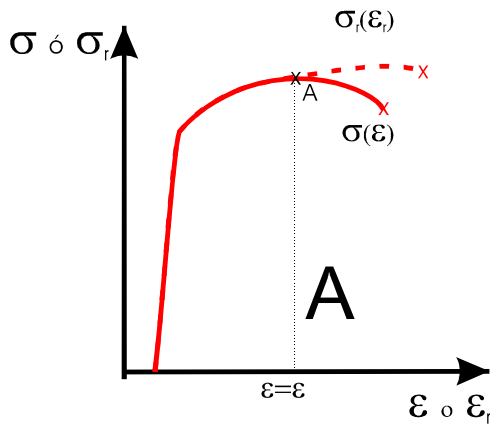
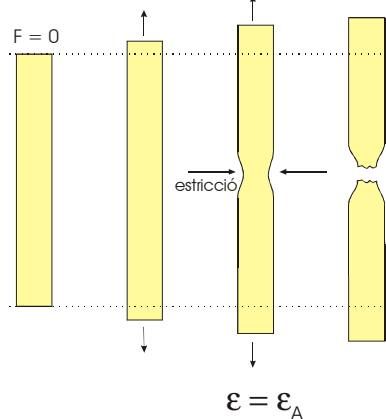


Figura 3.2. Comparació entre les corbes esforç-deformació convencional, $\sigma(\varepsilon)$, i real, $\sigma_r(\varepsilon_r)$. En el punt A s'inicia l'aprimament local de la proveta, o estricció.

Tot i que les fórmules anteriors són matemàticament exactes, resulta que la conversió dels valors convencionals (obtinguts amb l'assaig de tracció) als valors reals no té sentit a partir del màxim de la corba (punt A).



La raó és que, a partir d'aquest punt, la proveta s'aprima localment i, per tant, la deformació ja no és uniforme. Per tant, els valors calculats de ε i ε_r ja no tenen sentit.

En la Figura 3.3 indiquem, esquemàticament, com evoluciona la geometria de la proveta durant un assaig de tracció.

Figura 3.3. Estricció en un assaig de tracció

3.1.1.b. Estricció a l'assaig de tracció

Experimentalment s'observa que sempre comença a aparèixer l'estricció quan la corba $\sigma(\varepsilon)$ passa pel seu valor màxim. Vegem com aquest fenomen està relacionat amb l'enduriment per deformació.

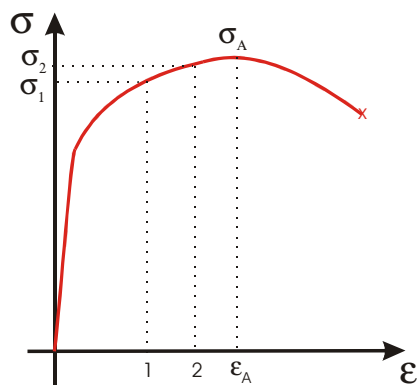


Figura 3.4. Corba esforç-deformació convencional

Per això, distingirem dues situacions:

- a) abans del màxim
- b) després del màxim

a) Deformació de la proveta quan encara $\sigma < \sigma_A$

La corba $\sigma(\epsilon)$ ens diu que, a mesura que deformem la proveta, cada cop costa més continuar-la deformant. Aquest fet assegura que la proveta no s'aprimarà localment.

En efecte, suposem que accidentalment s'aprima al punt 2. Com que aquest punt està més deformat, resultarà que:

$$\sigma_2 > \sigma_1 \text{ (esforç convencional) i, per tant, } F_2 > F_1.$$

És a dir, que el punt 2 s'ha endurit i requereix una càrrega superior per continuar deformant-se que no pas a la resta de la proveta (punt 1). Les seccions, doncs, s'igualaran i no apareixerà l'estricció.

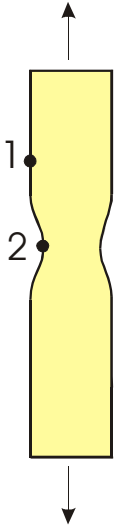


Figura 3.5. Gràcies a l'enduriment per deformació, una petita irregularitat a la superfície de la proveta com la del punt 2 no progressa.

b) Deformació de la proveta quan $\sigma > \sigma_A$

En aquest cas, un punt localment més deformat tendirà a deformar-se encara més, ja que ara la corba convencional presenta un pendent negatiu:

$$F_2 < F_1$$

I apareixerà l'estricció.

D'aquests dos casos, deduïm que l'estricció apareix quan la derivada $d\sigma/d\epsilon$ canvia de signe. És a dir, quan:

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = 0 \quad \text{(aparició de l'estricció)} \quad (30)$$

3.1.2. Assaig de compressió

Amb l'assaig de tracció, les relacions $\sigma(\epsilon)$ o $\sigma_r(\epsilon_r)$ només són vàlides fins a l'estricció. Tanmateix, en els processos de conformació industrials, el metall sol suportar deformacions molt superiors. Per tant, s'ha de buscar algun assaig que permeti mesurar la corba $\sigma_r(\epsilon_r)$ per a deformacions grans.

Podem obtenir la corba correcta amb l'assaig de compressió. En aquest assaig no apareix mai l'estricció ja que la secció s'incrementa monòtonament. Un altre assaig que dóna resultats equivalents és l'assaig de torsió.

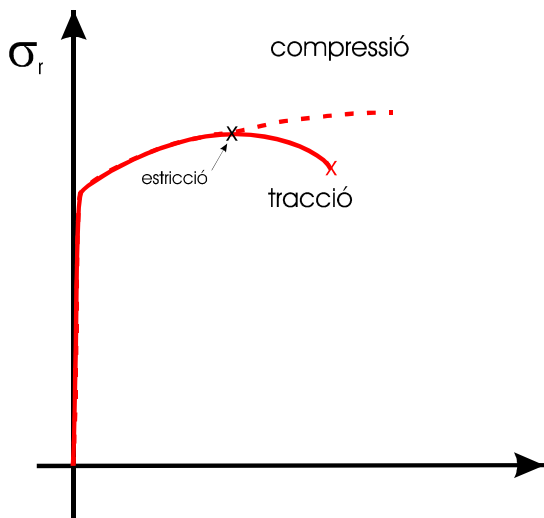


Figura 3.6. Comparació entre les corbes esforç-deformació reals obtingudes en un assaig de tracció i de compressió

3.1.3. Enduriment per deformació

Els experiments demostren que l'esforç real sempre creix. Aquest fenomen s'anomena *enduriment per deformació*. Per a molts metalls, es compleix una relació senzilla entre l'esforç i la deformació que es pot expressar com:

$$\sigma_r = k\varepsilon^n \tag{31}$$

on n és el coeficient d'enduriment, $0 < n < 1$. Com més gran és n , més ràpidament s'endureix el metall. Ara demostrarem que si es compleix la llei (31) l'estracció apareix quan:

$$\varepsilon_r = n \tag{aparició de l'estracció} \tag{32}$$

Sabem que l'estracció apareix quan $d\sigma/d\varepsilon = 0$. Calculem aquesta derivada en funció dels valors reals, aplicant la regla de la cadena i les relacions (25) i (29):

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\partial\sigma}{\partial\sigma_r} \cdot \frac{d\sigma_r}{d\varepsilon_r} \cdot \frac{d\varepsilon_r}{d\varepsilon} + \frac{\partial\sigma}{\partial\varepsilon_r} \cdot \frac{d\varepsilon_r}{d\varepsilon} = \left[\frac{d\sigma_r}{d\varepsilon_r} e^{-\varepsilon_r} - \sigma_r e^{-\varepsilon_r} \right] \frac{1}{1+\varepsilon} = 0 \tag{33}$$

El darrer terme serà nul si ho és l'expressió entre parèntesis. D'aquí resulta que:

$$\frac{d\sigma_r}{d\varepsilon_r} = \sigma_r \tag{34}$$

Aquesta és la condició general de l'estracció en funció dels paràmetres reals.

Si ara introduïm la llei de l'enduriment, eq. (31), obtindrem l'expressió desitjada ($\epsilon_r = n$).

És a dir, que l'estricció apareix més tard en els metalls que s'endureixen més per deformació, la qual cosa confirma el que ja havíem dit: que l'enduriment per deformació estabilitza la deformació respecte de l'estricció.

Exemple 2. El coeficient d'enduriment val 0,26 i 0,54 per a un acer al carboni i per al coure pur, respectivament. Calcularem per a quin valor de la deformació unitària apareix l'estricció.

L'estricció es produirà quan $\epsilon = e^{\epsilon_n} - 1 \Big|_{\epsilon_n = n}$ i dóna $\epsilon = 72\%$ per al coure i 29% per a l'acer.

Aquest resultat és coherent amb el fet que el coure és molt més dúctil que qualsevol acer.

3.1.4. Dependència de la corba $\sigma_r(\epsilon_r)$ amb la temperatura i la velocitat de deformació

Com a regla general, podem dir que, quan la temperatura s'incrementa, l'esforç necessari per assolir una mateixa deformació disminueix. En canvi, l'esforç s'incrementa quan la deformació és més ràpida. Il·lustrem aquestes dependències esquemàticament en les figures següents.

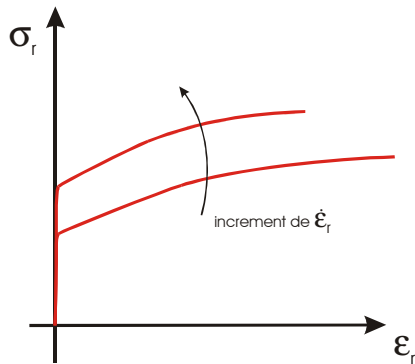


Figura 3.7

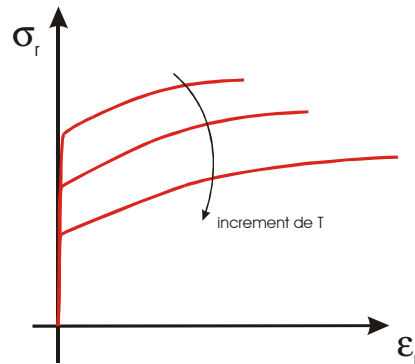


Figura 3.8

La velocitat de deformació es defineix com:

$$\dot{\epsilon}_r \equiv \frac{d\epsilon_r}{dt} \tag{35}$$

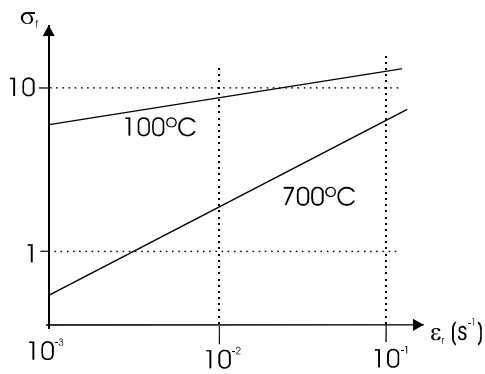
La dependència amb $\dot{\epsilon}_r$ és accentuada quan la temperatura és elevada, mentre que a temperatura ambient és pràcticament inapreciable per a la majoria de metalls.

Exemple 3. En la gràfica adjunta es representa com varia en un metall l'esforç de fluència σ_f amb la velocitat de deformació per a dues temperatures.

Extraguem el valor de σ_f per als valors extrems de $\dot{\epsilon}_{rl} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ i $\dot{\epsilon}_{rl} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ i calculem el quocient $\sigma_{f2} / \sigma_{f1}$ a cada temperatura.

De la gràfica obtenim els resultats detallats en la taula.

	σ_{f1} (MPa)	σ_{f2} (MPa)	$\sigma_{f2} / \sigma_{f1}$
100°C	5,2	17,4	3,3
700°C	0,60	4,4	7,3



3.2. Deformació multiaxial. Criteri de Von Mises

3.2.1. Deformació multiaxial

Tant l'assaig de tracció com de compressió o de torsió són assajos en els quals l'esforç s'aplica en una única "direcció". Tanmateix, en la majoria de processos de deformació, l'estat de tensions és més complex. Vegem, per exemple, el procés de trefilatge.

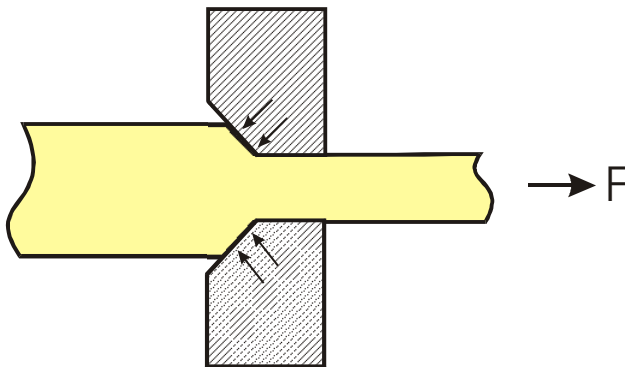


Figura 3.9. Esquema d'un procés de trefilatge, utilitzat per disminuir la secció de cables

Tal com indica la Figura 3.9, la filera reacciona a l'esforç de tracció extern generant un esforç de compressió sobre el fil. Sembla lògic pensar que la fluència en la direcció x no dependrà únicament de l'esforç de tracció, sinó també de l'esforç aplicat en la direcció perpendicular, y .

Com que l'estat de tensions depèn de la tècnica de conformació, ens podem preguntar si és necessari un assaig particular per a cada tècnica concreta per tal de determinar les condicions de fluència. Sortosament, hi ha lleis generals que ens permeten aplicar la informació que obtenim dels assajos uniaxials a les condicions de deformació multiaxial.

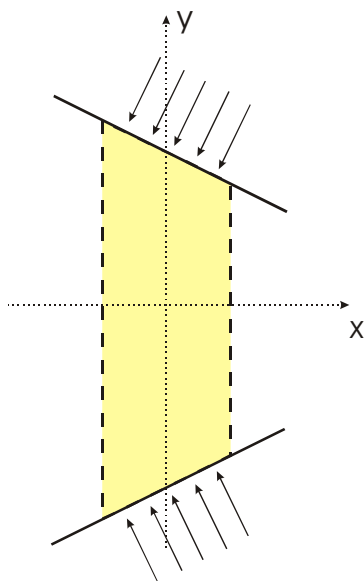


Figura 3.10. La fluència en el trefilatge dependrà dels components x i y de la tensió.

Notació

D'aquí fins al final del tema, només utilitzarem els valors reals de l'esforç i de la deformació. Per tant, ja no cal distingir-los amb el subíndex "r". A partir d'ara σ i ε signifiquen els valors reals.

L'esforç necessari per deformar el metall quan es troba en un estat de deformació determinat l'anomenarem σ_f . Segons la figura, σ_f és l'esforç de fluència quan l'estat de deformació és ε .

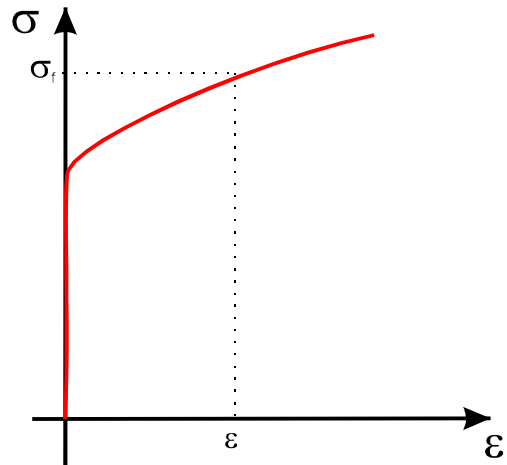


Figura 3.11

Quan no aparegui el subíndex "f" ens referirem a l'esforç aplicat. D'aquesta manera distingim la propietat del material (σ_f) de l'esforç a què el sotmetem (σ). En aquest context, remarquem que σ_y significarà l'esforç aplicat segons la direcció y. Aquesta notació és diferent de la que s'utilitza en la Ciència dels materials, on σ_y és l'esforç de fluència determinat segons l'assaig de tracció (és a dir, l'esforç de fluència mínim).

3.2.2. Criteri de deformació de Von Mises

Quan el material és sotmès a un conjunt d'esforços multiaxials, el criteri de Von Mises ens diu si es produirà o no deformació plàstica. L'esforç al qual és sotmès el material serà, en general:

$$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{ij} \neq 0$$

on σ_i i τ_{ij} són els esforços normals (pressions) i els esforços de cisallament, respectivament. El criteri de Von Mises ens diu que es produirà una deformació plàstica quan:

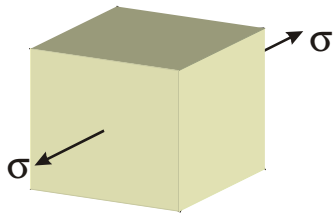
$$\frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2]^{1/2} = \sigma_f \tag{36}$$

on, tal com ja hem dit, σ_f és l'esforç de fluència mesurat en un assaig uniaxial. Resulta, doncs, que en una primera aproximació no calen assajos multiaxials. Amb la informació d'un assaig de compressió n'hi ha prou per conèixer si es produeix una deformació plàstica.

Exemple 1. Indica el valor de l'esforç σ per al qual es produirà una deformació plàstica en els casos següents: a) assaig uniaxial, $\sigma_x = \sigma$, $\sigma_y = \sigma_z = 0$; b) esforç biaxial, $\sigma_x = \sigma_y = \sigma$, $\sigma_z = 0$, c) pressió hidrostàtica $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z = \sigma \equiv P$.

a) Calculem el terme de l'esquerra de l'equació de Von Misses, $\frac{1}{\sqrt{2}}(\sigma_x^2 + \sigma_x^2)^{1/2} = \sigma$.

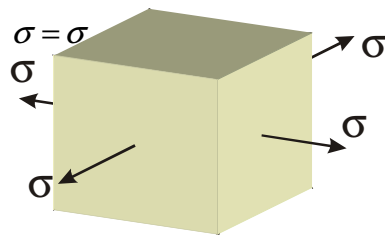
El



El criteri de Von Misses ens diu, doncs, que quan $\sigma = \sigma_f$, el material es deformarà. Tal com era d'esperar.

Figura 3.12. Esforç uniaxial

b) Procedim de la mateixa manera: $\frac{1}{\sqrt{2}}(\sigma_x^2 + \sigma_y^2)^{1/2} = \sigma$. I es deformarà quan



igual com en una deformació uniaxial.

Figura 3.13. Esforç biaxial

c) En aquest cas, el terme de l'esquerra de Von Misses és idènticament nul. Serà, per tant, menor que σ_f , independentment del valor de la pressió aplicada. És a dir, que sota l'acció d'una pressió hidrostàtica no es produeix mai una deformació plàstica.

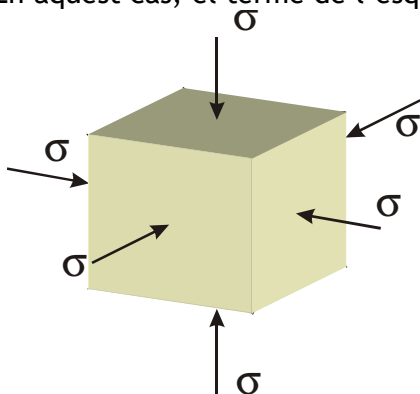


Figura 3.14. Pressió hidrostàtica

3.2.3. Representació del criteri de Von Mises per a un estat pla de tensions

En general, els esforços de cisallament són no nuls ($\tau_{ij} \neq 0$). Ara bé, es pot demostrar que sempre hi ha tres direccions perpendiculars entre elles, anomenades *direccions principals*, per a les quals $\tau_{ij} = 0$. Els esforços en aquest sistema d'eixos queden reduïts, doncs, a les pressions σ_i aplicades en les direccions principals. Per aquesta raó, s'anomenen *esforços principals* (els distingirem amb un subíndex 1, 2 i 3):

$$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3 \quad (\text{esforços principals})$$

Es diu que un estat de tensions és pla quan un dels esforços principals és nul:

$$\sigma_2 = 0, \sigma_1 \neq 0, \sigma_3 \neq 0 \quad (\text{estat de tensions pla})$$

En aquest cas particular, el criteri de Von Mises queda:

$$\sigma_1^2 + \sigma_3^2 - \sigma_1\sigma_3 = \sigma_f^2 \quad (37)$$

Aquesta equació correspon a l'el·lipse de la figura. Quan els esforços aplicats són tals que el punt que els representa sobre el pla (σ_1, σ_3) cau dins de l'el·lipse, no es produeix cap deformació. El material es deforma quan el punt cau just a la vora o fora de l'el·lipse.

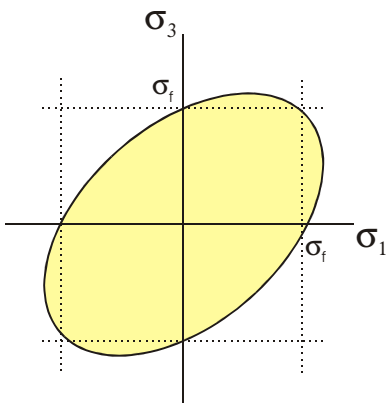


Figura 3.15. Representació gràfica del criteri de Von

Mises en un estat pla de tensions

3.2.4. Deformació sota un esforç multiaxial: llei de Lévy-Mises

Quan se supera l'esforç de fluència, sabem que el material es deformatà. La pregunta que ens fem ara és: com? Quina serà la magnitud de la deformació en les tres direccions principals? La resposta ens la dóna la llei de Lévy-Mises:

$$d\varepsilon_1 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \left[\sigma_1 - \frac{1}{2}(\sigma_2 + \sigma_3) \right]$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \left[\sigma_2 - \frac{1}{2}(\sigma_3 + \sigma_1) \right]$$
(38)

$$d\varepsilon_3 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \left[\sigma_3 - \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_2) \right]$$

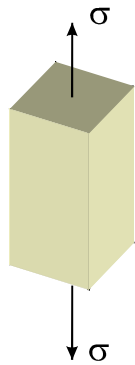
La magnitud absoluta del terme de la dreta no té importància per al nostre objectiu de determinar la “direcció” de la deformació. Tractarem el factor $\frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}}$ simplement com un terme que ens assegura que les fórmules són dimensionalment correctes. La informació que ens interessa de les fórmules és la magnitud de la deformació en dues direccions quan, en la tercera, aquesta és coneguda:

És trivial comprovar que la suma de les tres deformacions és idènticament nul·la:

$$d\varepsilon_1 + d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3 = 0 \quad (\text{conservació del volum}) \quad (39)$$

Aquesta propietat és equivalent a la condició de conservació del volum durant la deformació plàstica.

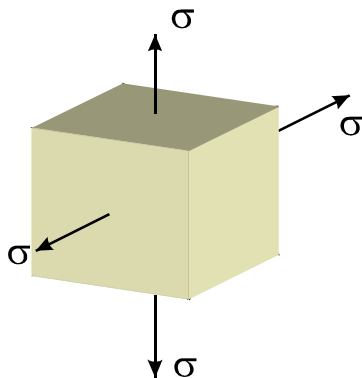
Exemple 2. Calculem la magnitud de les deformacions principals durant: a) una deformació uniaxial segons l'eix 1, b) una deformació biaxial $\sigma_1 = \sigma_3 = \sigma$, $\sigma_2 = 0$ i c) una deformació hidrostàtica. Considerem que $d\varepsilon_1$ és coneguda.



a) Deformació uniaxial. Apliquem les fórmules de Lévy-Misses:

$$\left. \begin{aligned} d\varepsilon_1 &= \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} (\sigma_1 - 0) \\ d\varepsilon_2 &= d\varepsilon_3 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \left(-\frac{1}{2}\sigma_1\right) \end{aligned} \right\} \rightarrow d\varepsilon_2 = d\varepsilon_3 = -\frac{1}{2}d\varepsilon_1$$

b) Deformació biaxial



$$\left. \begin{aligned} d\varepsilon_3 &= d\varepsilon_1 = \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} \left(\sigma - \frac{1}{2}\sigma\right) \\ d\varepsilon_2 &= \frac{d\bar{\varepsilon}}{\bar{\sigma}} (-\sigma) \end{aligned} \right\} \rightarrow \begin{cases} d\varepsilon_2 = -2d\varepsilon_1 \\ d\varepsilon_3 = d\varepsilon_1 \end{cases}$$

Veiem que, en la direcció perpendicular al pla, la deformació és doble i de signe contrari. Aquest resultat s'hauria pogut obtenir, també, a partir de la condició de conservació del volum.

c) Esforç hidrostàtic. La llei de Lévy-Misses ens dona una deformació nul·la en qualsevol direcció.

3.2.4.a. Deformacions diferencials

La llei de Lévy-Misses està formulada per a deformacions diferencials ($d\varepsilon_i$) i no pas per a deformacions finites (ε_i). Aquesta formulació diferencial es pot aplicar a processos reals de deformació en els quals l'estat de tensions que suporta un element de volum determinat del material pot variar molt a mesura que la deformació avança. La deformació diferencial és definida com:

$$d\varepsilon_i \equiv Ln \frac{L_i + dL_i}{L_i} = \frac{dL_i}{L_i} \quad (40)$$

Fixem-nos que no escrivim L_{i0} (la longitud inicial), sinó la longitud que té l'element de volum en el moment just abans que es produeixi la petita variació dL_i . Si l'estat de tensions es manté constant al llarg de la deformació macroscòpica, llavors es pot substituir $d\varepsilon_i$ per ε_i a la fórmula. Pel que fa a aquests apunts, considerarem que les equacions de Lévy-Misses són vàlides per a ε_i .

3.2.4.b. Comparació amb la deformació elàstica

En el règim elàstic, les deformacions són donades per la generalització de la llei de Hook:

$$\begin{aligned} \varepsilon_1 &= [\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \frac{1}{E} \\ \varepsilon_2 &= [\sigma_2 - \nu(\sigma_2 + \sigma_1)] \frac{1}{E} \\ \varepsilon_3 &= [\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \frac{1}{E} \end{aligned} \quad (41)$$

on E és el mòdul de Young i ν , el coeficient de Poisson (recordem que $\nu \leq \frac{1}{2}$). La semblança amb les lleis de Lévy-Misses és evident. Quan el material és incompressible, el coeficient de Poisson pren el seu valor màxim de $\frac{1}{2}$ i es compleix:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (42)$$

que no és res més que la condició de conservació del volum. Aquesta condició, que sempre es compleix per a les deformacions plàstiques, en el cas de les deformacions elàstiques només és vàlida per als materials incompressibles. Una diferència important és que les deformacions elàstiques són diferents de zero sempre que algun component de l'esforç sigui diferent de zero. Al contrari, les deformacions plàstiques només es produeixen si es compleix el criteri de Von Misses.

3.2.5. Resum

1. La caracterització de la deformació plàstica se sol fer amb assajos uniaxials (compressió o torsió), amb els quals es determina σ_f per a un valor determinat de la deformació.
2. Quan l'estat de tensions és multiaxial, σ_f serveix per determinar si hi haurà fluència o no, aplicant el criteri de Von Misses.
3. La manera com es deforma el metall (la "direcció" de la deformació) és descrita per la llei de Lévy-Misses. Aquesta llei només ens indica la "direcció", no pas la magnitud de la deformació.
4. A temperatures elevades, aquestes lleis continuen sent vàlides. Només hem de tenir en compte que l'esforç de fluència depèn de la velocitat de deformació.
5. Si els metalls són anisòtrops, s'han d'aplicar lleis modificades que tinguin en compte la variació de les propietats amb la direcció.

3.3. Processos de conformació per deformació

3.3.1. Introducció

Amb aquest capítol, encetem la descripció de diverses tècniques de conformació per deformació. En termes generals se sol distingir entre:

- a) Deformació *primària*: essencialment és la laminació de perfils que es fa després del colament (vegeu la Figura 3.16.).
- b) Deformació *secundària*: és la deformació amb la qual es dona la forma definitiva.

3.3.2. Classificació dels processos de deformació

Depenent de com es produeix la deformació, els processos es poden classificar segons la Figura 3.17., en la qual es recullen els més corrents. En els dibuixos, la fletxa gran indica la càrrega externa aplicada (aquella que fa treball), mentre que les fletxes petites indiquen com aquesta càrrega genera pressions locals.

Un dels problemes que tractarem en aquest tema i els següents serà el càlcul de la força necessària per donar forma al metall. En general, la força dependrà de tres factors:

1. la geometria de la deformació (preforma, matriu...)
2. la resposta del material (caracteritzada principalment per l'esforç de fluència, σ_f)
3. la fricció entre el metall i la màquina

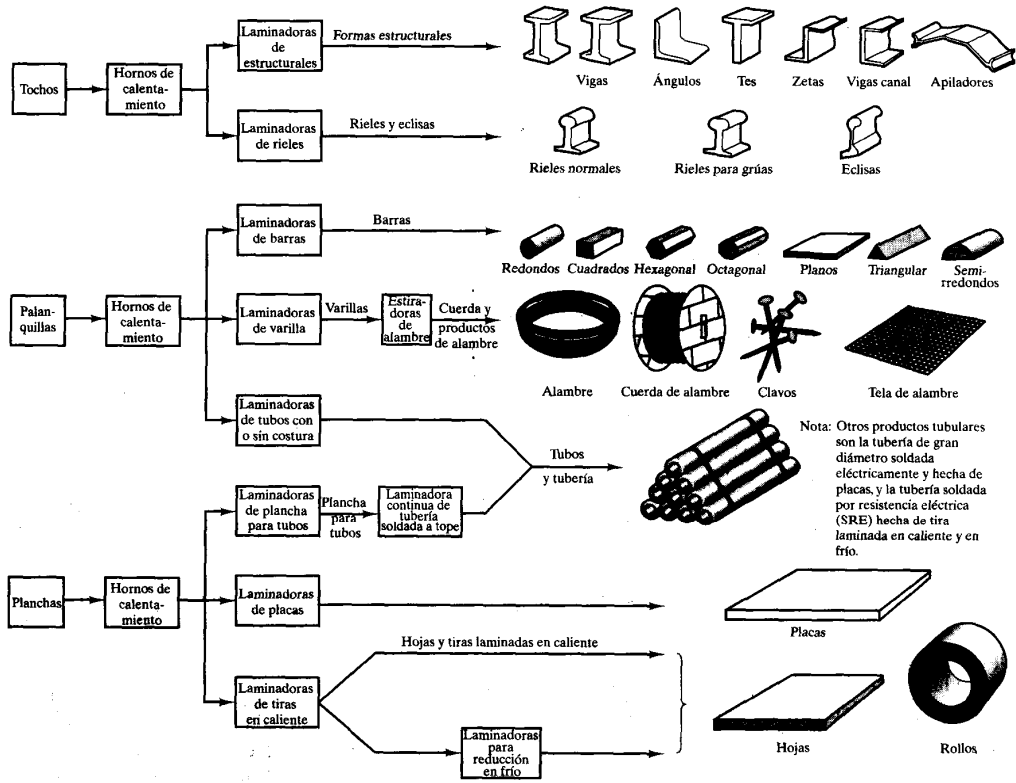


Figura 3.16. Formes habituals de productes obtinguts per deformació primària de preformes d'acer

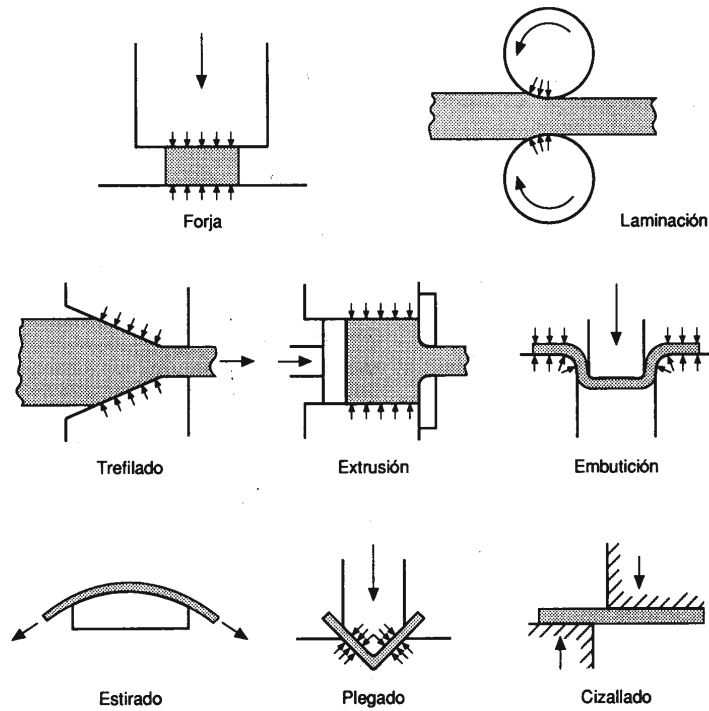
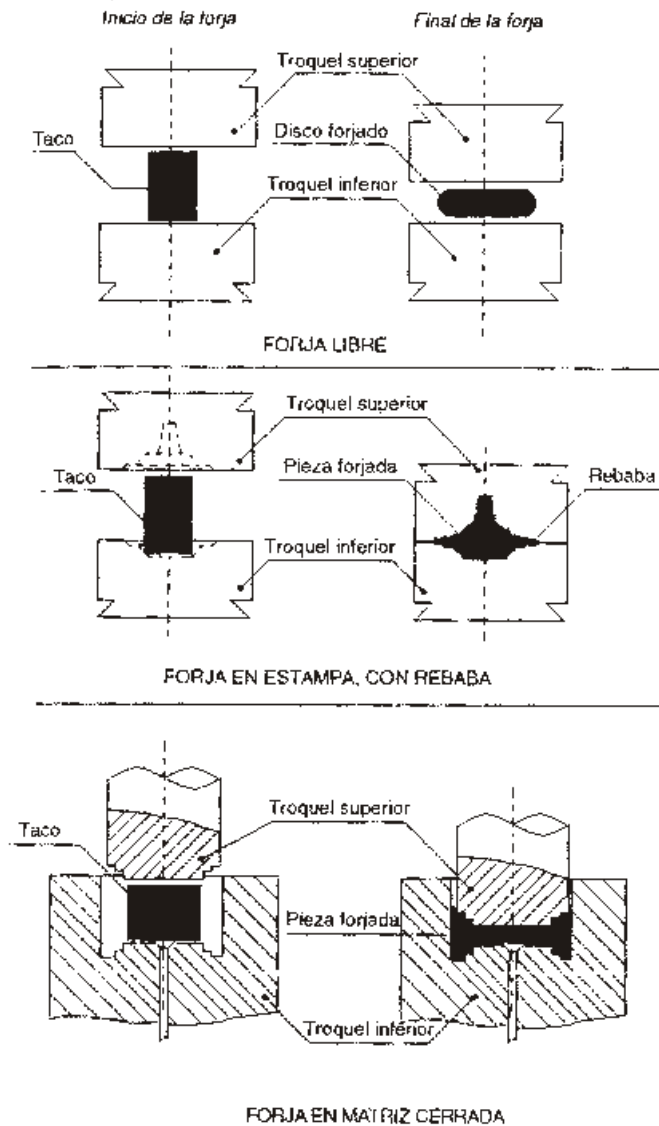


Figura 3.17. Processos de conformació per deformació més habituals

3.4. Forja

Les tècniques de forja es poden classificar segons diferents criteris. Segons la geometria de la matriu es parla de: a) forja *lliure*, b) de *matriu tancada* i c) amb *rebava*. En la Figura 3.18 s'ofereix un esquema per entendre aquesta classificació.



Pel que fa al tipus de premsa podem parlar de: a) deformació per pressió i b) deformació per impacte. En les premses que treballen a pressió, la capacitat de deformació és limitada per la càrrega màxima que pot exercir la premsa. En aquest grup hi trobem, entre d'altres, les premses de cargol i les premses hidràuliques. El paràmetre que es controla a les premses per impacte no és la càrrega, sinó l'energia que s'imparteix al material en cada impacte.

Finalment, hem de dir que totes les tècniques de forja es poden aplicar tant en fred com en calent.

Figura 3.18. Diferents mètodes de forja

3.4.1. Deformació uniaxial per compressió sense fricció

Analitzarem els dos tipus de premsa bàsics: a) per pressió i b) per impacte.

a) Forja per pressió

Ens preguntem quina força serà necessària per deformar un cilindre que s'endureix segons la corba característica del metall amb què s'ha fabricat, $\sigma(\epsilon)$. Aquest és un problema elemental en el qual simplement hem de tenir en compte que la secció A del cilindre va augmentant a mesura que l'anem deformant. Primer cal calcular la deformació:

$$\varepsilon = \left| \ln \frac{L}{L_0} \right| = \ln \frac{A}{A_0} \equiv \ln R \quad (43)$$

on hem tingut en compte la conservació del volum i hem definit el quocient de seccions com R . R s'anomena la *reducció d'àrea*. Un cop coneguda ε podem conèixer l'esforç de fluència a partir de la característica $\sigma(\varepsilon)$ (gràfica) i d'aquí podem calcular la càrrega necessària per deformar:

$$F = A \cdot \sigma_f = A_0 \cdot R \cdot \sigma_f \quad (44)$$

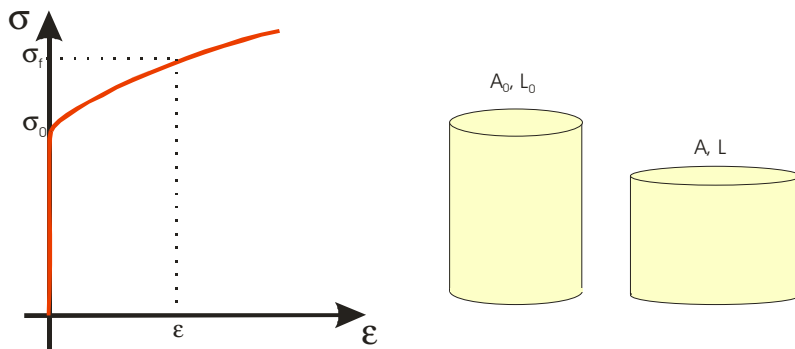
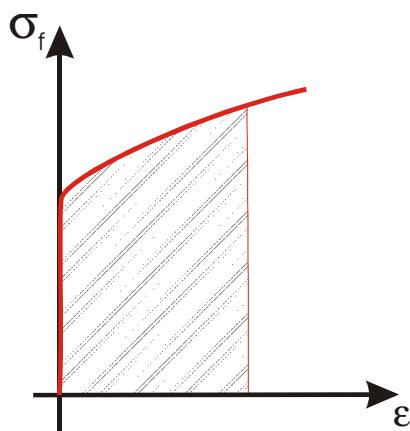


Figura 3.19. Forja per premsa de pressió

b) Forja per impacte

En aquest cas hem de calcular l'energia necessària per deformar el cilindre fins a una longitud final determinada. Per això cal que tinguem en compte que el treball que fa la premsa durant una deformació infinitesimal entre L i $L-dL$ val:

$$dW = FdL = \frac{F}{A} (A_0 L_0) \frac{dL}{L} = V \cdot \sigma_f \cdot d\varepsilon \quad (45)$$



Per arribar fins a la deformació final, ε , s'ha d'integrar:

$$W = V \int_0^\varepsilon \sigma_f d\varepsilon \quad (46)$$

Aquesta integral no és res més que l'àrea sota la corba $\sigma(\varepsilon)$. En el cas en què no hi hagi enduriment (σ_f constant), la integral es redueix al producte de l'esforç per la deformació:

$$W = V \cdot \sigma_f \ln R \quad (47)$$

Figura 3.20. L'àrea sota la corba és l'energia de deformació per unitat de volum.

Trobarem moltes vegades aquest tipus de fórmules quan analitzem altres tècniques de deformació.

3.4.2. Deformació plana per compressió

S'entén per deformació plana la deformació que deixa intacta la dimensió del material en una direcció. És a dir, el material només es deforma en les altres dues direccions (en un pla). La forja és plana quan, a la superfície de contacte entre la premsa i el material, la longitud en una direcció és molt més llarga que no pas el gruix. En el cas particular de la Figura 3.21, això és així quan $b \gg h$. Quan es compleix aquesta condició geomètrica, resulta que la fricció impedeix la deformació segons la direcció de b (direcció z): $\varepsilon_z = 0$.

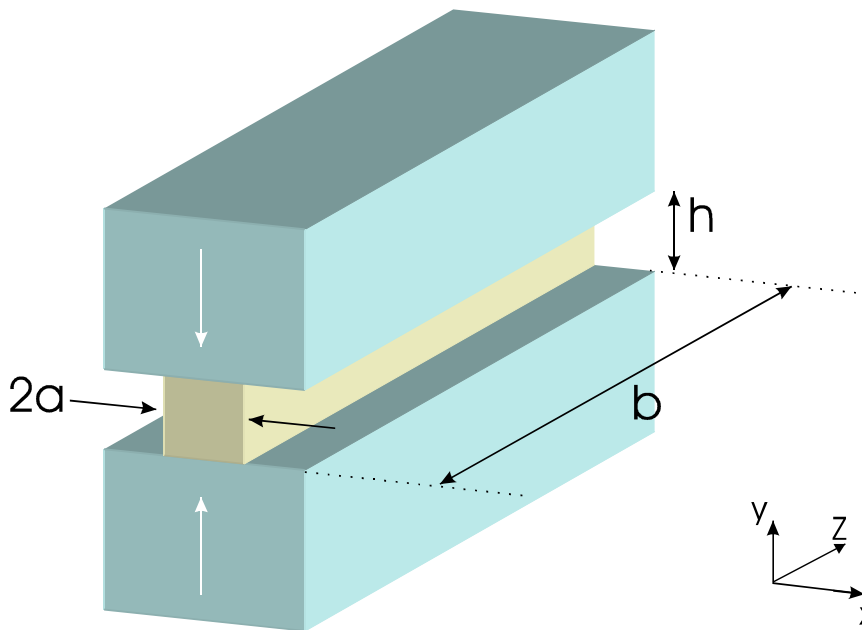


Figura 3.21. Un cas de deformació plana per compressió

Calcularem la càrrega necessària per deformar, en dues situacions de complicació creixent: a) sense fricció en la direcció x i b) amb fricció en aquesta direcció.

a) Sense fricció

La condició de deformació plana:

$$\varepsilon_z = 0 \quad (\text{deformació plana}) \quad (48)$$

ens permet trobar una relació entre els esforços que suporta el material. Efectivament, si substituïm $\varepsilon_z = 0$ a les equacions de Lévy-Misses, obtenim la relació següent:

$$\sigma_z = \frac{1}{2}(\sigma_x + \sigma_y) \quad (49)$$

Com que la deformació segons la direcció x és lliure (sense fricció), resulta que:

$$\sigma_x = 0 \quad (50)$$

Ara, si combinen les eq. (49) i eq. (50) obtenim la relació entre les dues components no nul·les de l'esforç:

$$\sigma_z = \frac{\sigma_y}{2} \quad (51)$$

Ara, podem substituir els valors de σ_x i σ_z en el criteri de Von Mises i en resulta la condició de fluència:

$$P \equiv \sigma_y = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_f \quad (52)$$

on identifiquem σ_y amb la pressió aplicada, P . Aquest resultat ens indica que, en una deformació plana, la pressió aplicada ha de ser superior a l'esforç de fluència del material ($2/\sqrt{3} = 1,15$). Això és així perquè la fricció segons la direcció z impedeix la deformació en aquesta direcció.

b) *Amb fricció*

El problema es complica lleugerament quan considerem la fricció en la direcció en la qual el material flueix (direcció x) ja que, ara, $\sigma_x \neq 0$. Analitzem com és l'equilibri de les forces aplicades sobre l'element de volum de la Figura 3.22.

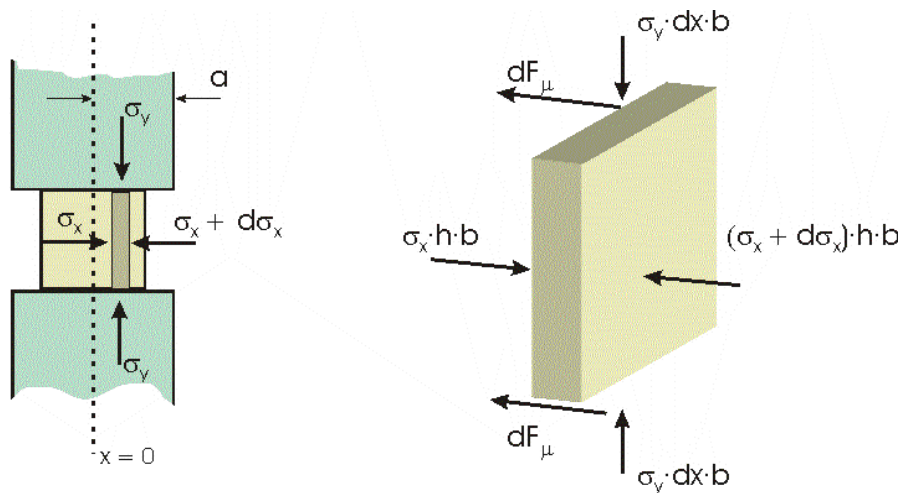


Figura 3.22. Equilibri de forces sobre un element de volum sotmès a un procés de forja per compressió amb deformació plana i amb fricció

La fluència cap a la dreta genera, per reacció, una fricció que s'oposa al moviment i, en cada premsa, val:

$$dF_{\mu} = \mu\sigma_y \cdot b \cdot dx \quad (53)$$

on μ és el coeficient de fricció.

Com a resultat d'aquesta força, l'esforç segons la direcció x no serà constant: σ_x a la cara que es troba a la distància x del pla de simetria i $\sigma_x + d\sigma_x$ a la distància $x + dx$. Tot plegat ens permet escriure la condició de l'equilibri de forces en la direcció x :

$$2\mu\sigma_y \cdot b \cdot dx + (\sigma_x + d\sigma_x) \cdot h \cdot b = \sigma_x \cdot h \cdot b \quad (54)$$

que es pot simplificar com:

$$hd\sigma_x + 2\mu\sigma_y \cdot dx = 0 \quad (55)$$

D'altra banda, si introduïm la condició de deformació plana (eq. 49) al criteri de Von Misses, obtenim:

$$\sigma_y = \sigma_x + \frac{2\sigma_f}{\sqrt{3}} \quad (56)$$

Derivant aquesta relació resulta que σ_y segueix les variacions de σ_x :

$$d\sigma_y = d\sigma_x \quad (57)$$

Si substituïm $d\sigma_x$ per $d\sigma_y$ a l'eq. (55) arribem a una equació diferencial que ens permetrà, un cop integrada, obtenir la variació de la pressió σ_y en funció de la distància al pla de simetria ($x = 0$):

$$\frac{d\sigma_y}{\sigma_y} = -\frac{2\mu}{h} dx \quad \xrightarrow{\text{INTEGRACIÓ}} \quad \sigma_y(x) = Ce^{-2\mu x/h} \quad (58)$$

on C és la constant d'integració que s'ha de determinar a partir d'una condició de contorn. Sabem que a $x = a$ (a la vora de la proveta) l'esforç σ_x és nul, ja que en aquest punt no hi ha fricció. Si apliquem l'eq. (56), resulta que, a $x = a$, $\sigma_y = 2\sigma_f/\sqrt{3}$. Podem, així, determinar el valor de C :

$$\sigma_y(a) = Ce^{-2\mu a/h} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_f \quad (59)$$

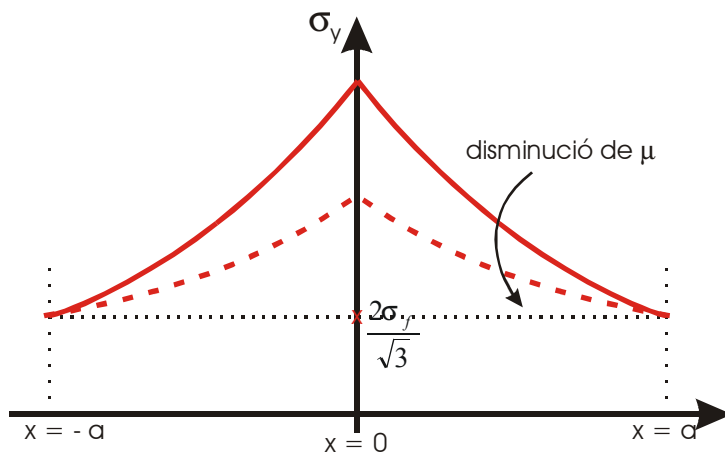
Aïllant C , obtenim:

$$C = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_f e^{2\mu a/h} \quad (60)$$

Per tant,

$$\sigma_y(x) = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_f e^{-[2\mu(x-a)/h]} \quad (61)$$

Analitzem el resultat representant gràficament la funció $\sigma_y(x)$ (vegeu la Figura 3.23). La fricció fa que la pressió necessària s'incrementi cap al pla de simetria, ja que per



deformar els elements de volum allí situats s'ha de vèncer l'esforç de fluència propi del material i, a més a més, s'ha de contrarestar la fricció que dificulta el lliscament del material que es troba entre l'element de volum considerat i la superfície externa ($x = a$).

Figura 3.23. Dependència de

la pressió amb la posició i el coeficient de fricció

La força total que ha de fer la premsa es pot calcular integrant la pressió:

$$F_y = 2b \int_0^a \sigma_y(x) dx \quad (62)$$

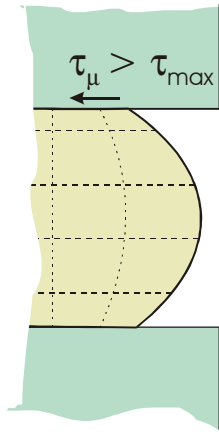
3.4.3. Fricció adhesiva i tallant màxim

En principi, l'esforç tallant degut a la fricció pot créixer indefinidament i val:

$$\tau_\mu \equiv \frac{dF_\mu}{b dx} = \mu \sigma_y \quad (63)$$

Tanmateix, quan τ_μ superi el tallant màxim que pot aguantar el material sense deformar-se per cisallament:

$$\tau_{MAX} = \frac{\sigma_f}{\sqrt{3}} = 0,58 \sigma_f \quad (64)$$



el material en contacte amb la premsa no lliscarà, sinó que fluirà sota la superfície (es deformarà per cisallament). La deformació deixarà de ser uniforme i es produirà un bombament de la peça tal com indica el dibuix.

Figura 3.24. Si la pressió σ_y i el coeficient de fricció μ són prou elevats, les cares del material queden “adherides” a l'eina i el material ha de fluir per sota d'elles, i es produeix el bombament representat.

3.4.4. Lubrificació

En general, interessa disminuir el coeficient de fricció per dues raons: a) la força aplicada disminueix i b) s'eviten deformacions no uniformes. Per aquesta raó se solen lubricar les superfícies del material que estaran en contacte amb la premsa. Els lubricants poden ser de naturalesa molt variable depenent, entre altres factors, de la temperatura a la qual es farà la forja: sabó, grafit, plom, etc.

3.5. Laminació

3.5.1. Introducció

Sens cap mena de dubte, podem afirmar que la laminació és la tècnica de deformació més important, ja que s'utilitza per fabricar perfils que se sotmetran a processos de *deformació secundària*. Per aquesta raó, és la tècnica de deformació més àmpliament estudiada. S'aplica tant en *fred* com en *calent*. En els processos de laminació, és corrent que el lingot entri *calent* i es vagi refredant a mesura que va avançant per la laminadora, i la deformació de les darreres etapes és en *fred*.

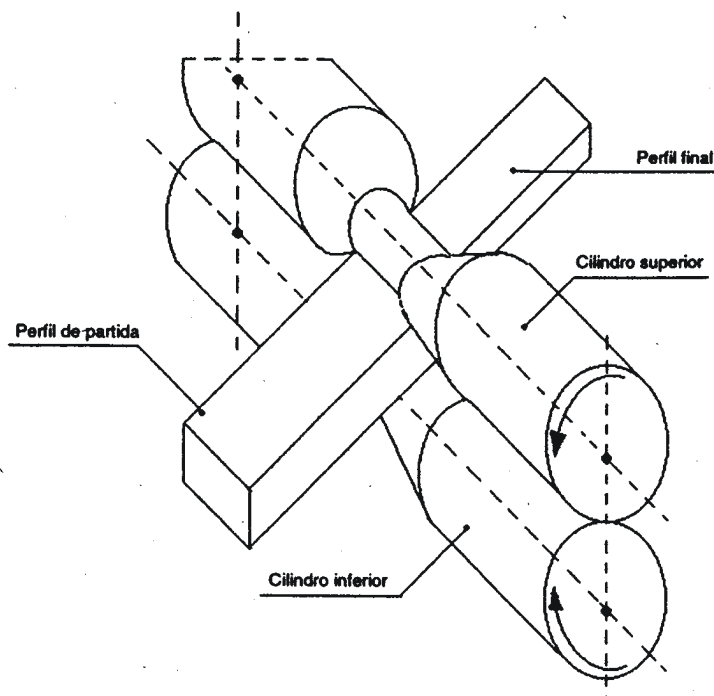


Figura 3.25. Principi de funcionament de la laminació

En general, els processos de laminació redueixen la secció del perfil i també en canvien la forma. Per simplificar, les anàlisis que segueixen fan referència exclusivament a làmines (perfils de secció rectangular sota deformació plana). Tanmateix, moltes de les conclusions qualitatives valen per a qualsevol geometria del perfil.

3.5.2. Fluència del material. Punt neutre

Si la làmina és prou ampla ($b \gg h_0 > h_f$), la deformació serà plana. En aquest cas, la conservació del volum implica que:

$$v_0 \cdot h_0 \cdot b = v_F \cdot h_F \cdot b \quad (65)$$

Aquesta igualtat es complirà també per a una posició arbitrària "A" entre els corròs:

$$v_A \cdot h_A = v_F \cdot h_F \quad (66)$$

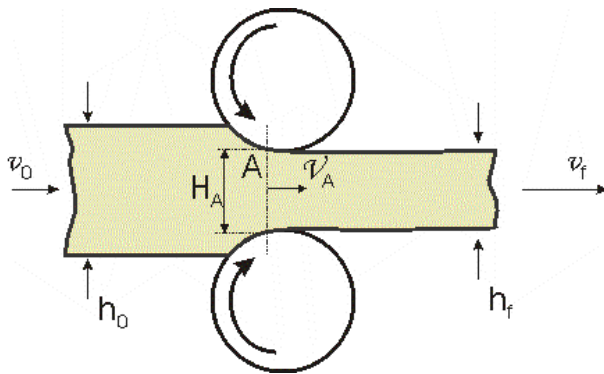


Figura 3.26. Velocitats del material a l'entrada i a la sortida dels corròs de laminació

Ara bé, com que h_A disminueix progressivament, la velocitat v_A augmenta a mesura que el material avança de l'entrada cap a la sortida. Hi haurà, doncs, un punt en el qual $v_A = v_C$, on v_C és la velocitat del corró. Aquest punt s'anomena *punt neutre*, *N*.

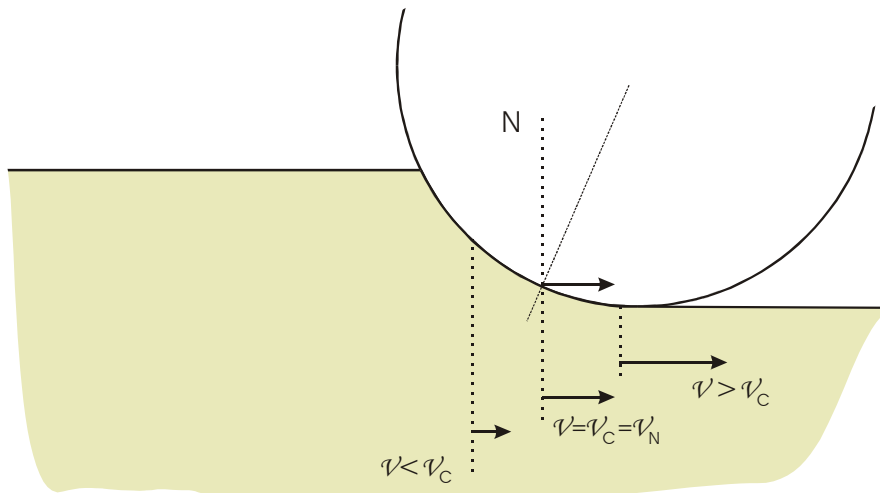
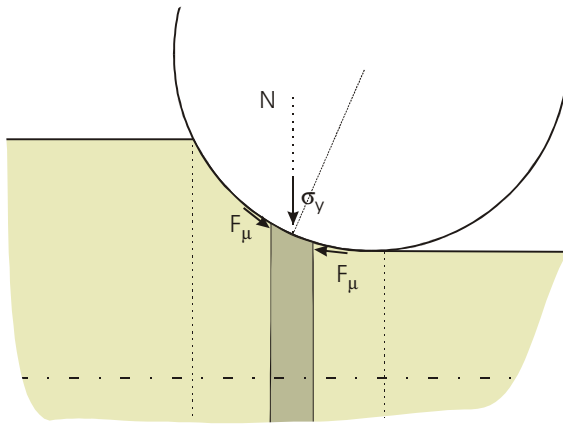


Figura 3.27. Punt neutre en un procés de laminació

Resulta que abans i després del punt neutre, el metall llisca sota el corró i es generen forces de fricció en sentits oposats. Just en el punt neutre, la força de fricció amb el corró és nul·la.

3.5.3. Força de separació

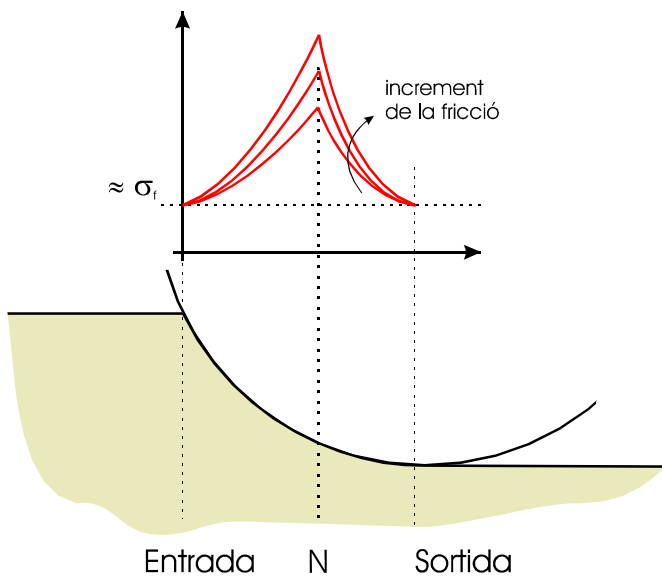
A mesura que la làmina avança, els corrns la xafen per compressió. Si ens situem al punt neutre i ens movem a la velocitat de la làmina en aquest punt, v_N , podem entendre l'origen de les forces que determinen la pressió dels corrns a cada punt (vegeu la Figura 3.28).



Quan xafem l'element de volum del punt neutre, aquest ha de desplaçar el material que hi ha a l'esquerra i el que hi ha a la dreta en contra de la fricció amb els corrns.

Figura 3.28

És una situació molt semblant a la de la deformació plana per compressió estudiada en el capítol anterior. La pressió que exerceix el corró anirà disminuint lluny del punt neutre, tal com indica la Figura 3.29.



La integral de σ_y no és res més que la força vertical que el corró exerceix sobre la làmina. Per reacció, aquesta força tendeix a separar els corrns superior i inferior (força de separació) o bé a deformar-los en la part central. Per tal d'evitar-ho, les caixes laminadores solen tenir corrns secundaris que ajuden a aguantar la càrrega. Quan el metall és més dur, s'ha d'incrementar el nombre de corrns secundaris.

Figura 3.29

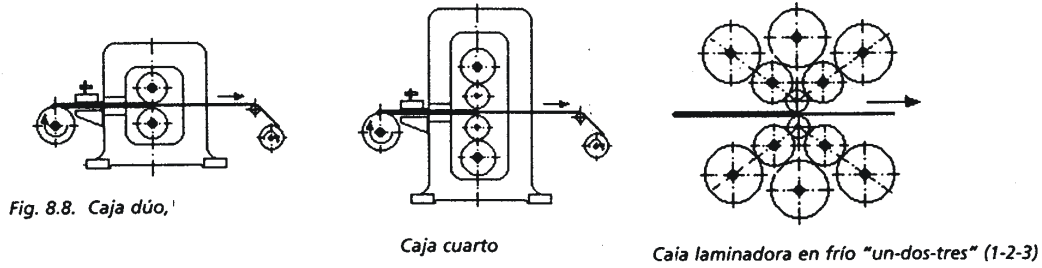


Figura 3.30. Diferents disposicions dels corròs secundaris per aguantar la força de separació

3.5.4. Potència i parell mecànic

En principi, per calcular la potència necessària per deformar una làmina hauríem de calcular les forces sobre cada punt del corró i, a partir d'aquí, el parell de forces.

Atesa una determinada velocitat de gir, la potència, P , i el parell, T , estan relacionats unívocament:

$$P = 2\pi NT \tag{67}$$

on N són les revolucions per segon.

Una manera elemental de calcular P consisteix a avaluar el treball necessari en un procés de compressió que donés el mateix resultat.

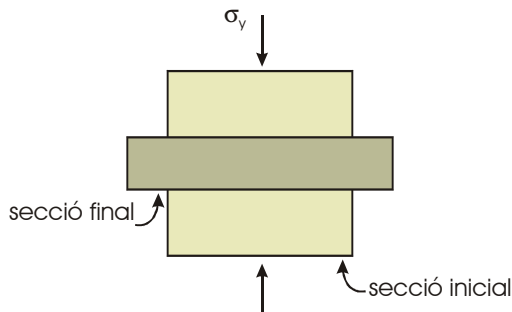


Figura 3.31

Considerem que la secció d'una làmina varia com en el dibuix de la Figura 3.31 sota l'acció de la pressió dels corròs. La mateixa deformació s'hauria pogut obtenir amb un procés de compressió, sota una pressió σ_y . En aquest segon cas, si es coneix el valor de σ_y , el càlcul del treball és immediat:

$$W = V\sigma_y LnR \tag{68}$$

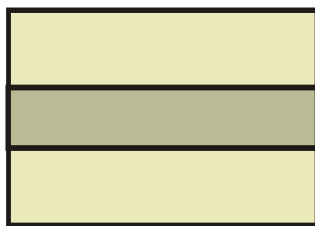
Considerem, ara, que aquest treball de compressió és aproximadament igual al treball que faran els corròs. Si és així, podem calcular la potència necessària per a la laminació:

$$P \equiv \frac{W}{\Delta t} = A_0 v_0 \sigma_y L n R \quad (\text{potència}) \quad (69)$$

on hem utilitzat que $V = A_0 L_0$ i que $L_0 = v_0 \Delta t$. També podem calcular el parell dels dos corròns:

$$T = P / 2\pi N \quad (\text{parell}) \quad (70)$$

El paràmetre important d'aquestes fórmules, difícil de calcular amb exactitud, és σ_y . Vegem quin valor pren en alguns casos particulars:

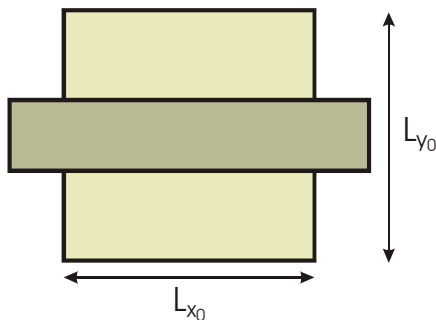


a) deformació plana

$$\varepsilon_x = 0$$

$$\sigma_y = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_f = 1,15 \sigma_f$$

Figura 3.32



b) deformació "lliure"

$$\varepsilon_x = -\frac{1}{2} \varepsilon_y$$

$$\sigma_y = \sigma_f$$

Figura 3.33

c) deformació intermèdia

$$0 < \varepsilon_x < \left| -\frac{1}{2} \varepsilon_y \right|$$

$$\sigma_f < \sigma_y < 1,15 \sigma_f$$

En general, els valors de σ_y poden ser considerablement superiors a causa de la fricció corró-làmina en la direcció z.

3.5.5. Angle d'entrada

Analitzem les forces que el corró exerceix sobre la superfície de la lamina en el punt d'entrada. En general, hi haurà una component perpendicular a la superfície, P_r (direcció radial), i una altra de tangencial deguda a la fricció, μP_r .

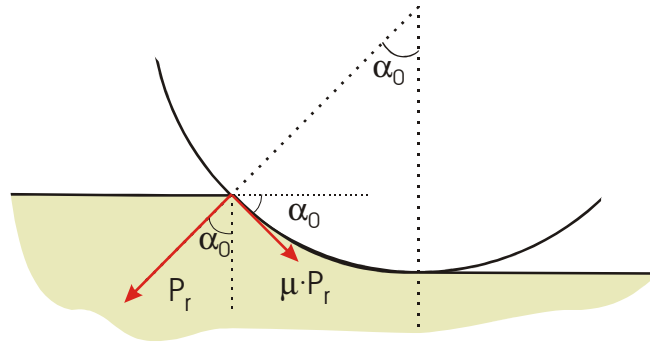


Figura 3.34

Ara sumem les forces en la direcció d'avanç de la làmina i imposem que la resultant ha de ser positiva:

$$\mu P_r \cos \alpha_0 - P_r \sin \alpha_0 = P_r (\mu \cos \alpha_0 - \sin \alpha_0) > 0 \quad (71)$$

Si reordenem l'equació, resulta que:

$$\mu > \operatorname{tg} \alpha_0 \quad (72)$$

és a dir, que la làmina només serà arrossegada cap endavant quan el coeficient de fricció sigui prou elevat. Sense fricció la laminació és impossible.

Si la làmina no entra, es poden assajar diverses solucions:

1. incrementar la fricció amb corrns estriats
2. reduir la lubricació
3. empènyer la làmina des de l'entrada

Encara que no es compleixi la condició anterior, pot ser que, un cop dins dels corrns, la làmina sigui arrossegada, ja que, per als punts més avançats que un angle crític, α_c , es complirà la condició $\mu > \operatorname{tg} \alpha$.

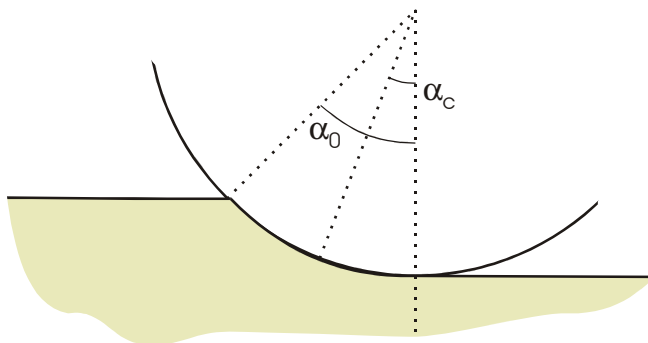


Figura 3.35

Exemple 1. Calculem el gruix màxim d'una làmina per poder entrar entre dos corrons de $R = 20$ cm, els eixos dels quals es troben a 43 cm de distància, si $\mu = 0,3$.

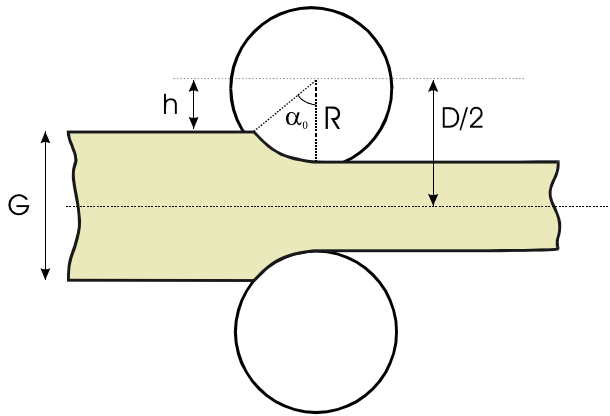


Figura 3.37

$\frac{G}{2} = \frac{D}{2} - h = \frac{D}{2} - R \cos \alpha_0$; on D és la distància entre eixos, d'aquí aïllem α_0 :

$$\cos \alpha_0 = \frac{D - G}{2R}$$

I la làmina entrarà sempre que es compleixi la condició:

$$\mu > \operatorname{tg} \alpha_0 = \frac{\sqrt{1 - \cos^2 \alpha_0}}{\cos \alpha_0}$$

Aïllem $\cos \alpha_0$:

$$\cos \alpha_0 > \frac{1}{\sqrt{\mu^2 + 1}} = 0,958$$

Amb aquest resultat 3.37 respecte al radi dels corrons.

3.6. Extrusió

3.6.1. Introducció

Amb l'extrusió s'obté una reducció d'àrea aplicant una pressió de compressió. Se sol distingir entre: a) extrusió directa, b) inversa, c) inversa perifèrica i d) lateral.

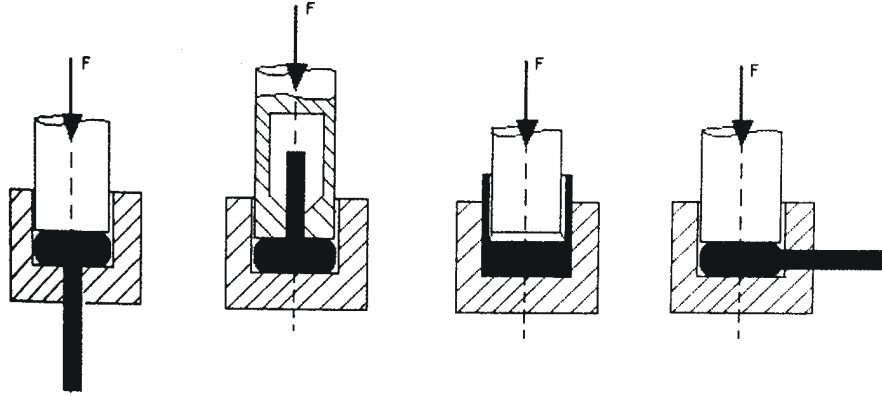


Figura 3.38. Diferents mètodes d'extrusió

L'extrusió es pot fer tant en calent com en fred i permet unes reduccions d'àrea molt considerables. Els productes més representatius fabricats per extrusió són els perfils allargats de secció constant, com ara els de fusteria d'alumini. Tanmateix, també s'hi fabriquen altres productes de geometries diverses: casquets de bala (extrusió inversa), tubs de dentífic, o bé l'eix de transmissió d'acer de secció variable de la figura.

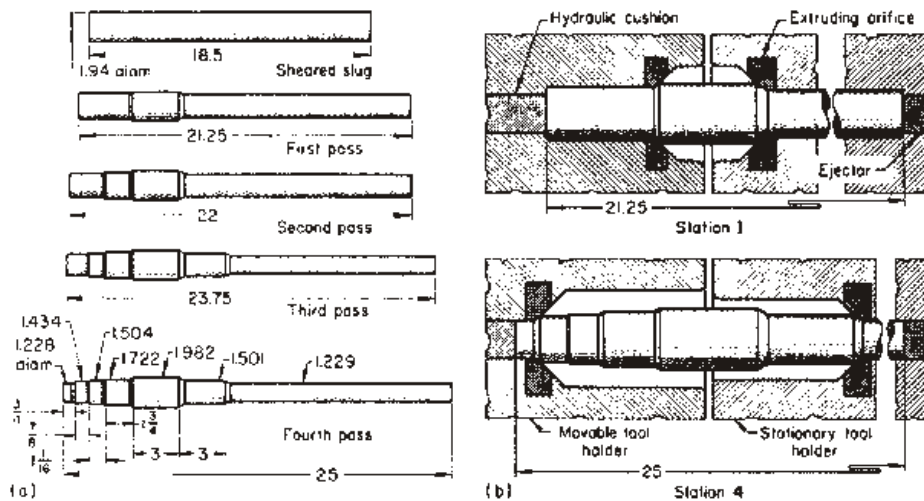


Figura 3.39. Conformació d'un eix de transmissió mitjançant extrusió

3.6.2. Pressió d'extrusió

Farem una anàlisi elemental que es basarà en resultats obtinguts en els capítols anteriors.

a) Càlcul elemental sense fricció

Tal com ja hem deduït en el cas de la laminació, el treball per extrudir un volum V de material valdrà:

$$W = V\sigma_y LnR \tag{73}$$

on σ_y és la pressió que exerceix el pistó. Aquesta pressió dependrà de la geometria del perfil:

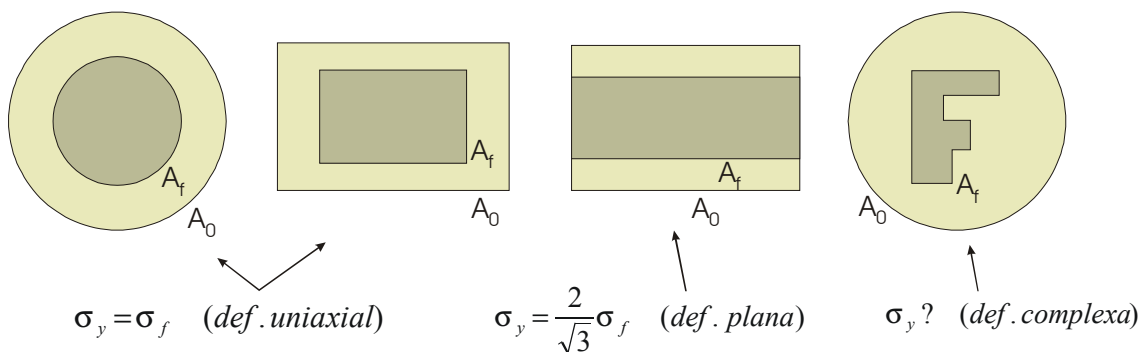
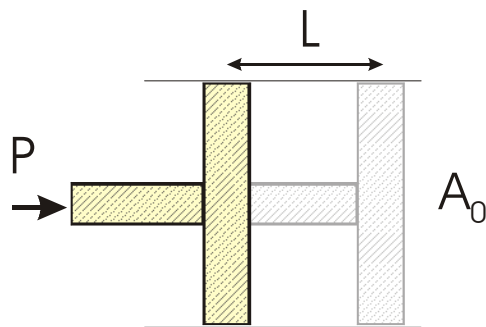


Figura 3.40. Diferents geometries possibles en un procés d'extrusió

La fórmula anterior ens dóna una cota inferior del treball real, ja que no s'han tingut en compte dos efectes que tendeixen a dificultar la deformació i, per tant, a incrementar l'esforç necessari: la fricció i la deformació redundant. En qualsevol cas, si coneixem el treball, podem calcular la pressió del pistó:



$$W = P.L.A_0 = P.V$$

D'on resulta que la pressió serà:

$$P = W / V$$

És a dir, que la pressió exercida no és res més que el treball per unitat de volum.

Figura 3.41

b) Efecte de la fricció

Hem de distingir dues contribucions: la fricció amb les parets del *cilindre*, $F_{\mu C}$, i la fricció amb les parets del *dau*, $F_{\mu D}$.

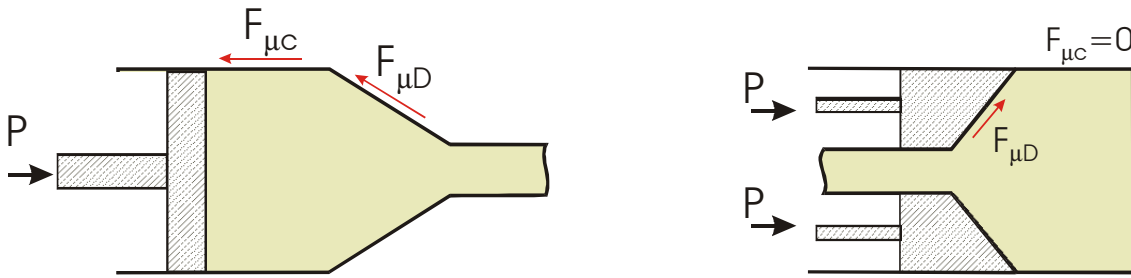
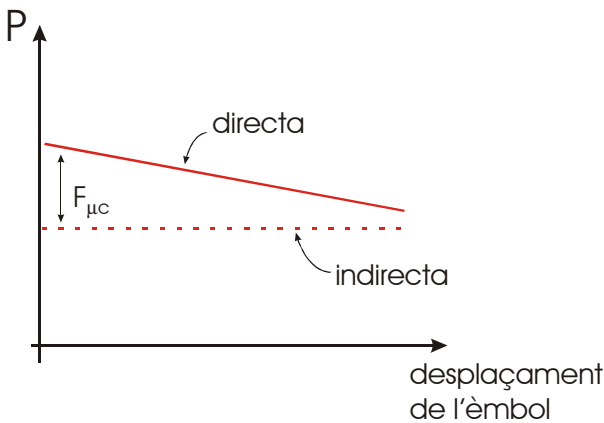


Figura 3.42. La contribució de la fricció depèn de si l'extrusió és directa o indirecta. En el cas d'extrusió indirecta, $F_{\mu C} = 0$, ja que no hi ha moviment del material dins el cilindre.

Fixem-nos que en l'extrusió inversa, $F_{\mu C} = 0$, ja que no hi ha moviment relatiu entre el material i el cilindre. En general, doncs, la pressió d'extrusió serà superior en l'extrusió directa.



Ara explicarem l'efecte de la fricció sobre la pressió d'extrusió representat en la Figura 3.43, en la qual veiem com varia la pressió a mesura que l'èmbol avança. La pressió en l'extrusió directa serà superior per la contribució de $F_{\mu C}$.

Figura 3.43

Tanmateix, aquesta diferència va disminuint progressivament, ja que la superfície de contacte del material amb el cilindre és menor a mesura que avança l'èmbol. D'altra banda, la fricció amb el dau serà sempre la mateixa i dependrà principalment de l'angle del dau α .

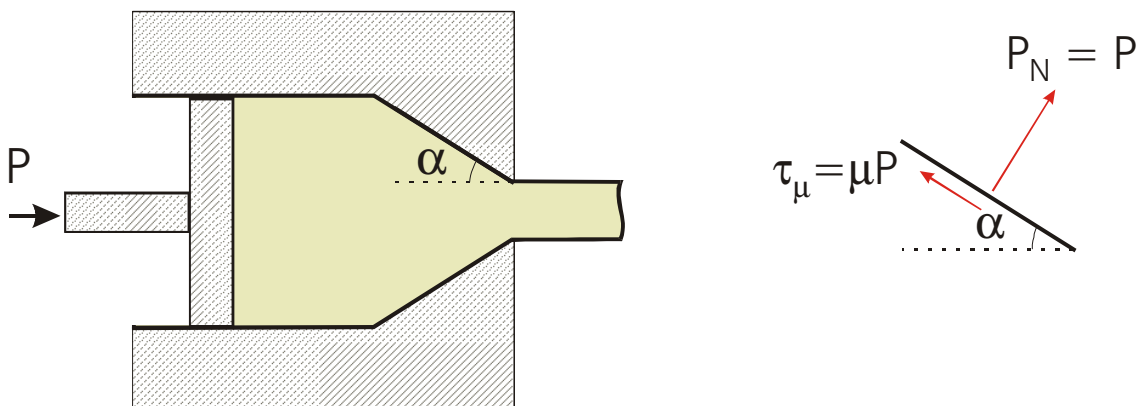


Figura 3.44

Ara demostrarem que, contràriament al que podríem pensar, la fricció disminueix quan α es fa gran. Es pot demostrar, aplicant la llei de Lévy-Misses, que la pressió sobre les parets del dau, P_N , és igual a la pressió de l'èmbol, P . Com a resultat, apareixerà una tensió de cisallament, τ_μ , deguda a la fricció. De fet, però, serà la component horitzontal de τ_μ la que s'oposarà a l'extrusió:

$$\tau_\mu \cdot \cos \alpha$$

La força corresponent s'incrementa quan α disminueix (pel cosinus de la fórmula) i a més a més pel fet que, quan els angles són menors, la superfície de contacte també augmenta.

c) Deformació redundant

S'entén per deformació redundant aquella que no contribueix a donar la forma final. Seria com una deformació en excés.

En podem veure un exemple senzill en la figura, en la qual veiem que l'element de volum indicat es doblega cap endins i cap enfora, successivament. Es tracta de dues deformacions que es cancel·len entre elles. Tanmateix, per fer-les es gasta energia i incrementaran la pressió del pistó.

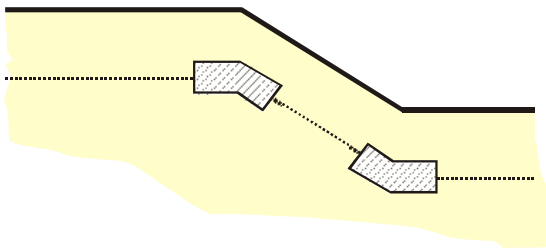


Figura 3.45

Amb aquest exemple, queda clar que la deformació redundant creix amb l'angle del dau.

d) Resum

Si representem les tres contribucions a la pressió del pistó en funció de l'angle del dau, α , veiem que hi ha un angle òptim per al qual la pressió és mínima. Aquest angle pren un valor intermedi entre 0° i 90° .

La intuïció "ens diu" que ha de costar més de deformar amb $\alpha = 90^\circ$ i l'anàlisi ho confirma. Tanmateix, l'origen d'aquest increment de pressió no s'ha de buscar en la fricció sinó en la deformació redundant.

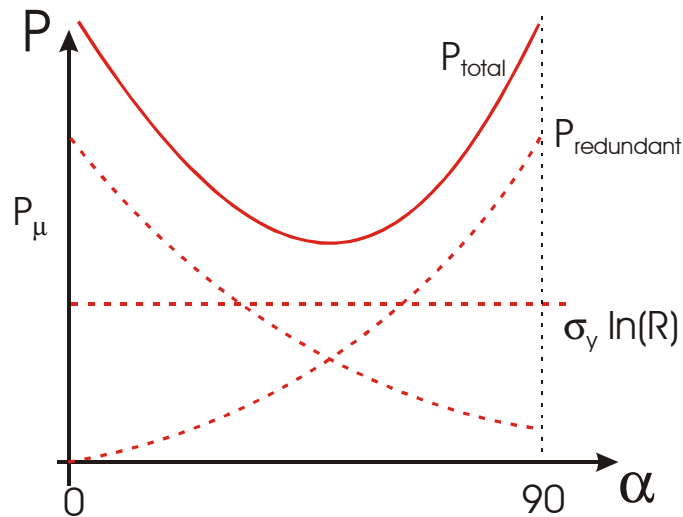


Figura 3.46. Les diferents contribucions a la pressió d'extrusió en funció de l'angle α

3.6.3. Lubrificació

La lubricació és important, sobretot, per a l'extrusió directa. Normalment, el lubricant s'aplica sobre la superfície del lingot abans d'introduir-lo al cilindre. Tal com ja vam comentar en el capítol dedicat a la forja, el lubricant que s'utilitza depèn de la temperatura d'extrusió: sabó, grafit i greix per a temperatures baixes ($T < 1.000^\circ\text{C}$) i vidre per a temperatures elevades ($T > 1.000^\circ\text{C}$).

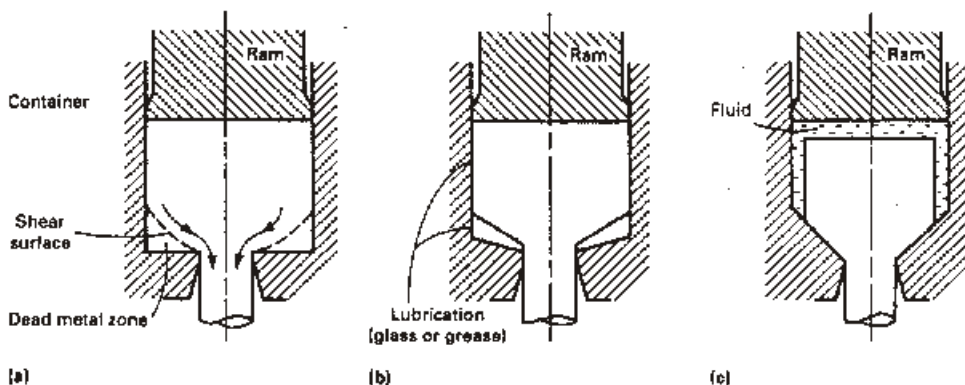
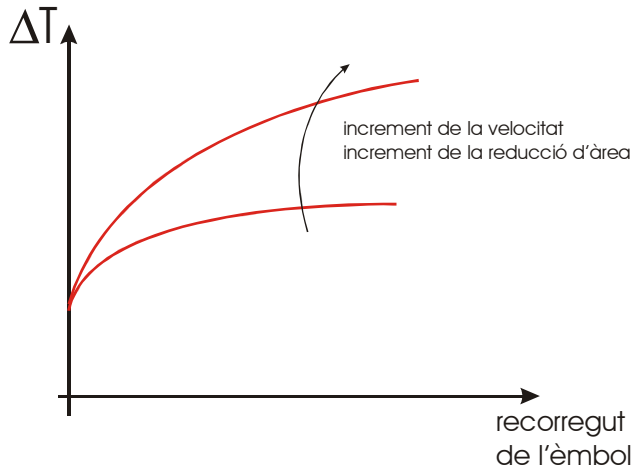


Figura 3.47. Esquema de l'extrusió: a) sense lubricant, b) amb lubricant i c) hidrostàtica

Finalment, podem dir que en l'extrusió directa la fricció amb el cilindre es pot reduir a zero en la variant anomenada *extrusió hidrostàtica* (vegeu la figura).

3.6.4. Escalfament durant l'extrusió

El treball que fa l'èmbol per deformar el material es converteix pràcticament tot en calor. Una part d'aquesta calor es dissipa cap al dau, mentre que la que queda escalfa el perfil extrudit. La temperatura del material a la sortida és, doncs, més elevada que dins del cilindre. El sobreescalfament, ΔT , pot augmentar o disminuir depenent dels paràmetres del procés.



És fàcil justificar que ΔT creix quan la reducció d'àrea és major i quan s'extrudeix més ràpidament. Aquest sobreescalfament serà més acusat al final del recorregut de l'èmbol perquè el dau es va escalfant progressivament, la qual cosa dificulta la dissipació de la calor. D'altra banda, ΔT sempre és més acusat a l'eix del perfil que no pas a la seva superfície.

Figura 3.48

El sobreescalfament, i també la seva distribució inhomogènia, pot tenir un efecte important sobre la qualitat del producte extrudit.

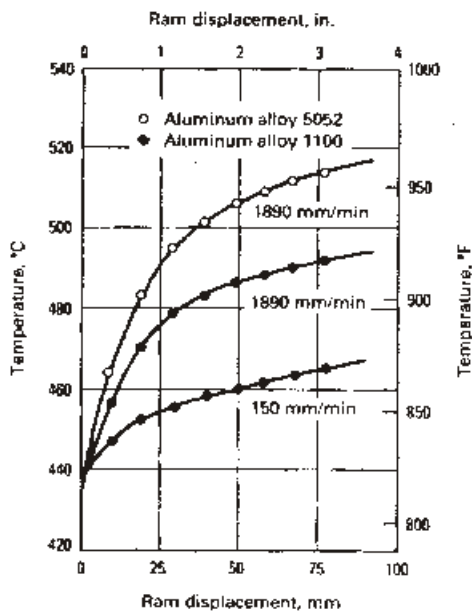


Figura 3.49. Temperatura a la superfície del producte extrudit en funció del desplaçament de l'èmbol per a dos aliatges d'alumini. Les velocitats de l'èmbol estan indicades en la figura.

3.7. Deformació en fred i recuita

3.7.1. Introducció

El resultat sobre l'estructura i les propietats d'un procés de deformació depèn de la temperatura a la qual es duu a terme. Depenent de la temperatura es parla de:

1. Deformació *en fred*. Quan la temperatura és prou baixa perquè es conservin els defectes de l'estructura creats amb la deformació.
2. Deformació *en calent*. Quan la temperatura és prou elevada perquè els defectes desapareguin.

3.7.2. Deformació en fred

Aquesta secció serà un petit repàs de conceptes que se solen explicar en un curs de Ciència dels materials, en el qual, recordem, se sol posar l'èmfasi en la relació entre l'estructura i les propietats.

3.7.2.a. Evolució de les propietats

En general, la deformació en fred incrementa la resistència del metall i la seva duresa. Com a contrapartida d'aquestes millores, la ductilitat i la tenacitat disminueixen. Finalment, el mòdul de Young es manté pràcticament invariable.

L'evolució de moltes d'aquestes propietats queda palesa en les corbes esforç-deformació de la figura. La gràfica representa el resultat dels assajos de tracció fets sobre provetes prèviament deformades en fred fins a diverses reduccions d'àrea, R .

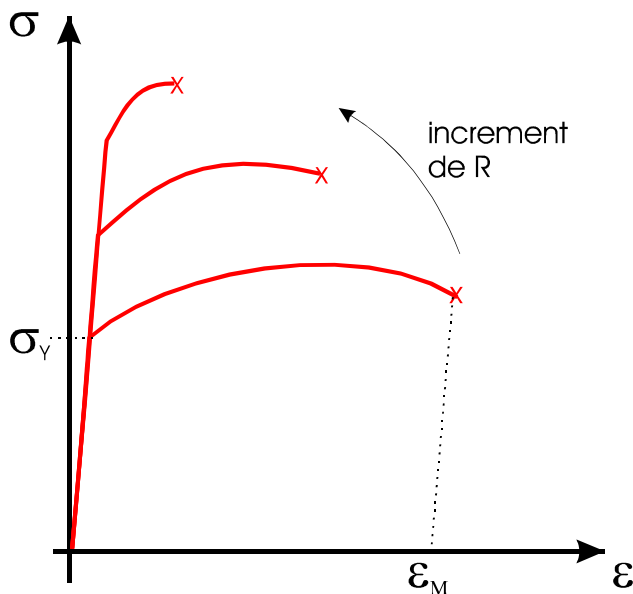


Figura 3.50

3.7.2.b. Estructura dels metalls deformats en fred (estructura agra)

Els metalls deformats en fred presenten uns trets estructurals característics de la deformació que han suportat. Destaca l'allargament dels grans segons la direcció de la deformació.

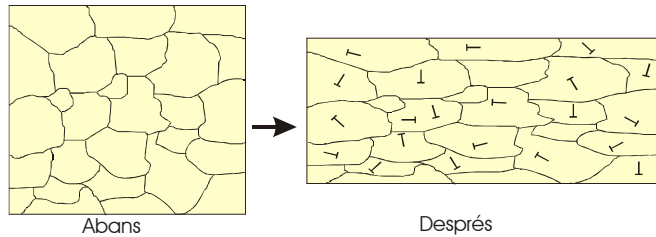


Figura 3.51

L'estructura cristal·lina presenta una gran quantitat de defectes: vacants, intersticials, dislocacions, etc. La presència de dislocacions té un efecte determinant sobre les propietats mecàniques, mentre que els defectes puntuals afecten altres propietats com ara la conductivitat elèctrica.

Finalment, els metalls deformats en fred presenten textura. La textura és l'orientació preferencial dels plans cristal·logràfics respecte de la direcció de deformació. Abans de la deformació, els plans cristal·logràfics d'un gra estaven orientats en direccions arbitràries i no tenien cap relació d'un gra a l'altre.

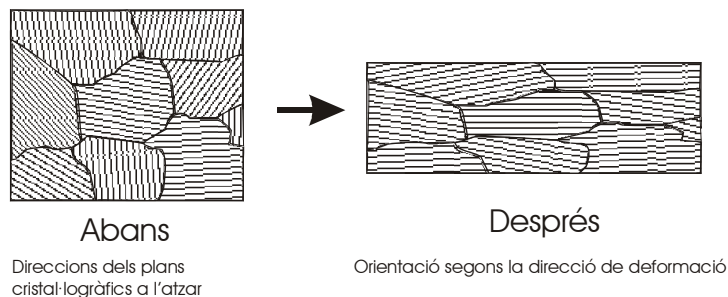


Figura 3.52. Textura en un metall deformat en fred

Tant la forma dels grans com la presència de les dislocacions es pot revelar per microscòpia òptica. En canvi, la textura només es pot detectar i caracteritzar per difracció de raigs X.

3.7.2.c. Anisotropia

Pel que acabem de dir, l'estructura reflecteix la direcció de la deformació. No ens ha d'estranyar, doncs, que les propietats també siguin anisòtropses. D'una banda, la textura provoca que la deformació plàstica depengui de la direcció. En particular, és molt fàcil veure l'efecte que té sobre l'embotició d'una làmina.

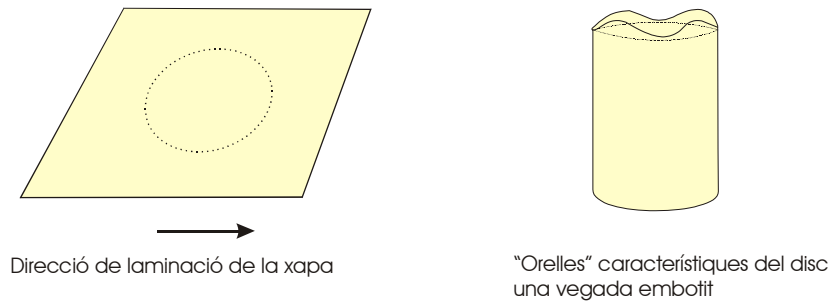


Figura 3.53. L’anisotropia induïda pel procés de conformació per fabricar la làmina es posa de manifest en les “orelles” de la peça una vegada embotida.

Pel que fa a la resistència, és menor en la direcció de la deformació: $\sigma_{f\parallel} < \sigma_{f\perp}$. Finalment, podem comentar que una esquerda es propaga més fàcilment si segueix la direcció dels grans allargats. En el cas d’una làmina, aquesta direcció serà la de la deformació. S’ha de vigilar, doncs, com es doblega una làmina si es vol fabricar un recipient a pressió cilíndric.

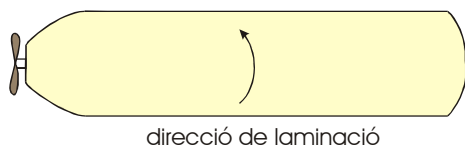


Figura 3.54

3.7.3. Recuita

La temperatura de la deformació en fred és massa baixa per poder eliminar els defectes. Aquests es poden eliminar i, per tant, es poden recuperar les propietats inicials (d’abans de la deformació) si s’escalfa el metall. Les propietats que s’obtidran amb la recuita dependran de la temperatura i durada d’aquesta. Indiquem l’evolució de les propietats amb el temps de la recuita a una temperatura determinada en la figura següent:

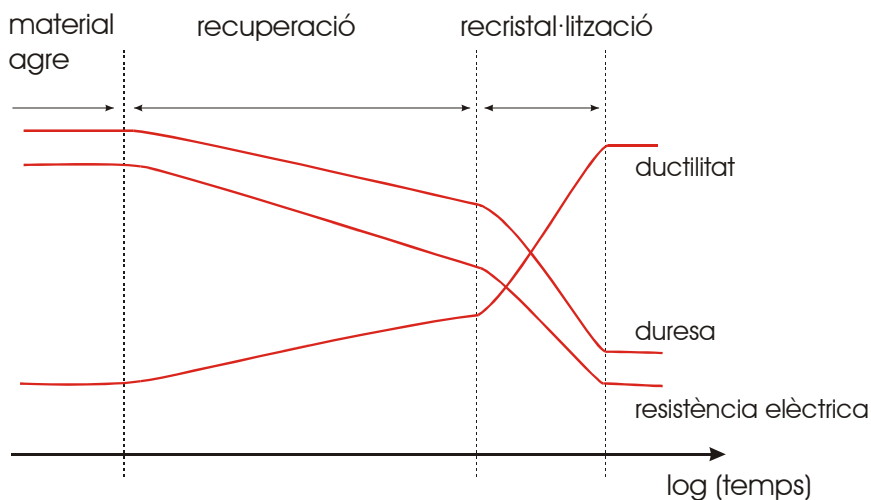


Figura 3.55. Evolució de les propietats durant la recuita d’un metall deformat en fred

Industrialment es fan diversos tipus de recuita que se solen classificar depenent del moment en què s'acaba:

1. Recuita *de treball*. S'atura després de la recristal·lització. L'objectiu és recuperar la ductilitat prèvia a la deformació. S'utilitza com a tractament tèrmic intermedi entre diverses operacions de deformació.
2. Recuita *de recuperació*. És un tractament que s'atura dins l'etapa de recuperació. S'aplica al fil elèctric de coure i alumini, ja que s'obté un bon compromís entre la conductivitat elèctrica (millora perquè s'eliminen defectes puntuals) i la resistència mecànica (no disminueix gaire perquè no s'eliminen dislocacions).

3.7.3.a. Evolució de l'estructura durant la recuita

Podem endevinar com evoluciona l'estructura amb la recuita a partir de l'evolució de les propietats:

1. *Recuperació*. La disminució de la resistència elèctrica s'explica per la disminució de la densitat de defectes puntuals (vacants i intersticials). D'altra banda, el manteniment de la duresa indica que pràcticament no varia la densitat de dislocacions. De fet, la duresa pot arribar a disminuir lleugerament a causa de la desaparició d'una petita fracció de les dislocacions.
2. *Recristal·lització*. Es produeix un canvi molt accentuat de les propietats. Es recuperen les propietats prèvies a la deformació. Deduïm, doncs, que desapareix l'estructura típica dels metalls deformats (l'estat agre). La disminució accentuada de la duresa indica que desapareixen la major part de les dislocacions.

El microscopi òptic revela una part d'aquests canvis estructurals. En particular, es detecta com apareixen grans nous, de mida menor, lliures de defectes (vegeu la figura).

Veiem que les dislocacions no desapareixen durant la recuperació, sinó que s'agrupen en zones de més densitat.

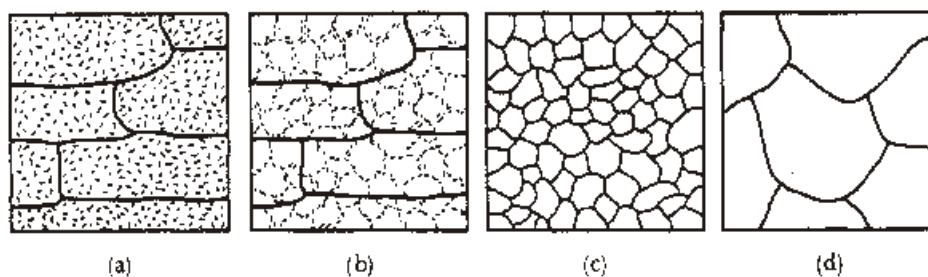


Figura 3.56. Evolució de la microestructura d'un metall treballat en fred durant la recuita. a) Estructura "agra", b) després de la recuperació, c) després de la recristal·lització i d) després del creixement de gra

3. *Textura de recristal·lització.* Els grans recristal·litzats són, en general, més petits i equiaxials. Tanmateix, presenten una textura característica que no coincideix amb la de l'estat agre. Per tant, malgrat que l'estructura de grans que s'observa al microscopi fa pensar que el material és isòtrop, això no és cert. El metall sempre recorda que ha estat deformat.

3.7.3.b. Energia emmagatzemada i recuita

Ens podem preguntar per què quan escalfem el metall deformat l'estructura evoluciona. La raó és perquè el material deformat conté més energia i, per tant, la seva estructura és més inestable. Vegem com s'acumula l'energia durant la deformació.

El treball mecànic efectuat durant la deformació es converteix majoritàriament en calor (aproximadament el 90%), mentre que només una petita part (el 10% que queda) s'acumula a l'estructura del material en forma de defectes. Pel que fa al tipus de defectes que acumulen més energia, la major part d'aquesta és en forma de dislocacions (al voltant del 80%).

El procés d'eliminació de defectes durant la recuita es pot analitzar per calorimetria. A mesura que desapareixen defectes es desprèn l'energia associada en forma de calor. Tal com podíem esperar del que hem dit fins aquí, el despreniment de calor més important es produeix durant la recristal·lització (desaparició de les dislocacions).

3.7.3.c. Velocitat d'eliminació de defectes

Com que la recuita representa una disminució d'energia, es pot fer a qualsevol temperatura. Normalment a temperatura ambient trigaria segles i per això s'ha d'escalfar el material. Així s'afavoreix el moviment dels àtoms. Analitzem un cas senzill: l'eliminació d'un àtom intersticial per recombinació amb una vacança.

Tal com s'indica en el dibuix, l'àtom intersticial s'haurà de moure per la xarxa gràcies a l'agitació tèrmica, fins que trobi una vacança.

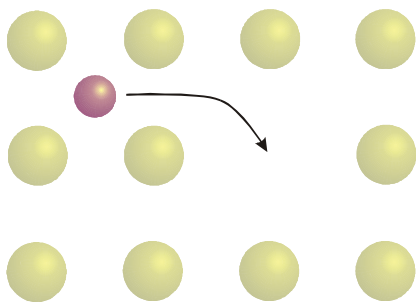


Figura 3.57. Eliminació d'un àtom intersticial per recombinació amb una vacança

Aquest moviment és governat pel coeficient de difusió i , per tant, estarà activat tèrmicament:

$$D = D_0 e^{-Q_A/RT} \quad (74)$$

on R ($= 8,31 \text{ J/K}$) és la constant universal dels gasos, Q_A és l'energia d'activació i T és la temperatura absoluta.

3.7.3.d. Cinètica de la recuperació: relació temperatura-temps

Els processos microscòpics de la recuperació (eliminació de defectes puntuals) fan que l'estructura es vagi transformant gradualment a tot el volum. És a dir, que la densitat de defectes és sempre uniforme. Quan es dona aquesta circumstància, es pot demostrar que totes les propietats variaran amb el temps d'una manera característica:

$$Duresa(t) = f(e^{-Q/RT} \cdot t) \quad (75)$$

$$Conductivitat\ elèctrica(t) = g(e^{-Q/RT} \cdot t)$$

on T i t són, respectivament, la temperatura i el temps de la recuita. Les fórmules anteriors ens indiquen que podem obtenir exactament les mateixes propietats amb valors de T i t diferents. Per exemple, amb (T_1, t_1) obtindrem el mateix resultat que amb (T_2, t_2) sempre que:

$$e^{-Q/RT_1} \cdot t_1 = e^{-Q/RT_2} \cdot t_2 = C(\text{const.})$$

Hi ha, doncs, una relació entre t i T per a cada valor de les propietats:

$$t = C e^{Q/RT} \quad (76)$$

Si fixem el valor de C , totes les propietats prendran el mateix valor per a qualsevol parell (T, t) que compleixi la relació. Això significa que un valor de C determinat correspon a un estat determinat de l'estructura del material.

Exemple 1. Calculem l'efecte que té un increment de la temperatura de 300°C a 400°C sobre la velocitat de recuperació d'un metall deformat en fred si l'energia d'activació és de 90 kJ/mol ($R = 8,31 \text{ J/mol}$).

Una manera d'avaluar la velocitat de recuperació és, simplement, quantificar el temps que triga a assolir un determinat estat. Per tant, el valor de la constant C a 300°C o a 400°C ha de ser el mateix. Podem, doncs, escriure:

$$t_{300} \cdot \exp(-Q/RT_{300}) = t_{400} \cdot \exp(-Q/RT_{400})$$

si substituïm valors obtenim: $t_{300} 6,3 \cdot 10^{-9} = t_{400} 1,0 \cdot 10^{-7}$

El quocient t_{300}/t_{400} serà precisament l'increment de la velocitat de recuperació i val 16.

3.7.3.e. Control de la recristal·lització

El resultat de la recristal·lització és una nova estructura de grans lliure de defectes. Com que la mida del gra és una característica estructural que té una influència important sobre les propietats, és necessari controlar-la durant la recristal·lització. Veurem, tot seguit, com la mida del gra es controla a través dels paràmetres de procés següents:

- concentració d'impureses
- percentatge de treball en fred
- temperatura de la deformació
- mida del gra inicial (abans de deformar)
- temperatura de la recuita

Recordem que normalment interessa un gra petit ja que aquesta característica estructural incrementa tant la resistència com la tenacitat.

3.7.3.f. Cinètica de la recristal·lització: equació d'Avrami

A diferència de la recuperació, la recristal·lització no és una transformació que afecta homogèniament tot el material. Una representació gràfica que il·lustra la manera com el material recristal·litza seria la de la figura.

És com si dins del material deformat aparegués una nova fase que va creixent fins a abastar tot el volum. La frontera entre la fase recristal·litzada i la fase agra està perfectament definida, de manera que podem parlar d'una interfície que les separa (tal com trobàvem també en el cas de la solidificació).

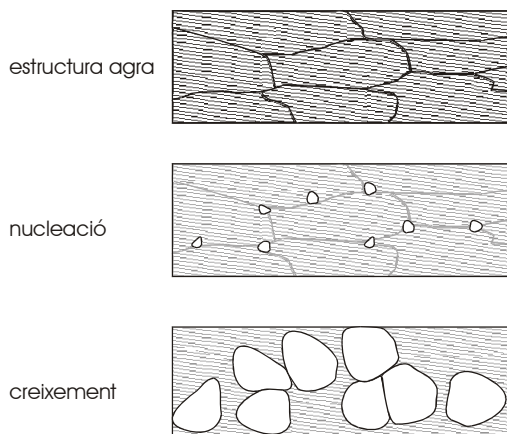


Figura 3.58

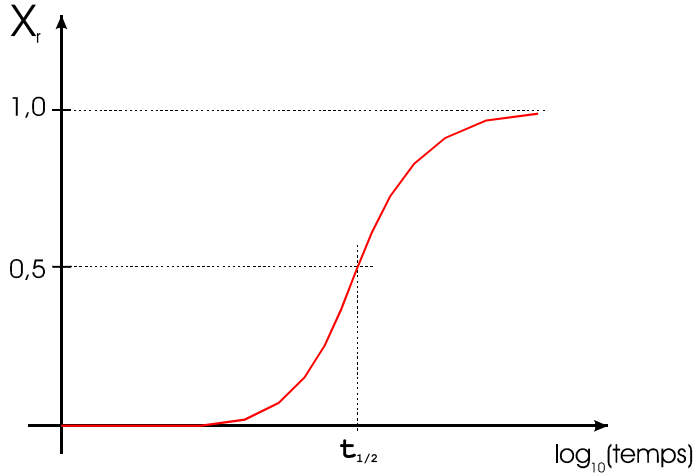
La recristal·lització no és res més que un exemple de *transformació en estat sòlid* amb canvi de fase. La cinètica d'aquestes transformacions se sol ajustar amb una fórmula fenomenològica anomenada *equació d'Avrami*:

$$X_r = 1 - \exp(-kt)^n \quad (77)$$

on X_r és la fracció de volum transformat ($V_{transformat}/V_{total}$), la "fracció transformada". A l'equació d'Avrami k i n són paràmetres que s'ajusten per a cada transformació

particular. Si representem la funció X_r en una escala de temps logarítmica, s'obté una corba sigmoïdal com la de la figura.

La recristal·lització és també un procés activat tèrmicament, de manera que el temps necessari per recristal·litzar el 50% del volum tindrà una dependència característica amb la temperatura:



$$t_{1/2} = Ae^{-Q/RT}$$

Figura 3.59. Evolució de la fracció recristal·litzada segons la cinètica d'Avrami

Aquesta relació s'assembla a la relació temps-temperatura de la recuperació tot i que no són equivalents.

3.7.3.g. Velocitats de nucleació (\dot{N}) i de creixement (G)

El paràmetre k de l'equació d'Avrami depèn de la velocitat de nucleació, \dot{N} , i de la velocitat de creixement, G . Entenem per velocitat de nucleació el nombre de nuclis que apareixen per unitat de temps i de volum. Com que la nucleació és un procés essencialment aleatori, es pot considerar que serà proporcional al “nombre de punts susceptibles de convertir-se en nuclis” i a la “probabilitat que s'hi converteixin”:

$$\dot{N} \propto \left[\begin{array}{l} \text{punts susceptibles de} \\ \text{convertir-se en nuclis} \end{array} \right] \cdot \left[\begin{array}{l} \text{probabilitat que} \\ \text{s'hi converteixin} \end{array} \right]$$

La velocitat de creixement es defineix com la velocitat a què s'incrementa el radi del cristallet. Com que G és bàsicament el moviment de la interfície, es pot escriure la relació següent:

$$G \propto D_G \cdot E_R$$

on D_G és el coeficient de difusió i E_R és l'energia alliberada per unitat de volum durant la recristal·lització. D_G disminueix molt amb la presència d'impureses. Per exemple, disminueix un factor 5.000 amb 60 ppm de Sn en Pb. Aquesta dependència explica que, en general, els metalls purs recristal·litzin més fàcilment que no pas els seus aliatges. De la seva banda, E_R creix quan:

- a) augmenta el treball en fred
- b) disminueix la temperatura de la deformació
- c) el gra inicial és menor

d) s'incrementa la concentració d'impureses

3.7.3.h. Mida del gra recristal·litzat

El diàmetre del gra recristal·litzat és aproximadament proporcional al quocient $\frac{G}{\dot{N}}$, de manera que és menor quan $\frac{G}{\dot{N}}$ és petit. En la taula següent es detalla com els diferents paràmetres tecnològics controlen la mida del gra recristal·litzat.

	\dot{N}	G	mida del gra recristal·litzat
mida inicial ↓	↑↑	↑	↓
T de la deformació ↑	≈	↓	↓
[impureses] ↑	↓	↓↓	↓↓
% treball en fred ↑	↑↑	↑	↓
T de la recuita ↑	↑↑	↑↑	≈

És especialment interessant l'efecte del treball en fred. En el cas en què la deformació sigui molt lleugera, es pot obtenir una mida de gra macroscòpica. Això pot passar en operacions de doblegament de perfils, com podria ser durant la instal·lació d'una canonada de coure (figura). Quan per accident, o bé per les condicions de servei, la zona deformada s'escalfa, es desenvoluparà un gra molt gran. En conseqüència, el metall serà més fràgil i menys resistent just al colze.

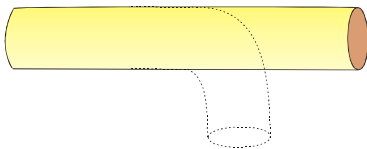


Figura 3.60

D'altra banda, la introducció voluntària d'impureses és un mètode al qual es recorre quan es volen obtenir grans molt petits.

3.7.3.i. Temperatura de recristal·lització

Podem definir la temperatura de recristal·lització, T_{rec} , com la temperatura a la qual un tractament tèrmic d'una hora recristal·litza el 95% del material. Com a regla general

$$\frac{1}{3}T_F(K) < T_{rec} < \frac{1}{2}T_F(K)$$

on T_F és la temperatura de fusió.

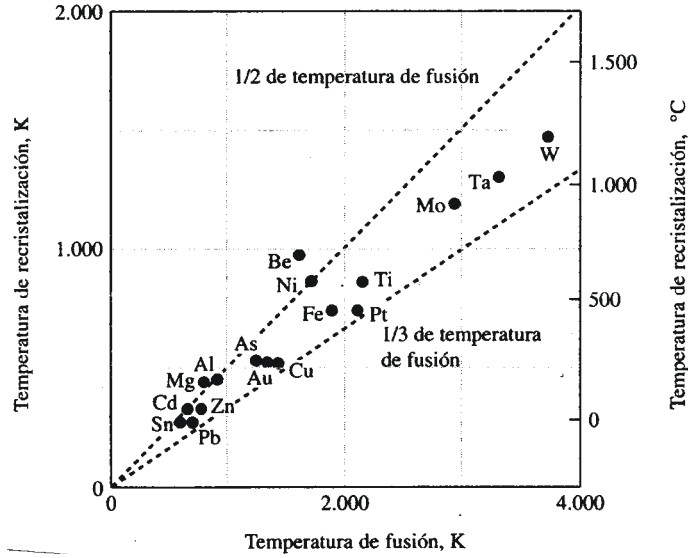


Figura 3.61. Per a molts metalls la temperatura de recristal·lització està entre 1/2 i 1/3 de la de fusió.

En la figura veiem que aquesta relació es complexa per a molts metalls. En realitat, T_{rec} no és una constant del metall, sinó que depèn de les condicions de deformació.

Els factors que incrementen G i \dot{N} disminueixen T_{rec} . Per tant, T_{rec} disminueix quan:

- a) disminueix la mida del gra inicial,
 - b) la deformació es fa a una temperatura més baixa,
 - c) el metall és més pur i
 - d) s'incrementa la deformació en fred.
- Referent a aquesta darrera dependència, resulta que per sota d'un valor mínim del treball en fred, el metall no recristal·litza (vegeu la figura).

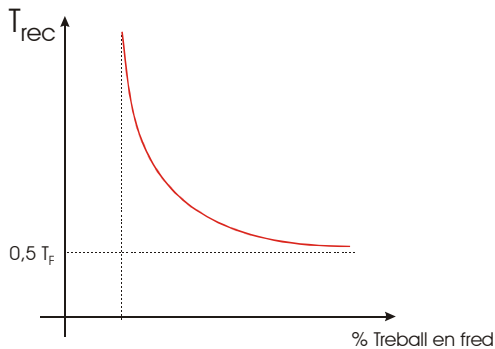


Figura 3.62. Evolució de la temperatura de recristal·lització en funció del percentatge de treball en fred

3.8. Deformació en calent

3.8.1. Introducció

Com a regla general, podem dir que l'esforç de fluència disminueix quan la temperatura augmenta. Aquesta tendència val per a tots els materials i en particular per als metalls. Això implica que per treballar un metall a una temperatura elevada es necessita menys energia. D'altra banda, la capacitat de deformació sense esquerdes (la *ductilitat*) s'incrementa. Ara bé, quan parlem de *deformació en calent* ens referim a la deformació en unes condicions molt determinades, no pas simplement a la deformació d'un metall després de l'escalfament. La temperatura a la qual es deforma el metall ha de ser prou elevada perquè no sigui necessària la recuita. D'alguna manera, podríem dir que "la deformació en calent és equivalent a la deformació en fred més la recuita".

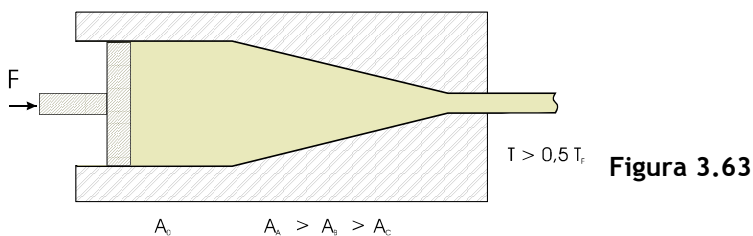
En el capítol anterior hem vist que la temperatura de recristal·lització creix amb la temperatura de fusió, en particular,

$$\frac{1}{3} T_F (K) < T_{rec} < \frac{1}{2} T_F (K)$$

Com que a T_{rec} la recristal·lització triga una hora, resulta que la temperatura per a la deformació en calent haurà de ser superior a $0,5 T_F$. Per tant, la temperatura del treball en calent depèn del metall. Per exemple, com que el plom fon a 600 K, a temperatura ambient la seva deformació és en calent. Un cas molt diferent és el del wolframi. Com que fon a una temperatura tan elevada com és 3.800 K, resulta que a 1.000°C la deformació del wolframi roent encara és en fred.

3.8.2. Evolució de l'estructura durant la deformació en calent

Imaginem un procés de deformació per extrusió a temperatura elevada, com el de la figura.



Atès que la reducció d'àrea és progressiva ($A_A > A_B > A_C$), la deformació del metall dependrà del punt que considerem ($\epsilon_A < \epsilon_B < \epsilon_C$). Recordem, d'altra banda, que les velocitats de nucleació i de creixement (\dot{N} i G) s'incrementen considerablement amb el grau de deformació. El mateix podem dir de la velocitat dels processos de

recuperació. Per tant, podem assegurar que l'anihilació dels defectes creats per la deformació s'accelera a mesura que el material avança cap a la dreta.

L'estructura del material a la sortida dependrà de:

- a) la temperatura
- b) el grau de deformació
- c) el temps que dura el procés

Esquemàticament, podríem veure com evoluciona l'estructura quan el grau de deformació augmenta.

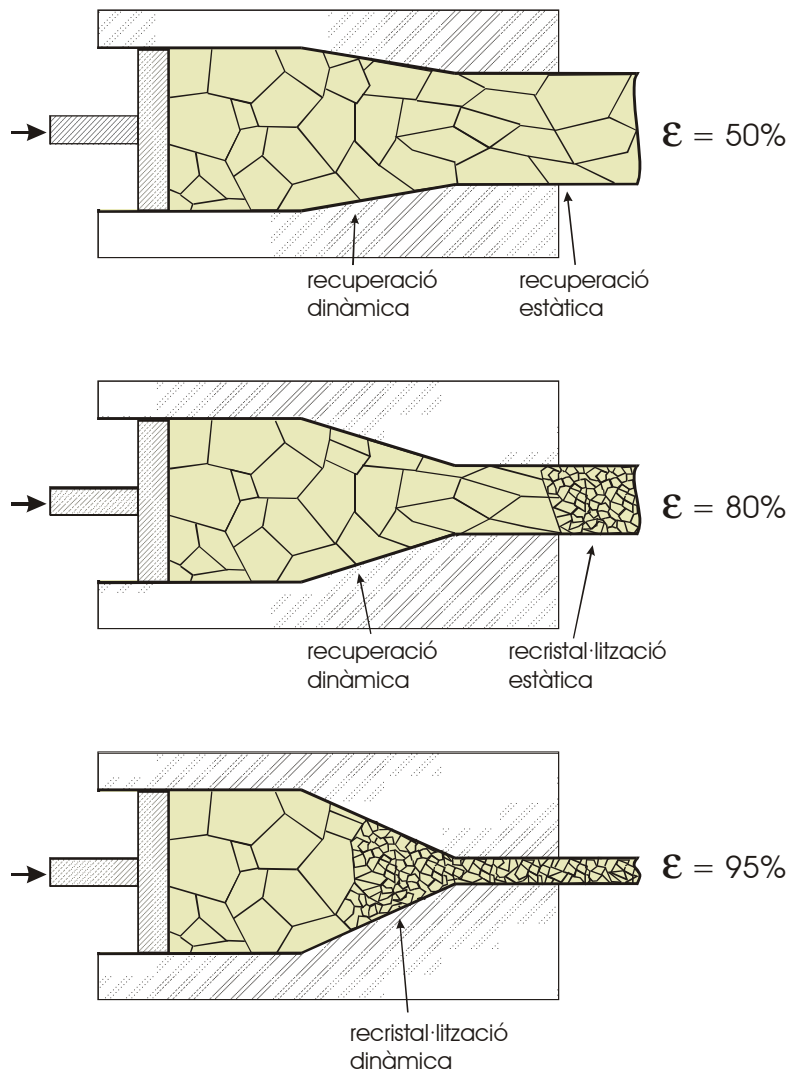


Figura 3.64

Si el grau de deformació és moderat (p. e. del 50%), durant la deformació només es produeix la recuperació parcial (recuperació dinàmica). Un cop acabada la deformació, la recuperació continua perquè el metall encara està calent (recuperació estàtica).

Si s'incrementa el grau de deformació (p. e. fins al 80%), la velocitat de recristal·lització serà prou elevada perquè a la sortida de l'extrusora el metall recristal·litzi (recristal·lització estàtica).

Finalment, per a deformacions molt severes (p. e. del 95%), es pot produir la recristal·lització simultàniament amb la deformació (recristal·lització dinàmica).

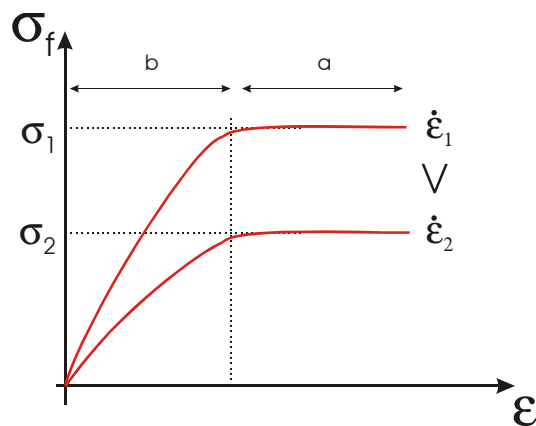
En els processos corrents de deformació en calent, només s'arriba a la recristal·lització dinàmica en els metalls amb una energia baixa de falles d'apilament (alguns dels metalls CCC: Cu, Ni, llautons α , austenita, cuproníquels...). D'altra banda, si la temperatura es manté elevada un temps llarg després de la deformació, el material pot acabar recristal·litzant.

3.8.3. Esforç de fluència a temperatura elevada

Les corbes típiques que obtindríem de l'assaig de compressió en calent serien les de la figura. Hi distingim dos règims:

a) Quan la deformació és prou elevada, l'esforç es manté constant. En aquest règim, la recuperació dinàmica anihila els defectes a mesura que es van creant. L'esforç de fluència és més elevat a velocitats de deformació més grans perquè es creen més defectes per unitat de temps.

b) Abans d'assolir aquest règim estacionari, l'esforç creix a mesura que anem deformant. Com que la velocitat de recuperació depèn del grau de deformació, per a deformacions petites la recuperació no és prou ràpida i creix la densitat de defectes.



El metall, doncs, s'endureix. Si deformem molt ràpidament, la densitat de defectes pot ser tan elevada que el metall recristal·litzi. En aquest cas es produeix una disminució sobtada de l'esforç que dona lloc a un pic en la corba esforç-deformació, característic de la recristal·lització dinàmica.

Figura 3.65. Resultat d'un assaig de compressió en funció de la velocitat de deformació

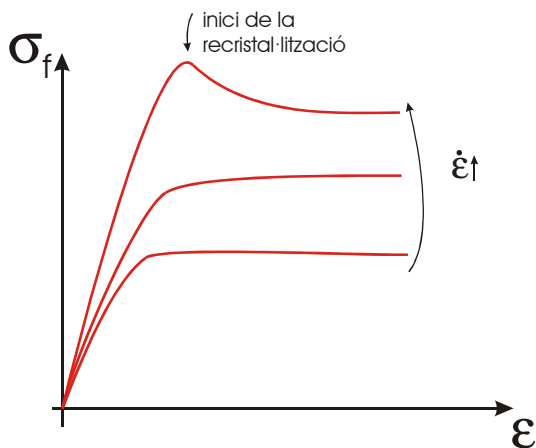


Figura 3.66. Si deformem molt ràpidament es pot donar que la densitat de defectes sigui tan elevada que el metall recristal·litzi, i hi hagi una disminució abrupta de la tensió.

3.8.4. Millora de l'estructura dels metalls colats amb la deformació en calent

El treball en calent sol “curar” els defectes de colada:

1. *Porositat.* Els porus tancats se solden. Els porus oberts, no, ja que les seves superfícies estan oxidades.
2. *Estructura dels grans.* Amb la recristal·lització el gra és més uniforme i petit.
3. *Segregació.* La deformació a temperatura elevada afavoreix la difusió del solut. S'elimina pràcticament la microsegregació.

3.8.5. Anisotropia

Tot i que els grans recristal·litzats són equiaxials, la microestructura dels metalls deformats en calent és anisòtropa per dues raons:

- a) *Textura.* Apareix una textura semblant a la que resulta de la deformació en fred més la recuita.
- b) *Fibra.* Si hom observa una superfície polida, hi distingirà unes línies que indiquen la direcció de la deformació (la direcció de fluència del metall). Aquestes línies s'anomenen *fibra* i provenen dels porus que s'han soldat i de les inclusions i petits precipitats que s'han alineat. És important tenir en compte aquest tret estructural a l'hora de la mecanització d'una preforma deformada en calent. Si la fibra es talla, a la superfície apareixeran punts on serà més fàcil la nucleació d'esquerdes. Per tant, l'esperança de vida a fatiga disminuirà. Si es pot, s'ha d'evitar tallar la fibra (vegeu la figura).

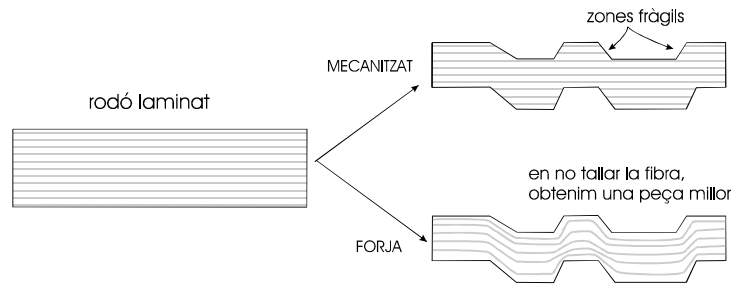


Figura 3.67. Conformació d'un eix de transmissió per mecanització o per forja. Efecte de cada tècnica sobre la continuïtat de la fibra.

3.8.6. Inconvenients del treball en calent

Tot i que fins ara han quedat clars els avantatges de treballar els metalls en calent, la visió no seria completa si no enumeréssim, també, els seus inconvenients:

- Si no es treballa en atmosfera protectora, la superfície s'oxida. La capa d'òxid que es forma durant la deformació en calent s'anomena *escata*.
- A causa de l'escata, i també de la contracció tèrmica del metall i de la de les eines, amb la deformació en calent no es pot assegurar un bon control dimensional.
- L'estructura del metall és inhomogènia ja que, durant la deformació en calent, la temperatura de la superfície és inferior a la de l'interior de la peça.

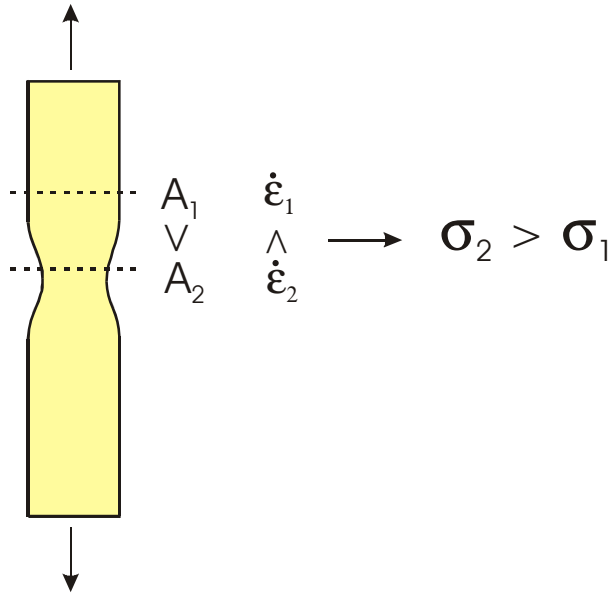
3.8.7. Conformació superplàstica

L'absència d'enduriment per deformació fa que els processos de deformació que impliquen esforços de tracció (trefilatge, estiratge, embotició...) no es puguin fer en calent, ja que de seguida apareix l'*estricció*.

En alguns metalls, i ateses unes condicions del procés molt controlades, és possible deformar per tracció en calent. És el que s'anomena *deformació superplàstica*. En aquest cas, l'estabilització en contra de l'estricció és possible a causa de l'increment de l'esforç quan la velocitat de deformació s'incrementa. Per a molts metalls es compleix la relació següent:

$$\sigma = C \dot{\varepsilon}^m \quad (78)$$

on m s'anomena *sensibilitat a la velocitat de deformació*. Per a valors grans de m ($> 0,2$) són possibles grans deformacions per tracció. Vegem com l'enduriment per velocitat de deformació assegura l'estabilització en contra de l'estricció.



Considerem que, tal com es representa en la Figura 3.68, la proveta s'ha aprimat al punt 2 per atzar. La disminució de secció provoca un enduriment, ja que en aquesta zona la velocitat de deformació és superior. Per tant, la proveta es continuarà deformant a les zones de secció més gruixuda.

Figura 3.68

Gràcies a la deformació superplàstica s'obtenen deformacions per tracció enormes (superiors al 500%) (vegeu la Figura 3.69). La forta dependència de σ amb la velocitat de deformació (m gran) s'obté en metalls de gra molt fi ($< 10 \mu\text{m}$). Normalment, la deformació superplàstica s'efectua a velocitats molt lentes per tal que l'esforç necessari sigui molt baix. En la Figura 3.70 veiem que es pot deformar una làmina superplàstica aplicant gas a pressió (en un procés molt semblant a l'embotició de materials plàstics).

Per deformació superplàstica es fabriquen molts components de la indústria aeroespacial. La limitació principal d'aquesta tècnica, que n'impedeix l'extensió en altres camps, és la baixa velocitat de deformació, que comporta una baixa productivitat.

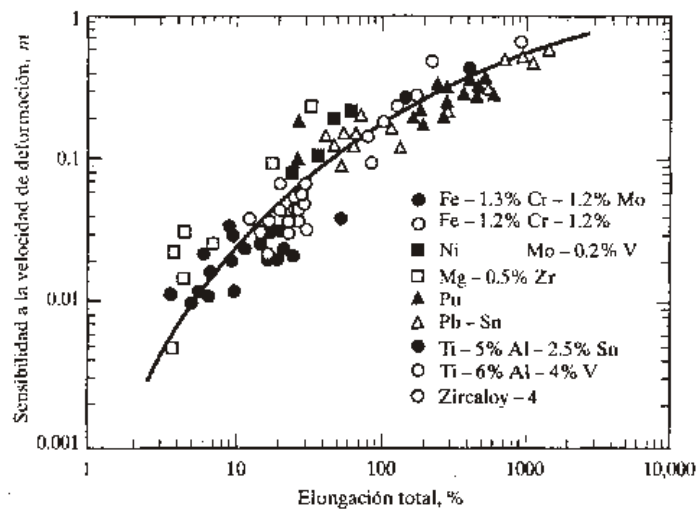


Figura 3.69. Correlació de l'índex de sensibilitat a la velocitat de deformació, m , amb la elongació total de certs aliatges superplàstics

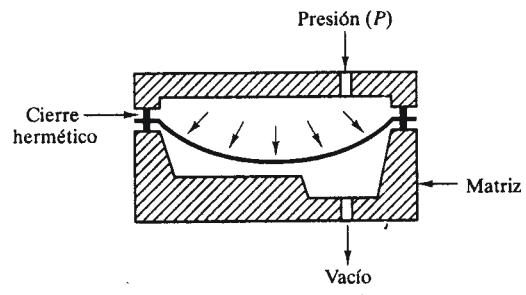


Figura 3.70. Conformació per la pressió d'un aliatge superplàstic

3.9. Bibliografia del tema de conformació per deformació

Autor: Verhoeven, John D.

Títol: *Fundamentos de metalurgia física*

Publicació: México [etc.]: Limusa, 1987 (per al capítol de la recuita)

Descripció: 593 p.; il·lustr.; 23 cm

ISBN: 9681819438

Autor: Dieter, George Ellwood

Títol: *Mechanical metallurgy*

Publicació: New York [etc.]: McGraw-Hill Book Company, cop., 1986

Descripció: XXIII, 751 p.; il·lustr., gràf.; 24 cm

ISBN: 0070168938

Col·lecció "McGraw-Hill series in materials science and engineering"

Autor: Davis, Joseph R. [et al.]

Títol: *ASM handbook / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee*

Publicació: Metals Park: American Society for Metals, 1990

Descripció: 19 vol.; il·lustr.; 29 cm + 1 disc òptic d'ordinador; 12 cm

ISBN: 0871700204 (cartograf.: vol. 14)

Autor: Río, Jesús del

Títol: *Conformación plástica de materiales metálicos en frío y en caliente: forja, laminación, estirado, estampación, extrusión, embutición*

Publicació: Madrid: Dossat, 2000, 2005

Descripció: 655 p.; il·lustr.; 24 cm

ISBN: 8496437094

Autor: Mangonon, Pat L.

Títol: *Ciencia de materiales: selección y diseño*; traducció: Héctor Javier Escalona y García

Publicació: México [etc.]: Prentice Hall, 2001

Descripció: XVI, 824 p.

ISBN: 9702600278

4. Pulverimet·lúrgia

4.1. Origen de la pulverimet·lúrgia

Recordem que la seqüència normal de processos en la fabricació de peces metàl·liques (Figura 4.1Error! Reference source not found.) comença amb un procés de fusió. Quan el metall presenta una temperatura de fusió tan elevada que no es pot fondre a escala industrial, en lloc de començar per la fusió es comença per la sinterització de pólvors.

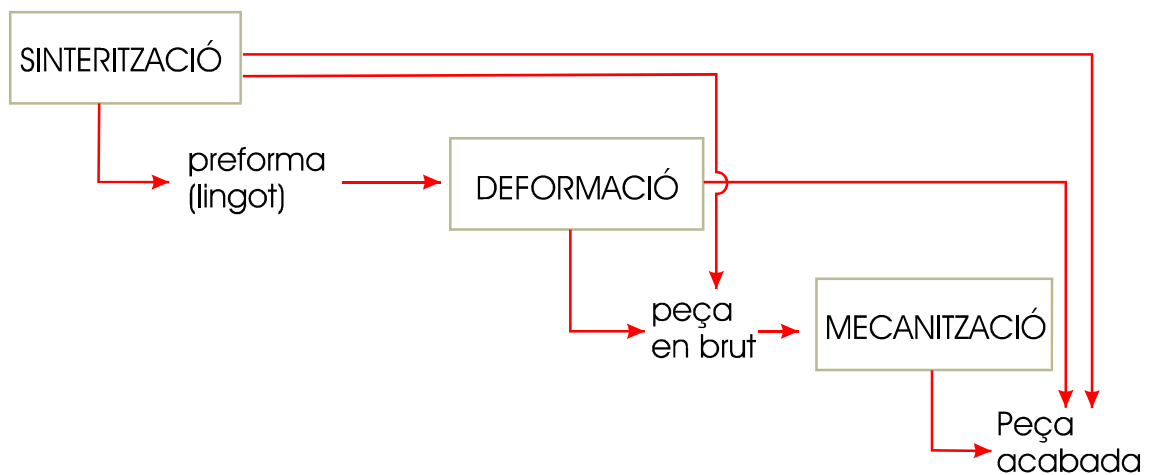


Figura 4.1

Històricament, la sinterització es va desenvolupar per obtenir objectes de metalls refractaris (aquells que presenten temperatures de fusió molt elevades, $T_F > 2.500^\circ\text{C}$), com són el W, el Ta o el Mo. Com a exemple podem explicar els processos necessaris per a la fabricació de fils incandescents de wolframi (Figura 4.2 **Error! Reference source not found.**).

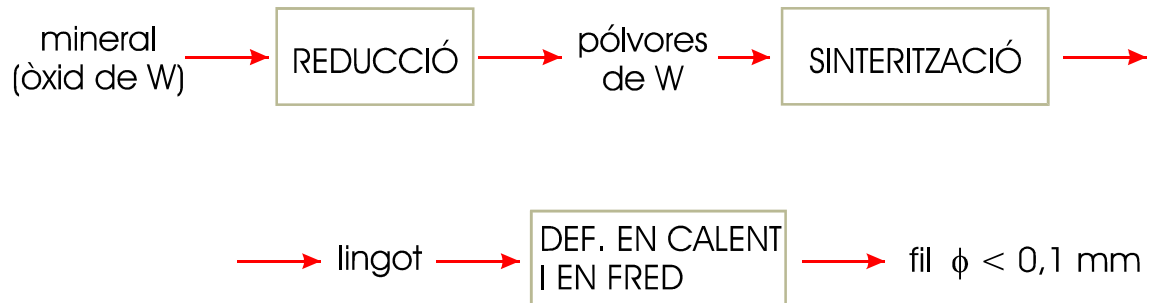


Figura 4.2

Amb una operació de reducció del mineral (òxid de W) s'obtenen pólvores del metall, les quals, en una operació posterior, se sinteritzen en forma de lingot. El lingot es deforma en calent i en fred fins a assolir els diàmetres necessaris per als fils incandescents.

Amb la sinterització, les partícules metàl·liques queden soldades. És a partir d'aquest moment que podem parlar pròpiament de "material".

4.2. Objectes sinteritzats i aplicacions

Tant raons tècniques com econòmiques fan que actualment el ventall de productes sinteritzats sigui molt ampli:

- a) Materials refractaris
- b) Materials compòsits. Se sinteritzen partícules de diferents materials per tal d'obtenir propietats superiors.
 - b.1) Vídia i similars : Co/WC (metall/ceràmica). Presenten valors de duresa, tenacitat i resistència al desgast extraordinaris.
 - b.2) Pastilles dels frens: fibres ceràmiques/metall.
 - b.3) Aliatges metàl·lics endurits per partícules fines dures: el compòsit Al/Al₂O₃ és un substitut dels duraluminis per a temperatures elevades.
- c) Contactes elèctrics: Cu/W, Ag/CdO...
- d) Metalls porosos : filtres, coixinets autolubrificats (retenen l'oli en porus).
- e) Components estructurals: ens referim a productes d'aliatges metàl·lics convencionals (aliatges base Fe, Cu, Al...) que s'utilitzen per a aplicacions mecàniques. A diferència de les altres aplicacions de la sinterització (a, b i c), per a les quals no hi ha una tècnica de producció alternativa, es fabriquen per sinterització la majoria de components estructurals per raons econòmiques. La pulverimetal·lúrgia minimitza les costoses operacions de mecanització i minimitza també les pèrdues de material.

En la Figura 4.3 veiem que el destinatari principal de peces sinteritzades és la indústria de l'automòbil, seguida de les indústries elèctrica i mecànica.

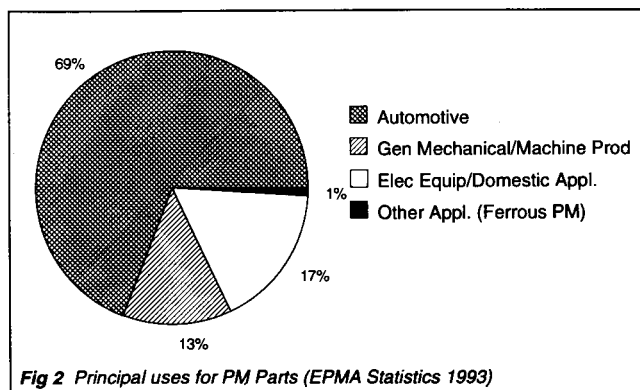


Figura 4.3

4.3. El procés pulverimetal·lúrgic

L'esquema de la Figura 4.4 serveix per identificar les operacions principals que se segueixen en la fabricació de components a partir de pólvores. Les matèries primeres (pólvores metàl·liques i additius) es barregen abans de donar-hi forma. Les operacions de conformació (*forming*) poden ser en calent o en fred. A la conformació segueixen algunes etapes opcionals fins a l'obtenció de la peça acabada.

Aquest esquema general ens servirà per estructurar el que queda de tema.

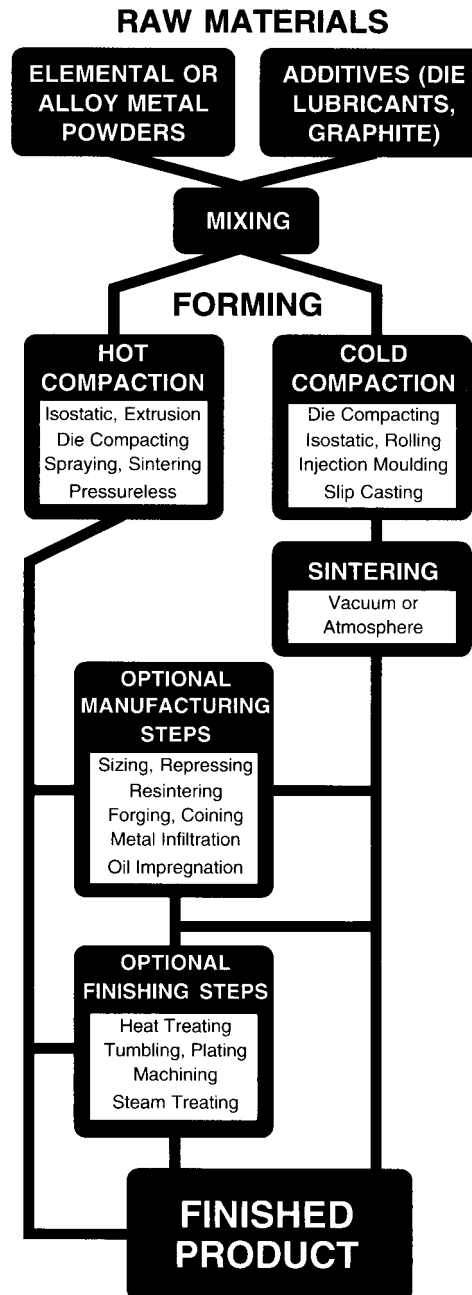


Figura 4.4

4.4. Obtenció de les pólvores

Els principals processos d'obtenció de pólvores metàl·liques són els següents:

- a) Reducció en estat sòlid. La metal·lúrgia tradicional recorre a processos de reducció per extreure el metall dels minerals. Tanmateix, normalment aquestes operacions es fan a una temperatura superior a la de fusió del metall, el qual s'obté en estat líquid:



Figura 4.5

D'altra banda, quan interessa obtenir pólvores, els processos de reducció es fan a temperatures inferiors:

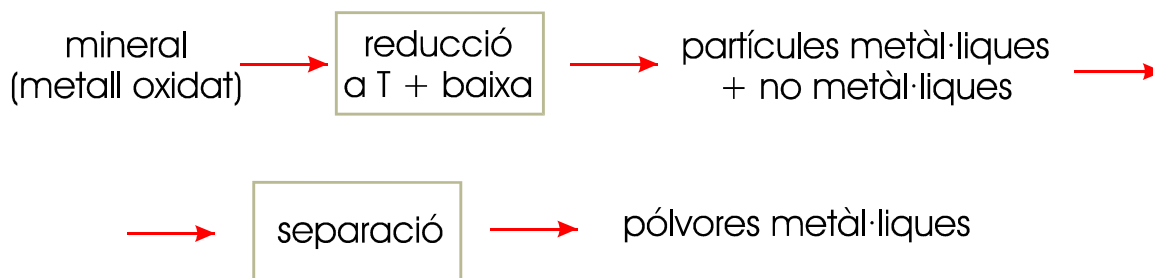
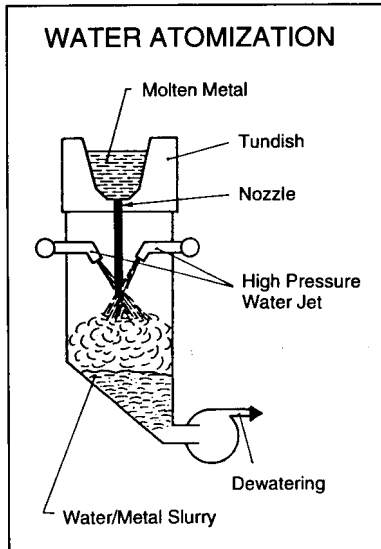


Figura 4.6

Amb aquest mètode les partícules són de forma irregular i molt poroses (esponjoses). La puresa química és baixa.

- b) Electròlisi. Per electròlisi s'obtenen pólvores de puresa molt elevada i forma irregular de Cu, Cr i Mn (entre d'altres metalls).
- c) Atomització. Es parteix del metall fos. Per acció d'un gas o líquid a pressió, un raig del metall líquid es desintegra en gotes molt petites que se solidifiquen ràpidament bé "al vol" o bé per impacte sobre una superfície freda. Depenent de les condicions del procés, la forma de les partícules, i també la seva mida, pot ser molt variable (vegeu la Figura 4.8).



La puresa serà la del metall de partida. En el cas en què aquest s'oxidi amb facilitat, el gas haurà de ser inert (normalment s'utilitza argó). En la Figura 4.7 veiem un esquema d'atomització per acció d'aigua a pressió.

Figura 4.7

Fig 5 Particle shapes of powders produced by various atomising processes (photo courtesy of Atomising Systems Ltd, Sheffield, England)

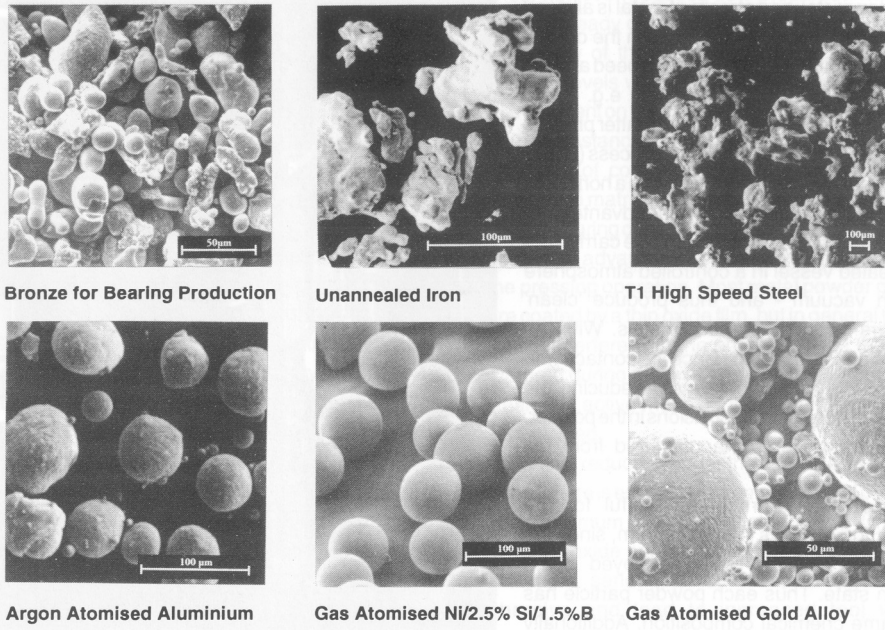


Figura 4.8

4.5. Conformació per compactació en fred

És la tècnica més corrent. La pólvora s'introdueix en un motlle on es compacta per pressió uniaxial.

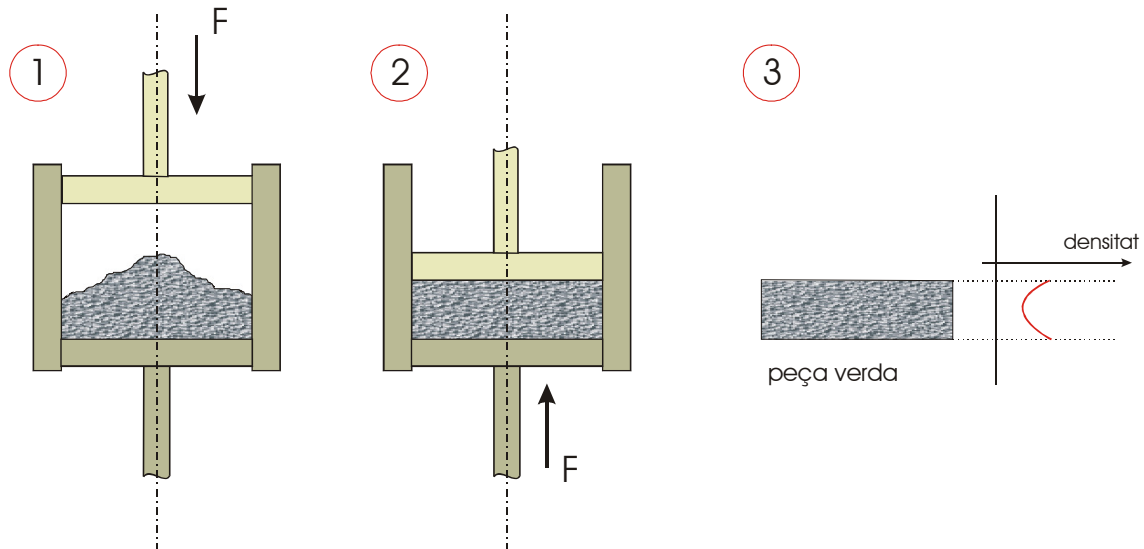


Figura 4.9

Normalment es compacta pels dos extrems. Així s'obté una densitat més uniforme. Per tal de millorar la "fluidesa" de la pólvora, s'hi sol afegir un lubricant. Amb el lubricant es minimitza la fricció entre les partícules i les parets del motlle i es facilita el procés d'ejecció de la peça compactada (peça verda). Cal dir, també, que les propietats finals de la peça (un cop sinteritzada) milloren quan la densitat és uniforme i elevada.

Per compactació en fred es conformen peces de geometria senzilla.

4.6. Altres tècniques de conformació

a) Compactació isostàtica

En aquesta tècnica el motlle és flexible. Un cop ple de la pólvora, es comprimeix dins d'un líquid. Com que el líquid transmet la pressió en totes les direccions amb la mateixa intensitat, s'aconsegueix una compactació molt més uniforme que en la compactació uniaxial. S'utilitza per a la fabricació de peces de geometria complexa.

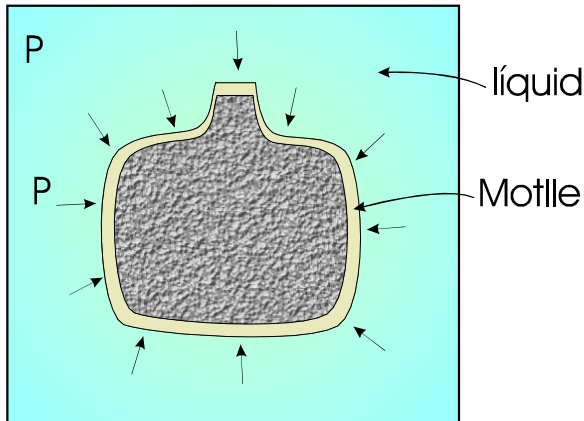
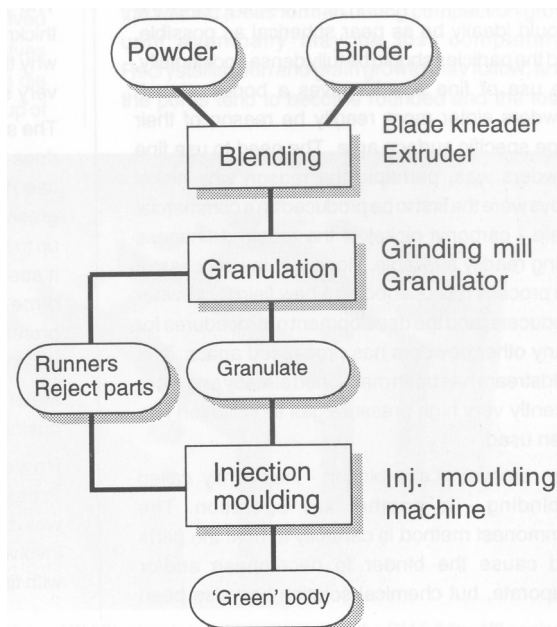


Figura 4.10

b) MIM (Metal Injection Moulding)



Les pólvores es barregen amb plàstic (< 50% en volum de plàstic), de manera que, quan aquest fon, el conjunt es comporta com una pasta. En aquest estat s'injecta dins d'un motlle amb una màquina semblant a la d'injecció de plàstics. A la peça verda, les partícules metàl·liques estan adherides pel plàstic solidificat. El diagrama de la Figura 4.11 indica les principals operacions de la tècnica MIM.

Figura 4.11

Es fabriquen peces de geometria complexa i de dimensions petites, ja que, si no, costaria d'eliminar el plàstic.

4.7. Tractaments tèrmics

La peça verda se sotmet a tractaments tèrmics per aconseguir, primer, eliminar els additius (presinterització) i, després, per soldar les partícules (sinterització).



Figura 4.12

L'operació principal en la fabricació de components a partir de pólvores és, sens cap mena de dubte, la sinterització. En aquest tractament tèrmic, les partícules se solden sense necessitat d'arribar a fondre. Ens podem preguntar, doncs, què és el que mou les partícules independents a soldar-se (quin és el motor de la sinterització). Resulta que les partícules tenen aquesta tendència perquè així disminueix l'energia. Quan les partícules són independents, molts àtoms es troben a la seva superfície i tenen una energia superior que els que es troben dins del volum. La diferència d'energia per unitat de superfície entre els àtoms de la superfície i els del volum s'anomena *tensió superficial*. Amb el soldatge, la superfície (i, en conseqüència, l'energia) disminueix. Ens podem preguntar, ara, com se solden les partícules (quins són els mecanismes de la sinterització). En la Figura 4.13 veiem que les partícules se solden als punts de contacte, on es formen "colls".

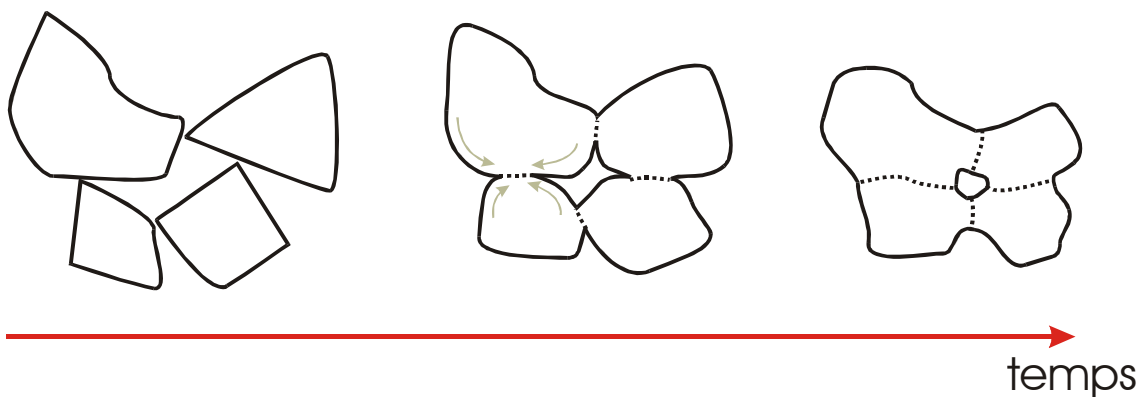


Figura 4.13

Els àtoms es transporten cap als colls per diversos mecanismes. Els principals són la difusió atòmica i l'evaporació-condensació.

4.8. Evolució de l'estructura durant la sinterització

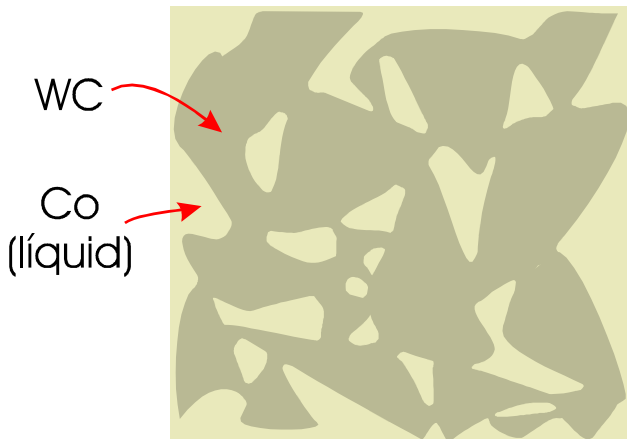
Podríem ordenar les transformacions de l'estructura de la peça verda d'acord amb la seva seqüència temporal aproximada:

- 1) Arrodoniment de les partícules.
- 2) Soldatge entre les partícules (formació dels colls). El soldatge explica la consolidació de la peça i la millora de les propietats mecàniques.
- 3) Disminució de la porositat (densificació). És interessant notar que es pot produir el soldatge sense densificació. Per tant, la disminució de la porositat, tot i que és habitual, no és un fenomen universal de la sinterització.
- 4) Creixement dels grans. Una de les característiques estructurals més importants dels metalls sinteritzats és la porositat. Normalment, la porositat final és menor quan:
i) les partícules són més petites, ii) la densitat de la peça verda és superior i iii) la temperatura de la sinterització és més elevada.

4.9. Altres processos de sinterització

a) Sinterització amb fase líquida

Quan un dels components presenta una temperatura de fusió molt inferior que l'altre, pot ser que aquest fongui durant la sinterització i, així, ajudi els processos de soldatge de les partícules sòlides. Aquest és el cas de la sinterització de les peces de



vídia, en les quals el cobalt fon, mentre que les partícules de WC es mantenen en l'estat sòlid (Figura 4.14). El soldatge de les partícules de WC és més ràpid que en absència de cobalt, ja que els àtoms de WC es dissolen dins del líquid i precipiten als punts de contacte. Aquest mecanisme (dissolució-precipitació) és més ràpid que el d'evaporació-condensació.

Figura 4.14

b) Compactació en calent

En la compactació en calent no es passa per la fase de peça verda, sinó que l'aplicació de la pressió a temperatura elevada dóna forma a la peça i ajuda els processos de sinterització. Ara bé, normalment les propietats finals milloren amb una etapa de sinterització addicional posterior.

4.10. Operacions postsinterització

Són molt nombroses les operacions posteriors a la sinterització que milloren les propietats o bé la tolerància dimensional. Podem esmentar, entre d'altres, les següents:

- a) Postcompactació. La peça sinteritzada es pot deformar lleugerament en fred per tal d'assolir una bona precisió dimensional.
- b) HIP (*Hot Isostatic Pressing*). Es busca una densificació màxima aplicant la compactació isostàtica a temperatura elevada.
- c) Forja en calent. En aquesta operació la preforma sinteritzada es deforma considerablement per donar-li la forma definitiva. S'aconsegueix, també, una densificació màxima.
- d) Infiltració. Els porus s'emplenen amb un metall de punt de fusió més baix. La resistència millora.
- e) Tractaments tèrmics. En principi, les peces sinteritzades es poden tractar tèrmicament de la mateixa manera que les fabricades pels mètodes convencionals.
- f) Revestiments. Es poden aplicar els mateixos revestiments que en materials convencionals (niquelatge, cromatge, zincatge...).
- g) Tractament al vapor de peces d'acer. Amb aquest tractament, les superfícies dels porus queden oxidades. La capa d'òxid de ferro actua com a protecció davant d'una corrosió posterior.

4.11. Propietats dels metalls sinteritzats

Les propietats depenen críticament de la porositat i, per tant, de la densitat final del material. En general, podem afirmar que, quan la porositat augmenta, disminueixen la resistència, la ductilitat i la resistència a la corrosió i s'incrementa l'esmoreïment de les vibracions.

En els gràfics adjunts podem veure que amb una densificació del 100% es poden aconseguir valors de la resistència idèntics als dels materials convencionals.

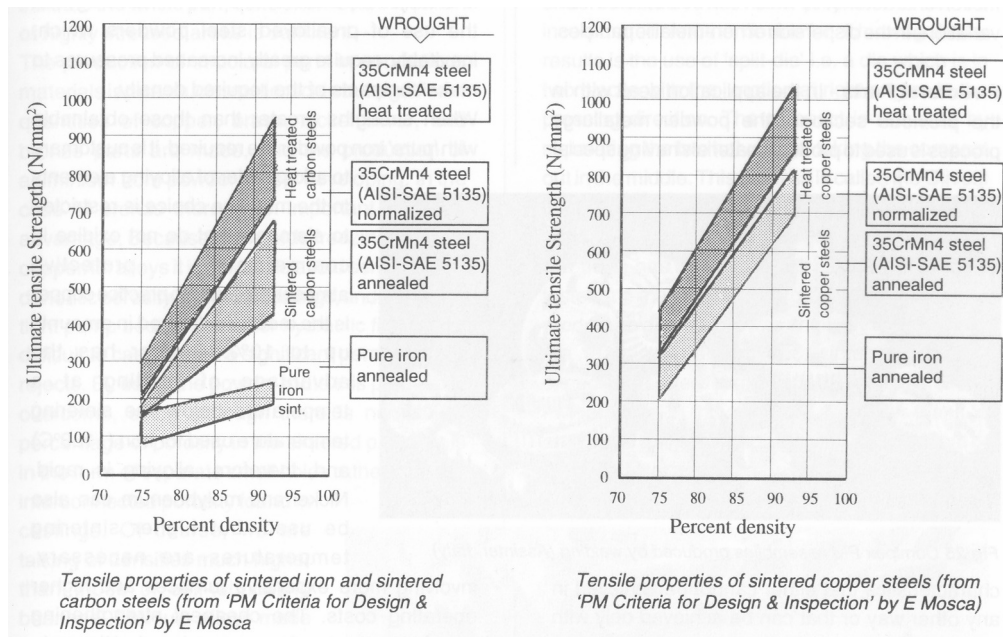


Figura 4.15

4.12. Bibliografia del tema de la pulverimetal·lúrgia

Autor: Asthana, Rajiv; Kumar, Ashok; Dahotre, Narendra B.

Títol: *Materials processing and manufacturing science* (capítol 3)

Publicació: Amsterdam [etc.]: Elsevier Academic Press, 2006

Descripció: 628 p.; il·lustr., gràf.; 26 cm

ISBN: 0750677163 (cartograf.)

Autor: Davis, Joseph R.

Títol: *ASM handbook / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee*

Publicació: Metals Park: American Society for Metals, 1990

Descripció: 19 vol.; il·lustr.; 29 cm + 1 disc òptic d'ordinador; 12 cm

ISBN: 0871700131 (cartograf.: vol. 7)

Autor: German, Randall M.

Títol: *Powder metallurgy science*

Publicació: Princeton: Metal Powder Industries Federation, 1994

Descripció: 472 p.; il·lustr.; 24 cm

ISBN: 1878954423 (cartograf.)

5. Tractaments tèrmics

5.1. Tractaments tèrmics. Generalitats

5.1.1. Introducció

En principi, les tècniques de conformació estudiades fins ara serveixen per donar forma al material, de manera que passem del material al component:



Figura 5.1

Ara bé, hem vist que qualsevol tècnica de conformació té, a més a més, un efecte sobre l'estructura del material. Sovint, l'estructura que resulta del procés de conformació no és adequada. És llavors quan es recorre als tractaments tèrmics, l'objectiu dels quals és modificar l'estructura sense afectar la forma del component.



Figura 5.2

Els tractaments tèrmics s'apliquen tant a productes finals com a semielaborats. Un exemple de tractament tèrmic intermediari seria la *recuita de treball*, que fa possible continuar deformant en fred sense que apareguin esquerdes:



Figura 5.3

Com a exemple de tractament tèrmic final podríem esmentar la *recuita de recuperació* del fil de coure, amb la qual es millora la conductivitat elèctrica tot mantenint una bona resistència mecànica:



Figura 5.4

5.1.2. Classificació dels tractaments tèrmics

Tradicionalment es classifiquen en tres grups:

- a) Tractaments tèrmics.
- b) Tractaments termoquímics. Es modifica la composició química durant el tractament. Per exemple: *nitruració* i *cementació* de l'acer.
- c) Tractaments termomecànics. El tractament tèrmic és simultani a un procés de deformació mecànica. Exemple: el *patentat* i la *laminació controlada* dels acers.

Ara classificarem de manera més precisa els tractaments tèrmics pròpiament dits, ja que constitueixen el gruix dels temes que segueixen.

a.1) Tractaments tèrmics per refredament

Aquests tractaments tèrmics s'utilitzen quan la disminució de la temperatura comporta un *canvi de fase*:



Figura 5.5

Els diagrames de fase ens indiquen quines són les fases d'equilibri a cada temperatura. Ara bé, no ens diuen res sobre la *morfologia* de les fases. Controlant la velocitat de refredament podem controlar la morfologia. Per exemple, el gruix de les

làmines de la perlita augmenta quan el refredament és més lent. Els tractaments tèrmics per refredament són molt importants en els acers. *Recuita total*, *normalització*, *trempe bainític* en són alguns exemples.

Quan el refredament és prou ràpid, es pot arribar a inhibir el canvi de fase. En aquest cas, el tractament tèrmic rep el nom genèric de *trempe*. La fase que s'obté a baixa temperatura s'anomena *metaestable* pel fet que, tot i no ser una fase d'equilibri, la seva transformació és molt lenta a temperatura ambient. Exemples: *trempe de l'alumini* (la fase metaestable és una solució sòlida sobresaturada) i *trempe de l'acer* (la fase metaestable és la martensita). Normalment a un trempe segueix un tractament tèrmic posterior.

a.2) Tractaments tèrmics per escalfament

En aquest cas, el material es manté a una temperatura prou elevada perquè l'estructura evolucioni cap a un estat més proper a l'equilibri (estat de mínima energia). El nom genèric d'aquests tractaments és el de *recuita*. Exemples:

- *recuita d'homogeneïtzació*
- *recuita de relaxació de tensions*
- *recuita de recuperació*
- *recuita de recristal·lització*
- *recuita de desvitrificació*
- *recuita de maduració o envelliment*
- *reveniment*
- *recuita d'esferoidització de la perlita*

5.1.3. Control de la temperatura durant els tractaments tèrmics

Un tractament tèrmic simple seria definit per un cicle tèrmic com el de la figura.

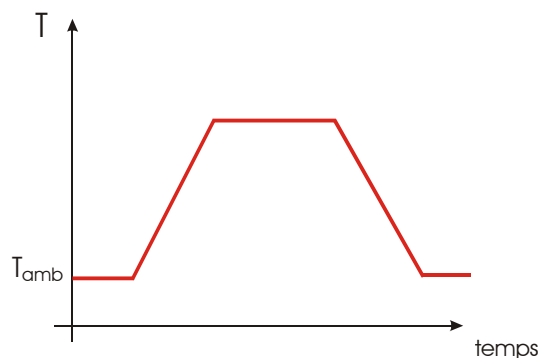


Figura 5.6. Evolució de la temperatura en un tractament tèrmic simple

En principi, els forns permeten controlar de manera precisa la temperatura, per la qual cosa no representa cap problema fer-li seguir el cicle desitjat. Si les peces són primes i se n'introdueixen poques al forn, la seva temperatura seguirà bé la del forn. Els problemes vénen quan les peces són gruixudes o bé el forn està molt carregat. Normalment la calor es transmet a través de la superfície cap a l'interior per conducció, la qual cosa requereix un cert temps. L'evolució de la temperatura en una peça cilíndrica seria com en la figura:

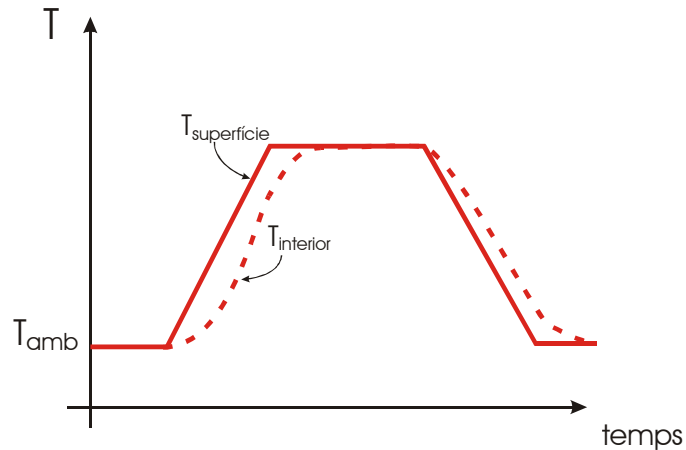


Figura 5.7. Discrepància en l'evolució de la temperatura entre l'interior i l'exterior de la peça

La discrepància augmenta amb els paràmetres següents:

- a) velocitat d'escalfament o refredament elevada ($\left| \frac{dT}{dt} \right|$ elevat)
- b) diàmetre gran
- c) conductivitat tèrmica baixa
- d) calor específica elevada

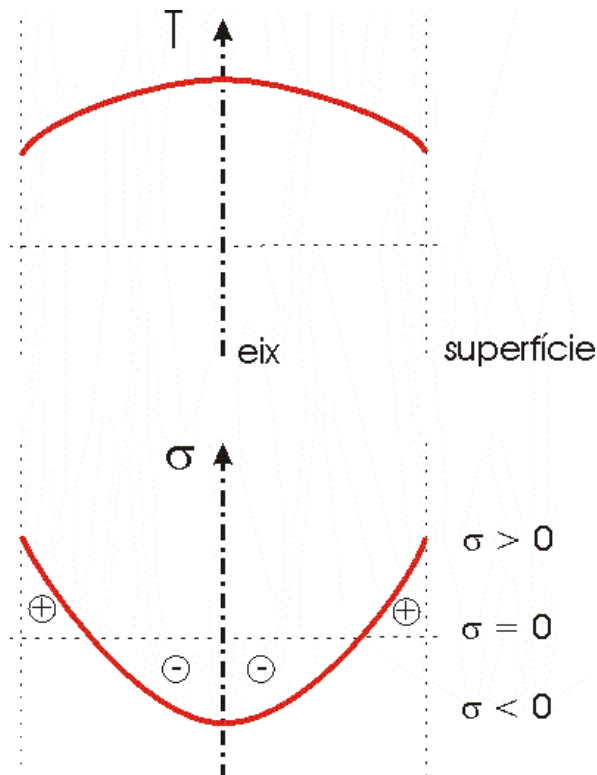
Aquest efecte de la "inèrcia tèrmica" s'ha de tenir en compte si es volen fer correctament els tractaments tèrmics i és especialment crític en els tremps.

5.1.4. Tensions tèrmiques

Un efecte important dels gradients de temperatura dins de les peces és l'aparició de tensions internes. Considerem el refredament d'un cilindre.

Com que la longitud depèn de la temperatura a través del coeficient de dilatació tèrmica (α):

$$L = L_0 + \alpha(T - T_{amb}) \quad (79)$$



(L_0 és la longitud a T_{amb})

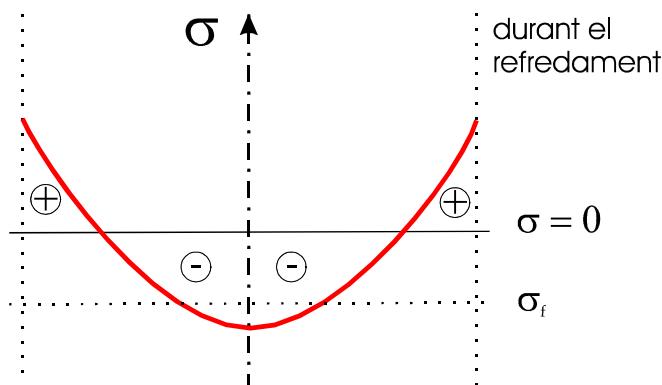
i aquesta és més elevada a l'eix del cilindre, ja que l'eix es refreda més lentament, resultarà que l'eix tendeix a estar més dilatat que la superfície. En conseqüència, el centre es trobarà en compressió (per la força que exerceix el material proper a la superfície) i la superfície, tensada. Si en cap punt no se supera el límit elàstic del metall ($\sigma < \sigma_f$), les tensions desapareixeran a temperatura ambient quan tota la peça sigui freda. Si, al contrari, en algun punt del material $\sigma > \sigma_f$, el material es deformarà plàsticament. En aquest cas, un cop la peça és freda, les tensions no desapareixen.

Figura 5.8. Tensions tèrmiques originades pels gradients tèrmics durant el refredament d'un cilindre

Com a conseqüència de les tensions internes, les peces es poden deformar i poden aparèixer esquerdes. Per tant, sempre que es pugui, s'ha de procurar minimitzar els gradients de temperatura. Com que aquests s'incrementen amb $\left| \frac{dT}{dt} \right|$, queda clar que en els processos de tremp s'ha de vigilar especialment.

5.1.5. Tensions residuals

Tal com hem dit, quan $\sigma > \sigma_f$ en algun punt del material durant el refredament, les tensions romandran en la peça freda. Analitzem-ho millor. Considerem la situació de



la Figura 5.9, en la qual, durant el refredament, prop de l'eix se supera σ_f .

Figura 5.9. Tensions causades durant el refredament. El centre de l'eix suporta un esforç de compressió que supera el límit elàstic.

El centre de la peça s'haurà deformat plàsticament per compressió. Per tant, ara, la longitud pròpia al centre serà menor, i a temperatura ambient podem afirmar que

$$L(\text{centre}) < L_0$$

Resultarà, doncs, que a temperatura ambient el centre es trobarà a la tracció i la perifèria a la compressió, tal com s'indica en la Figura 5.10.

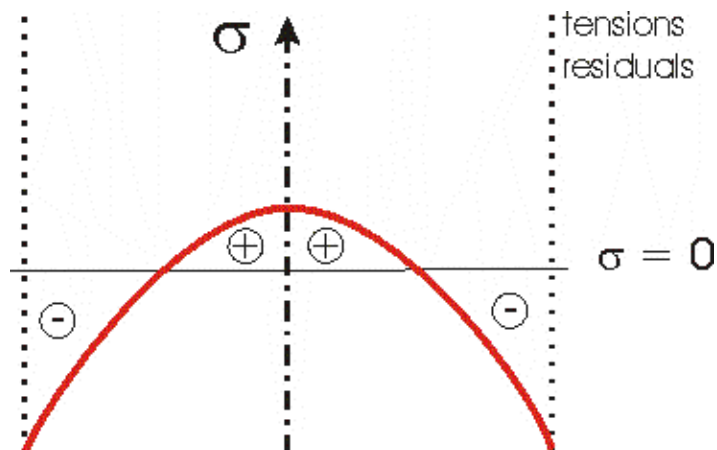


Figura 5.10. Tensions residuals a T_{amb} resultants de les tensions tèrmiques mostrades en la Figura 5.9

Com a regla general, podem dir que les tensions residuals són de signe contrari a les tensions tèrmiques que les han generat.

5.2. Recuïtes sense canvi de fase

5.2.1. Introducció

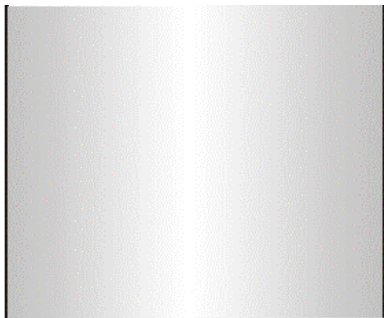
En aquest tema analitzarem dos casos concrets de recuita en els quals els canvis de l'estructura no comporten canvis de fase, sinó que simplement disminueix la concentració de defectes:

- Recuita de relaxació de tensions
- Recuita d'homogeneïtzació

Vegem com, en ambdós exemples, la recuita porta cap a un estat de menor energia.

5.2.1.a. Recuita de relaxació de tensions

Considerem que la peça conté les tensions residuals típiques d'un procés de refredament ràpid.



$\sigma < 0$ $\sigma > 0$ $\sigma < 0$

Figura 5.11. Tensions residuals típiques d'un procés de refredament ràpid

Aquestes tensions comporten una energia elàstica acumulada que s'obté integrant al volum:

$$U_{el} = \int_{Volum} \frac{\sigma^2}{2E} dv > 0 \quad (80)$$

(E : mòdul de Young). A l'estat final, un cop feta la recuita, $\sigma = 0$ i, per tant, $U_{el} = 0$. Amb la recuita, doncs, ha disminuït l'energia.

5.2.1.b. Recuita d'homogeneïtzació

En principi, que el solut no estigui dissolt uniformement no té cap influència sobre l'energia del material.

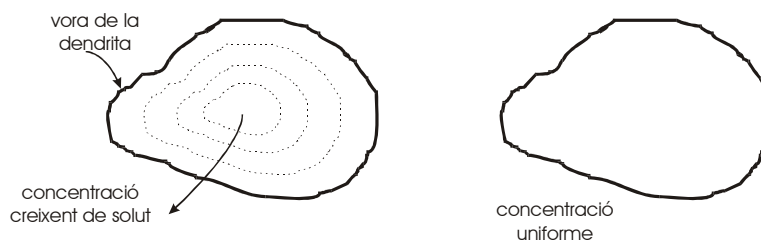


Figura 5.12. Distribució del solut abans i després de la recuita d'homogeneïtzació

En aquest cas, la magnitud que hem d'analitzar és l'energia lliure. L'energia lliure és definida per:

$$F \equiv U - TS \quad (81)$$

on U és l'energia i S , l'entropia. Com que l'entropia està relacionada amb el desordre i es pot considerar que, quan la concentració és uniforme, el desordre és més elevat, resulta que l'entropia de l'estat homogeneïtzat (després de la recuita) és major:

$$S_2 > S_1 \quad \text{i, per tant,} \quad F_2 < F_1$$

És a dir, que durant la recuita d'homogeneïtzació l'energia lliure disminueix.

De fet, la llei universal que governa les transformacions estructurals durant les recuites no és la tendència a la mínima energia, sinó *la tendència a la mínima energia lliure*. Aquesta llei general inclou, evidentment, la tendència a la mínima energia, però també la tendència al màxim desordre.

5.2.2. Recuita de relaxació de tensions

En el tema anterior hem vist com el refredament en un tractament tèrmic pot provocar tensions internes. Uns altres orígens de tensions als materials poden ser els següents:

- a) refredament de peces colades
- b) canvis de fase durant el refredament
- c) deformació en fred
- d) tensions prop de la superfície degudes a la mecanització

D'altra banda, hem de dir que les tensions internes es donen en qualsevol tipus de material, de manera que la recuita per eliminar-les és una operació corrent tant en plàstics com en ceràmiques o metalls.

En general, la relaxació de tensions és governada per una constant de temps característica de cada material:

$$\sigma(t) = \sigma(0) \cdot e^{-t/\tau} \quad (82)$$

on τ és la constant de temps de la relaxació de tensions que depèn de la temperatura:

$$\tau = \tau_0 \cdot e^{Q/RT} \quad (83)$$

Quan la temperatura és elevada, la relaxació és més ràpida. En principi s'ha d'escollir una temperatura prou alta per reduir el temps del tractament, però prou baixa per evitar canvis estructurals indesitjats.

5.2.3. Recuita d'homogeneïtzació

Normalment, interessa eliminar les inhomogeneïtats de composició que apareixen com a resultat de la segregació de solut, ja que solen ser perjudicials per a la resistència mecànica i també per a la resistència a la corrosió. En mantenir el material a temperatura elevada, s'activa la difusió:

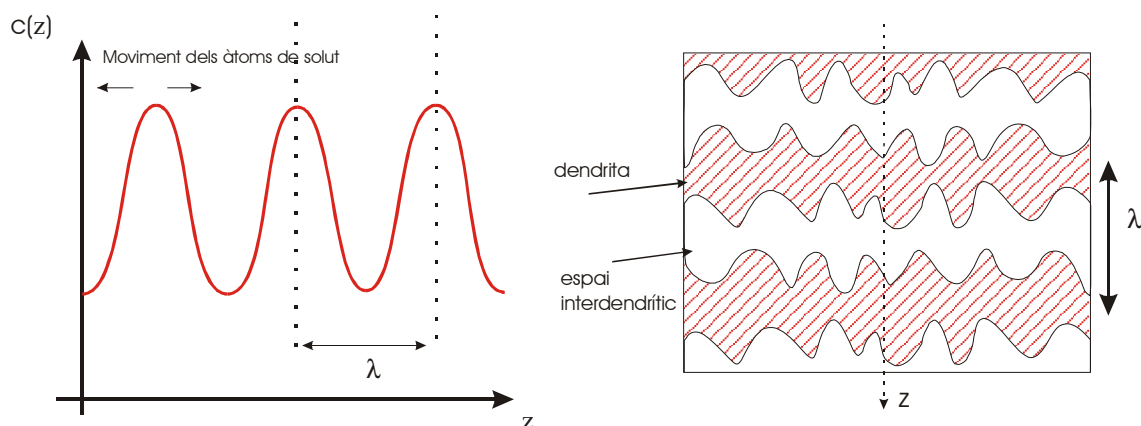


Figura 5.13. Distribució del solut resultant d'una solidificació amb creixement dendrític. Moviment dels àtoms de solut quan s'activa la difusió.

Calculem el temps necessari per homogeneïtzar la composició. Per simplificar, suposarem un model unidimensional en el qual la concentració varia exclusivament segons la direcció z :

$$c(z, t = 0) = c_0 + A_0 \sin\left(\frac{2\pi z}{\lambda}\right) \quad (84)$$

Les lleis que governen la difusió són les lleis de Fick:

1a llei de Fick:

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial z} \quad (85)$$

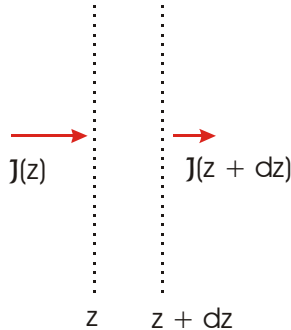
on J és el flux d'àtoms i D , el coeficient de difusió.

2a llei de Fick:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial z} \quad (86)$$

Fixem-nos que aquesta segona llei quantifica com varia la concentració per efecte de la difusió.

La segona llei de Fick es pot demostrar fàcilment. Aquí simplement intentarem comprendre-la analitzant com varia la concentració de solut en un volum comprès entre la coordenada z i $z + dz$:



Si $J(z+dz) < J(z)$ (és a dir, $-\frac{\partial J}{\partial z} > 0$),

resultarà que arriben més àtoms que no pas se'n van. Això implica que al punt z la concentració augmentarà: tal com prediu la 2a llei de Fick.

Combinant les dues lleis de Fick obtenim una equació molt important que s'anomena *equació de transport*:

Figura 5.14

$$\frac{\partial c}{\partial t} - D \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} = 0 \quad (87)$$

L'evolució de la concentració durant la recuita ha de seguir aquesta equació en qualsevol punt i instant de temps. Intentem provar la funció següent (compatible amb les condicions inicials eq. (84)):

$$\Delta c(z, t) \equiv c(z, t) - c_0 = A_0 \sin\left(\frac{2\pi z}{\lambda}\right) \cdot f(t) \quad (88)$$

on $f(t = 0) = 1$ és la solució de l'equació de transport. Substituïm a l'eq. (87):

$$A_0 \sin\left(\frac{2\pi z}{\lambda}\right) \frac{df}{dt} + \Delta \frac{4\pi^2}{\lambda^2} A_0 \sin\left(\frac{2\pi z}{\lambda}\right) f(t) = 0 \quad (89)$$

d'on resulta:

$$\frac{df}{dt} = -\frac{D4\pi^2}{\lambda^2} f \quad (90)$$

que té com a solució:

$$f(t) = e^{-t/\tau} \quad \text{on} \quad \tau \equiv \frac{\lambda^2}{4\pi^2 D} \quad (91)$$

Agrupant termes, podem escriure la solució final:

$$\Delta c(z,t) = A_0 e^{-t/\tau} \sin \frac{2\pi z}{\lambda} \equiv A(t) \sin \frac{2\pi z}{\lambda} \quad (92)$$

Resulta que, com a resultat de la difusió, l'amplitud de les variacions de composició va disminuint amb el temps, mentre que la dependència amb z no varia:

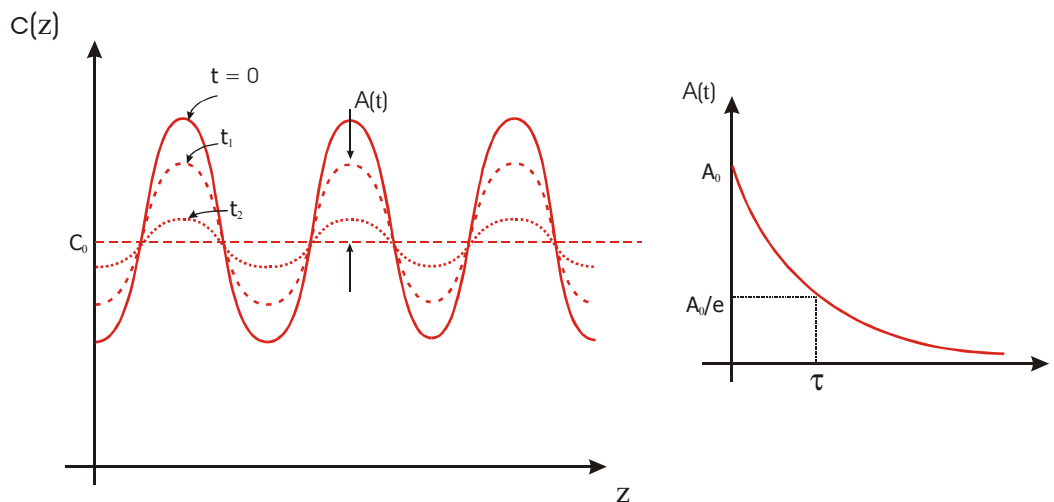


Figura 5.15. Evolució de la distribució de solut durant la recuita d'homogeneïtzació

El temps necessari per assolir un cert grau d'homogeneïtzació depèn només de la constant de temps τ . D'aquí podem deduir que:

- L'homogeneïtzació serà més ràpida quan la separació entre les dendrites sigui menor: $t_h \propto \lambda^2$.
- El temps dependrà de la temperatura a través del coeficient de difusió:

$$t_h \propto 1/D = \frac{e^{Q/RT}}{D_0} \quad (93)$$

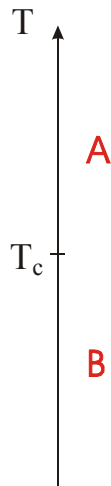
Veiem que es compleix una relació temperatura-temps.

Observació final: Hem calculat l'evolució de $c(z)$ suposant que la concentració inicial era una funció periòdica tipus sinus. A més a més, només hem considerat les variacions segons la direcció z . En realitat, la variació de la concentració en una estructura dendrítica no és perfectament periòdica i es produeixen variacions importants de concentració a les dues direccions perpendiculars a l'eix de la dendrita. Malgrat que les simplificacions poden semblar molt dràstiques, el resultat obtingut conté les dependències funcionals exactes amb la distància mitjana λ ($t_h \propto \lambda^2$) i amb el coeficient de difusió ($t_h \propto 1/D$). En una microestructura real canviarà només el factor numèric $1/4\pi^2$. Tanmateix, el factor corrector serà de l'ordre de la unitat.

5.3. Tractaments tèrmics per refredament i recuites amb canvi de fase

5.3.1. Consideracions termodinàmiques

Els diagrames d'equilibri determinen quina és la fase d'equilibri a cada temperatura. Considerem el cas general d'un material que presenta un canvi de fase a la temperatura T_c :



- per a $T > T_c$, la fase A és la d'equilibri
- per a $T < T_c$, la fase B és la d'equilibri

T_c representa la temperatura en la qual les fases A i B estan en equilibri. Això vol dir que, mentre no aportem energia o extraguem energia del material, la proporció relativa de les fases A i B no variarà. D'altra banda, si $T > T_c$, la fase B tendirà espontàniament a convertir-se en la fase A i viceversa per a $T < T_c$.

Figura 5.16

Atès que els sistemes evolucionen espontàniament cap als estats de mínima energia lliure, podem expressar la dependència de l'energia lliure (F) amb la temperatura amb la gràfica següent:

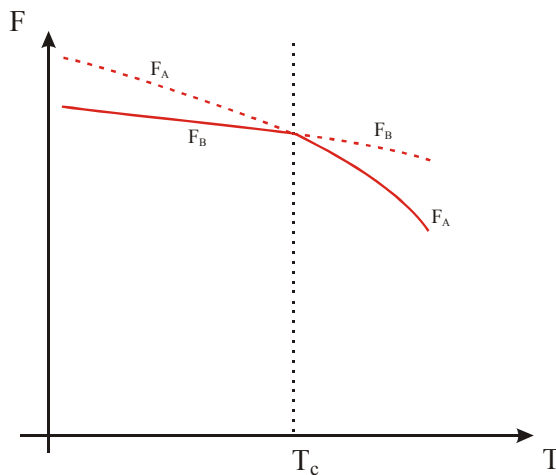


Figura 5.17

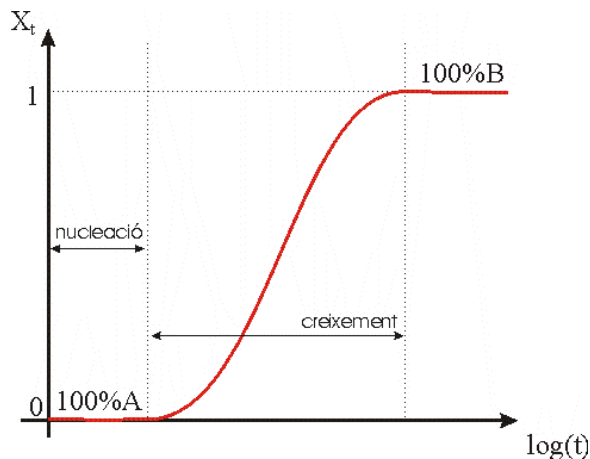
La transformació possible és aquella per a la qual $\Delta F < 0$. Per tant, de la figura podem concloure que:

- per a $T > T_c$, B tendeix a convertir-se en A
- per a $T < T_c$, A tendeix a convertir-se en B

En aquest tema, ens interessarà estudiar els canvis de fase cap a les fases estables a baixa temperatura ($A \rightarrow B$).

5.3.2. Consideracions cinètiques

El motor de la transformació és l'energia lliure. $\Delta F < 0$ ens indica que la transformació és possible; ara bé, no ens diu res sobre quant trigarà a començar ni quant trigarà a completar-se.



Com ja hem vist en el cas de la recristal·lització, les transformacions en estat sòlid amb canvi de fase segueixen una dinàmica que es descriu amb l'equació d'Avrami (

Figura 5.18):

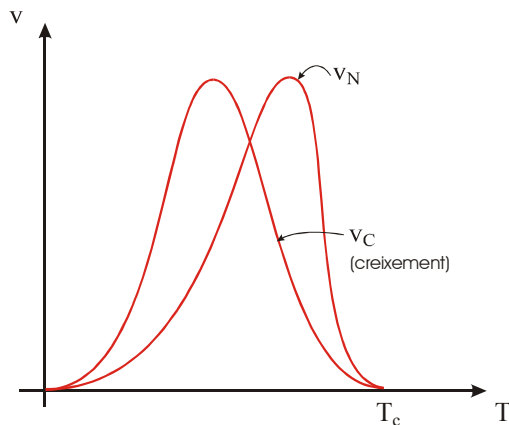
$$X_t = 1 - \exp(-(kt)^n) \quad (94)$$

on X_t és la fracció transformada.

Figura 5.18. Evolució de la fracció transformada en una recuita amb canvi de fase

El temps que triga a començar la transformació correspon a la *nucleació*. Un cop han aparegut els nuclis de B, aquests *creixen* fins a transformar tot el material. El temps necessari per a la nucleació i per al creixement depèn de dos factors:

1. La variació d'energia lliure. Com més negatiu sigui ΔF , la tendència al canvi de fase serà major i la velocitat, més gran.
2. La temperatura. La difusió es fa més ràpida a mesura que la temperatura és més elevada. Inversament, a baixa temperatura, la difusió és tan lenta que les transformacions pràcticament no progressen.



La combinació d'aquests dos factors fa que, en general, les velocitats de nucleació, v_N , i de creixement, v_G , variïn amb la temperatura, tal com indica el dibuix:

- a $T = T_c$, $v_G = v_N = 0$, perquè $\Delta F = 0$
- a temperatura molt baixa, les velocitats tornen a tendir a zero perquè així ho fa el coeficient de difusió.

Figura 5.19. Dependència qualitativa de les velocitats de nucleació i creixement amb la temperatura

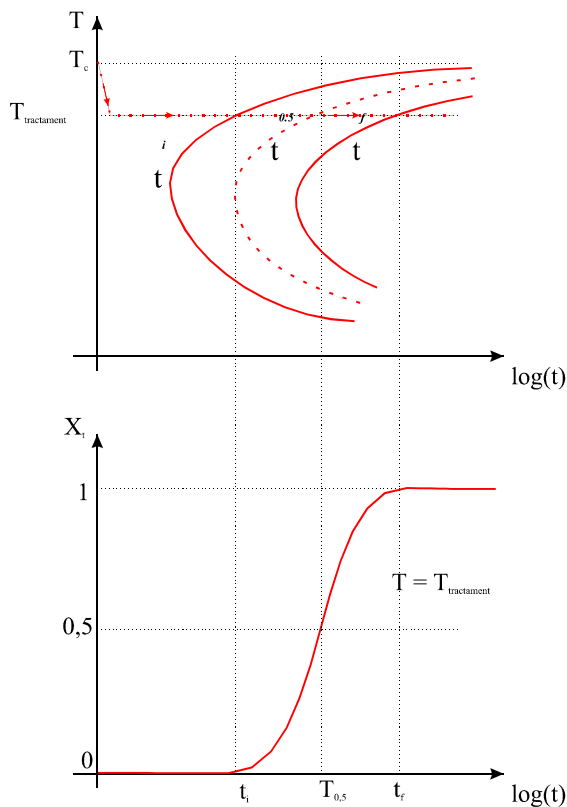
Quan la temperatura augmenta, les velocitats creixen perquè el coeficient de difusió es fa gran. Tanmateix, quan la temperatura s'acosta a T_c , ΔF s'acosta a zero i la tendència a la transformació disminueix. Aquesta explicació serveix per entendre que, en general, les velocitats de nucleació i de creixement presenten una dependència amb la temperatura en forma de "campana".

5.3.3. Diagrames TTT

Els diagrames TTT ens indiquen com evoluciona la transformació quan mantenim el material a una temperatura constant durant un temps determinat. Les corbes d'aquests diagrames corresponen a la descripció de la transformació durant una història tèrmica ideal:

$$\begin{array}{ll} t = 0 & T > T_c \\ 0 < t < \infty & T = T_{\text{tractament}} < T_c \end{array}$$

Per això, també s'anomenen *diagrames de transformació isotèrmica*. En la figura, podem veure la relació entre el diagrama TTT i la corba $X_i(t)$:



A t_i és quan comença la transformació ($X_t = 0$), a $t_{0,5}$ s'ha transformat el 50% del volum del material ($X_t = 0,5$) i a t_f s'acaba la transformació ($X_t = 1$). La forma en "C" d'aquests diagrames és comprensible si tenim en compte com varien les velocitats de nucleació i de creixement amb la temperatura.

Figura 5.20

5.3.4. Predicció de l'estructura

Recordem que: a) els diagrames de fases ens indiquen les fases d'equilibri a cada temperatura i b) els diagrames TTT, el temps que triga el material a evolucionar cap a la fase d'equilibri. Tanmateix, cap dels diagrames anteriors no ens indica la morfologia que adquireixen les fases d'equilibri. La morfologia depèn de la dinàmica de la transformació i aquesta depèn críticament de la temperatura. En cada cas, per predir la morfologia hem de conèixer els fenòmens microscòpics concrets involucrats en la transformació.

Exemple: diagrama TTT d'un acer eutectoide (Figura 5.21).

El gruix, d , de les plaques de perlita disminueix quan la temperatura de la transformació és menor:

$$d_3 < d_2 < d_1$$

Aquesta evolució s'explica fàcilment si tenim en compte que els àtoms de carboni (que acabaran formant les plaques de cementita) poden recórrer distàncies més llargues a temperatura elevada per dues raons: a) la difusió és més ràpida i b) el temps que triga a fer-se la transformació és més llarg (vegeu el diagrama TTT).

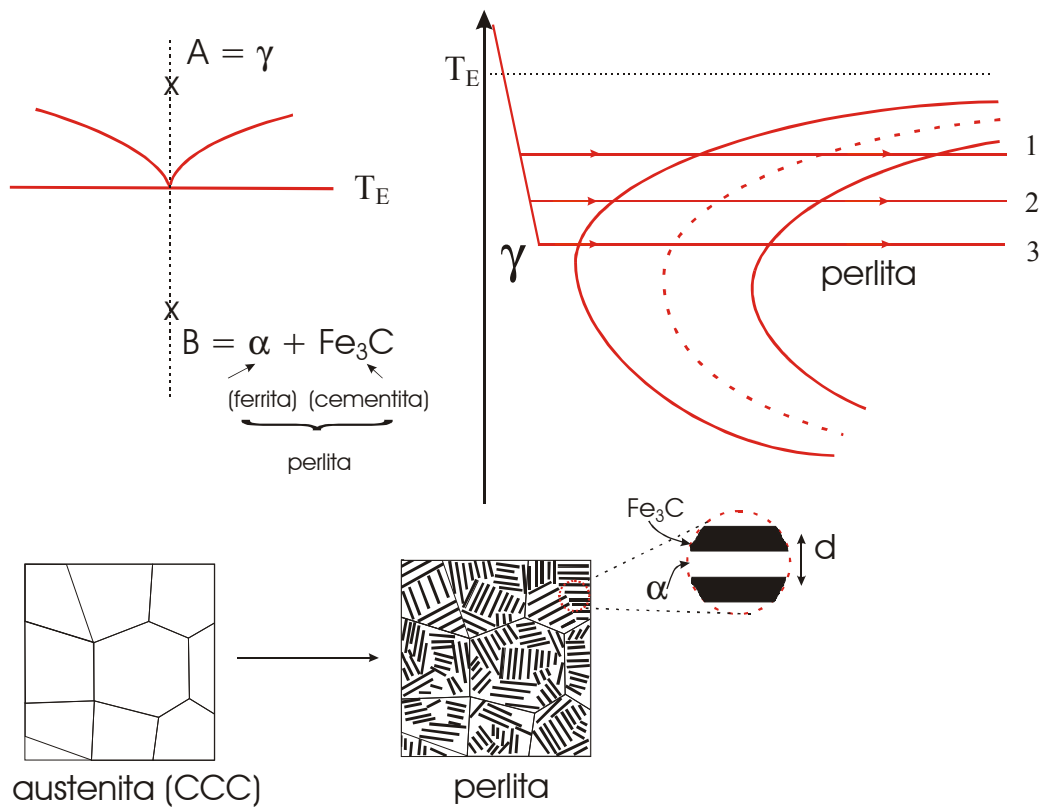


Figura 5.21. Diagrama TTT d'un acer eutectoide. Influència de la temperatura del tractament sobre el gruix de les plaques de perlita.

5.3.5. Tractaments isotèrmics després d'un tremp

La transformació $A \rightarrow B$ es pot fer amb dues històries tèrmiques aparentment molt diferents:

- a) Tractament tèrmic per refredament amb canvi de fase. És la història tèrmica que hem descrit fins aquí.

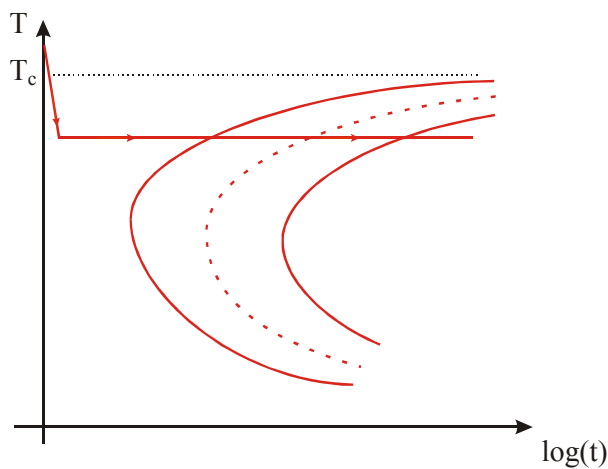
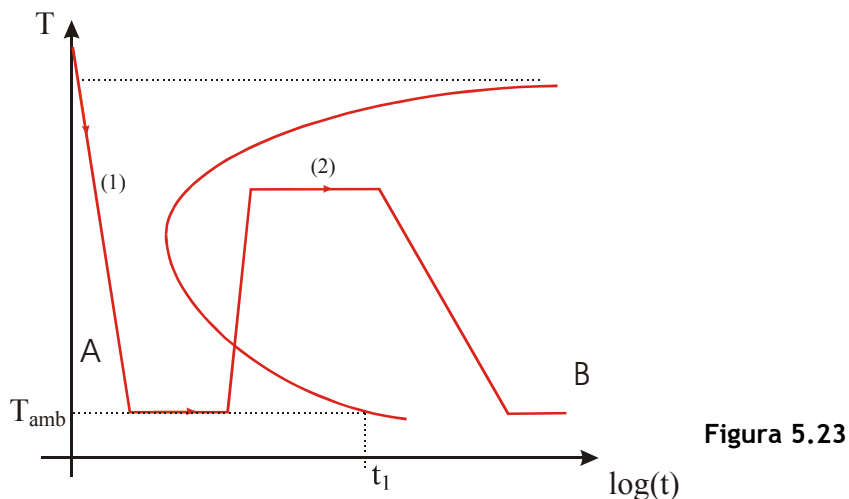


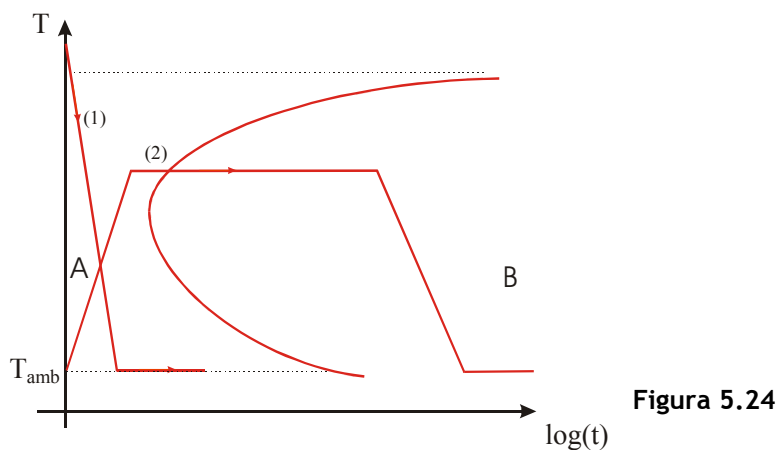
Figura 5.22

- b) Tremp seguit d'una recuita amb canvi de fase.



Amb el tremp (1) es refreda prou ràpidament per evitar el “nas” de la corba. Un cop a temperatura ambient, el temps que triga a començar la transformació, t_1 , és molt llarg. La fase A es pot considerar metaestable a temperatura ambient. Com que, mentre mantinguem el material a temperatura ambient, la seva estructura no evoluciona, en el moment en què l’escalfem per fer la recuita (2) podem considerar que el temps comença a comptar de nou des de $t = 0$.

Per tant, podem redibuixar la història tèrmica de tal manera que es pot comparar adequadament amb el diagrama TTT de la figura següent:



En molts casos, el tractament en dues etapes aquí indicat és equivalent al tractament en una sola etapa (a). Hem de dir que el tractament en dues etapes és molt utilitzat en la indústria perquè resulta molt més còmode.

5.3.6. Enduriment per precipitació d'aluminis

Fins al final del capítol 5.3, aplicarem els conceptes explicats fins ara per analitzar el tractament tèrmic més important dels aluminis. Amb l'enduriment per precipitació, s'obtenen les dureses i resistències més elevades en els aliatges de base alumini. Analitzem el diagrama de fases Al-Cu:

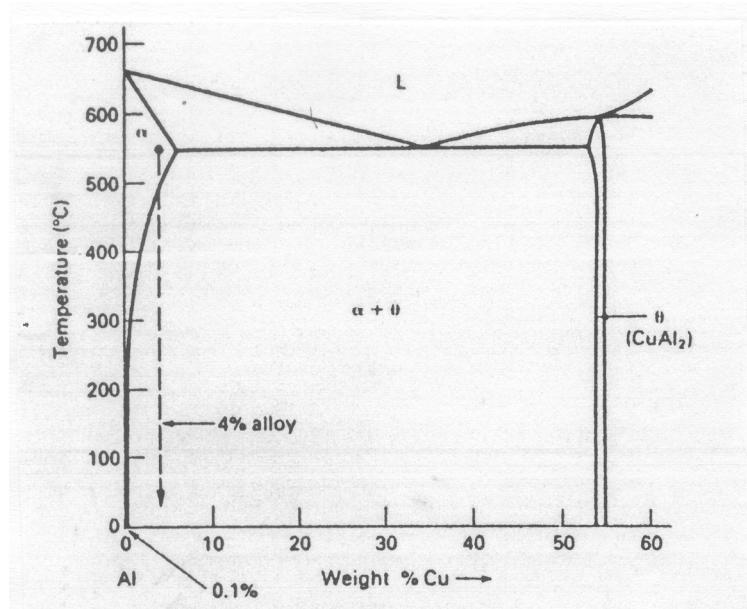


Figura 5.25. Diagrama de fases dels aliatges Al-Cu

Si particularitzem l'aliatge Al-4Cu, resulta que:

- a) La fase A és la solució sòlida de Cu en Al (fase α).
- b) La fase B conté precipitats θ dins la fase α a temperatura ambient. Si apliquem la regla de la palanca, el diagrama de fases ens diu que, a temperatura ambient:

$$\left. \begin{array}{l} x_{\alpha} = 0,001(0,1)\% \\ x_{\theta} = 0,54 \end{array} \right\} \begin{array}{l} \text{regla de la palanca} \\ x = 0,04 \end{array} \rightarrow \begin{array}{l} m_{\alpha} = 93\% \\ m_{\theta} = 7\% \end{array}$$

Com que θ és una fase dura, endurirà l'aliatge. Ara bé, el grau d'enduriment dependrà de la morfologia de θ , la qual es podrà controlar amb la història tèrmica.

5.3.6.a. Enduriment per refredament lent

Si refredem lentament des de la fase α , es produirà la precipitació de θ durant el refredament. El resultat serà un alumini poc dur, ja que apareixen pocs precipitats grans (Figura 5.26).

Atès que les propietats no milloren, és un tractament tèrmic que no s'utilitza per endurir.

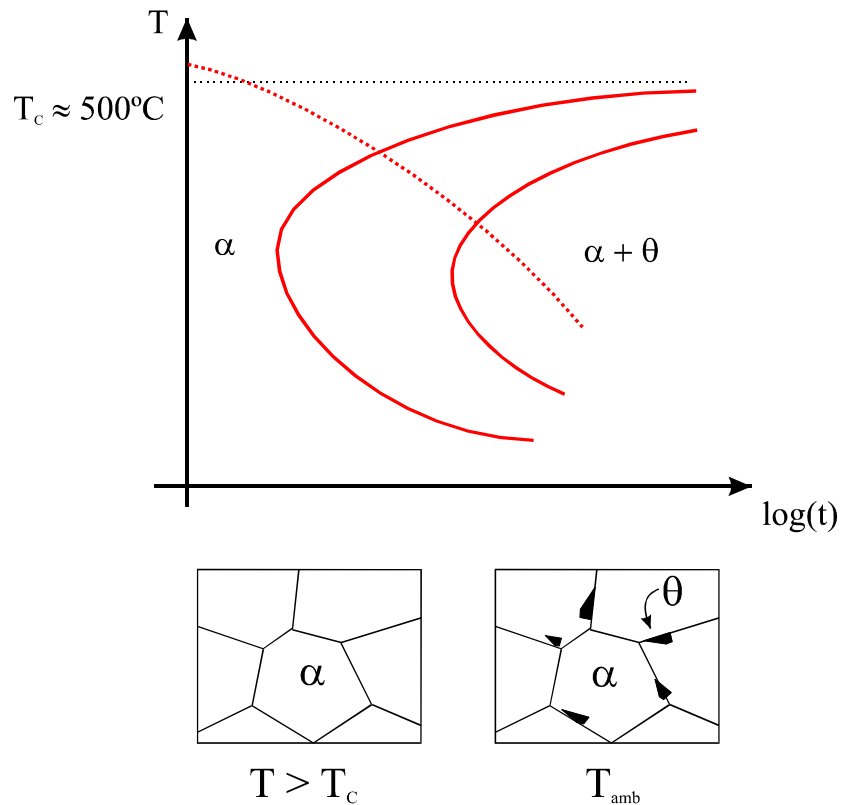


Figura 5.26. Refredament lent d'un aliatge Al-4Cu i la microestructura resultant

5.3.6.b. Etapes del tractament tèrmic d'enduriment per precipitació

La història tèrmica del tractament tèrmic que sí que endureix és la següent:

- 1) tremp
- 2) maduració ($T_m \approx 200^\circ C$)

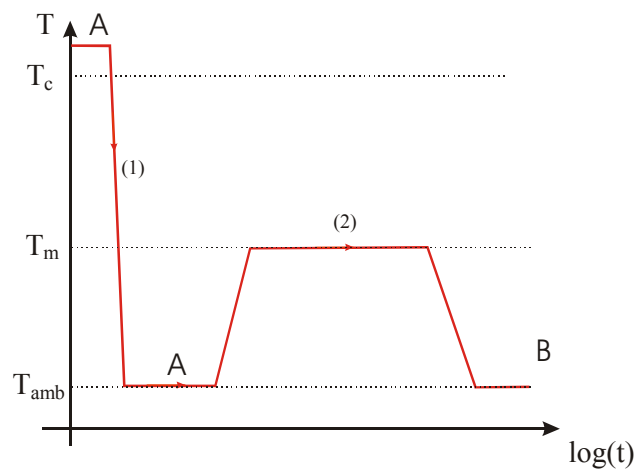


Figura 5.27. Etapes del tractament tèrmic d'enduriment per precipitació: tremp i maduració

Amb aquest procediment s'obté un enduriment màxim.

5.3.6.c. Evolució aproximada de l'estructura

Podem entendre perfectament el tractament tèrmic en dues etapes a partir del diagrama TTT simplificat:

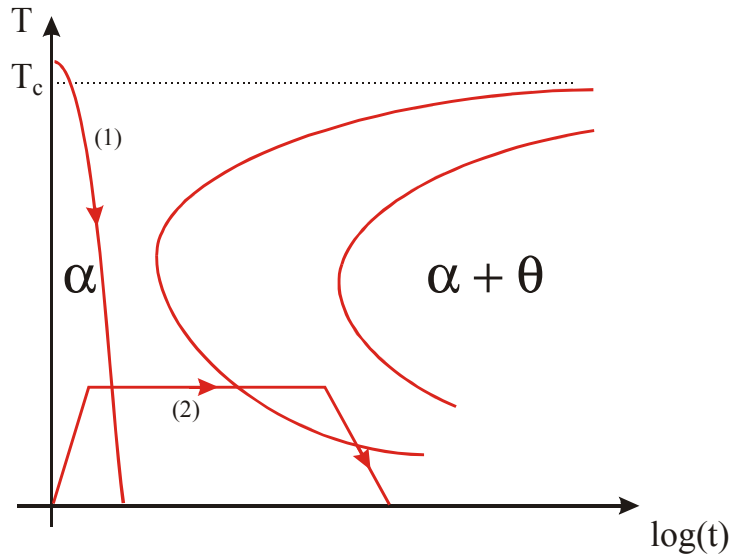


Figura 5.28

El tremp aconseguirà retenir el coure dissolt dins l'alumini a temperatura ambient. És un estat metaestable, ja que, segons el diagrama de fases $x_{\alpha} = 0,1\%$, mentre que la concentració que roman dissolta és el total (4%). És a dir, que amb el tremp s'aconsegueix mantenir dissolta una quantitat de coure 40 vegades superior a la solubilitat. Per tant, els àtoms de coure tendiran a agrupar-se i formar els precipitats de θ . Si escalfem a una temperatura moderada, s'obtenen molts precipitats petits. Així l'enduriment és màxim.

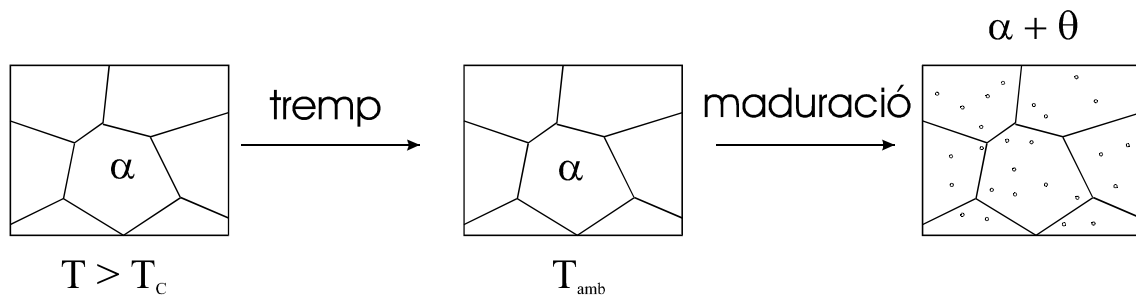


Figura 5.29. Evolució de la microestructura durant les etapes del tractament d'enduriment per precipitació del Al-Cu

L'etapa de maduració dona precipitats petits perquè a baixa temperatura la difusió és lenta. En conseqüència, els àtoms poden viatjar a distàncies curtes. Apareixen molts precipitats petits molt propers que dificulten el moviment de les dislocacions, i així el material s'endureix. Al contrari, si es refreda lentament des de la fase α , la precipitació es produeix a temperatura elevada. Els àtoms poden recórrer distàncies

més llargues i, en conseqüència, es formaran precipitats grans més separats que representaran pocs obstacles per a les dislocacions.

5.3.6.d. Evolució precisa de l'estructura i les propietats

Si analitzem com varia l'esforç de fluència, σ_f , durant el temps de maduració (Figura 5.30), ens adonem que la formació de precipitats és un procés més complex que el que acabem d'esmentar. De fet, els precipitats es formen en etapes successives en les quals aquests canvien les seves característiques. D'acord amb la Figura 5.30, la successió d'estats seria la següent:

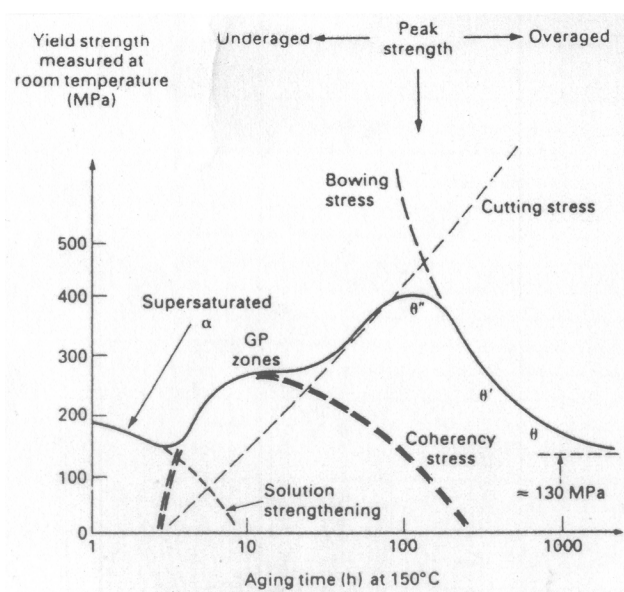
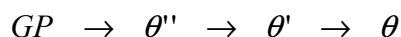


Figura 5.30. El límit de fluència del Al-4Cu trempat canvia dràsticament durant la maduració.

Tant les zones de Guinier-Preston (GP) com els precipitats intermedis, θ'' , corresponen a estats coherents amb la matriu d'alumini. Els precipitats finals, θ , (d'equilibri) són incoherents.

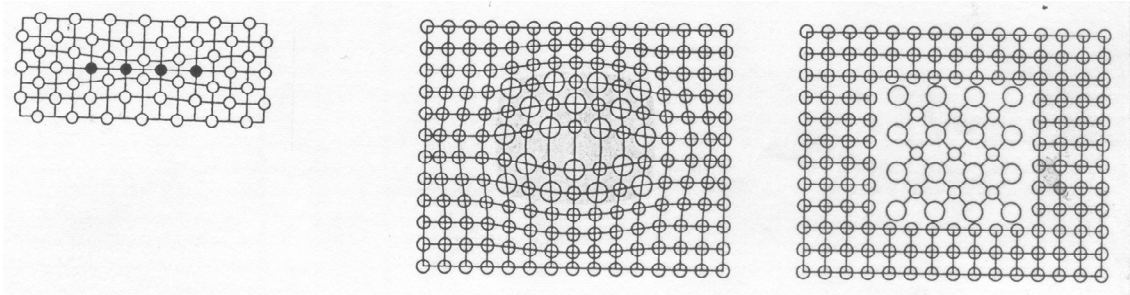


Figura 5.31. D'esquerra a dreta: zones de Guinier-Preston (GP), precipitats intermedis, θ' , i precipitats finals, θ . Cal notar que tant les zones GP com els precipitats θ' són coherents.

Resulta que l'enduriment és màxim amb precipitats coherents, ja que, com que els enllaços no es trenquen, es produeix una tensió important a la xarxa de la matriu d'alumini. Així s'explica la dependència observada de l'enduriment amb el temps de maduració.

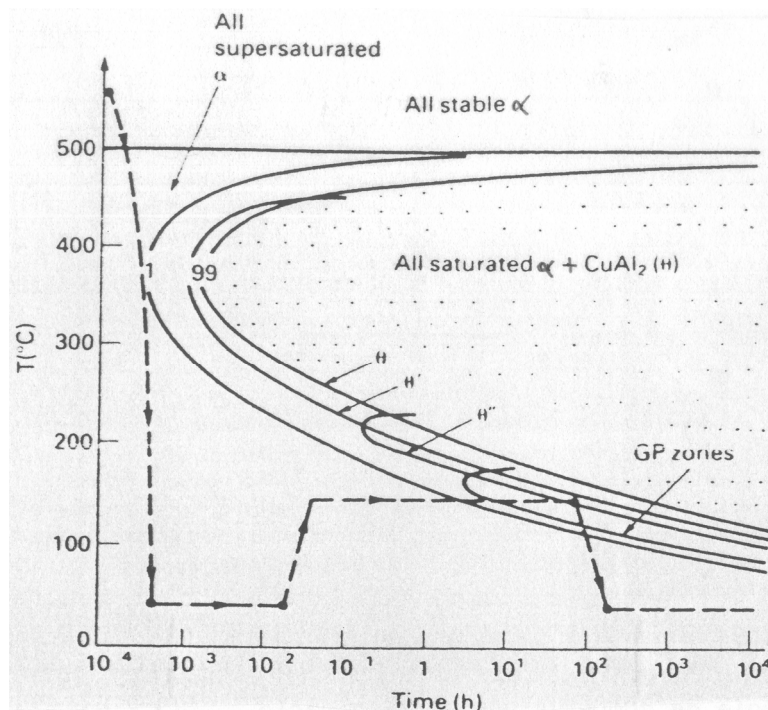


Figura 5.32. Diagrama TTT detallat de l'aliatge Al-4Cu. La resistència màxima s'obté madurant per obtenir θ'' . Com més baixa és la temperatura de maduració, més llarga és la durada del tractament requerit. Cal notar que no es formen zones GP per sobre de 180°C: si superem aquesta temperatura durant la maduració no obtindrem l'enduriment màxim.

Aquesta evolució estructural queda reflectida en el diagrama TTT complet, en el qual es detallen les corbes en les quals es comencen a formar els precipitats intermedis.

La maduració ha de durar el temps just. Si dura massa, el material perd enduriment. Es produeix el que s'anomena *sobreenvelliment*. Resulta, doncs, que l'enduriment màxim s'obté quan la transformació $A \rightarrow B$ no és completa. L'alumini endurit es troba en un estat fora de l'equilibri. Per tant, un escalfament accidental posterior al

tractament tèrmic (per exemple amb el soldatge) pot comportar una pèrdua de duresa.

5.4. Tractaments tèrmics dels acers

5.4.1. Introducció: els mèrits dels acers

El material estructural per excel·lència és l'acer. Davant d'un projecte mecànic, quan hom ha de triar el material, la primera pregunta que se sol fer és la següent: "Es pot fabricar amb acer?". Les raons són moltes:

- L'acer presenta unes bones propietats mecàniques fins a temperatures moderades.
- Hi ha un ventall molt ampli d'acers amb propietats específiques.
- Es poden modificar les propietats amb diversos tractaments tèrmics.
- El material és barat i de fàcil subministrament.
- Per defecte, un taller mecànic sap treballar amb acer.

Dir "acer" és referir-se a una família àmplia de materials de base ferro. En general, es classifiquen segons l'element principal d'aliatge com:

- acers al carboni*. Són aliatges Fe-C on el carboni es troba com a impuresa intersticial o bé formant cementita (Fe_3C).
- acers de baix aliatge*. Són aliatges que contenen, a més a més del carboni, un altre element d'aliatge, X (Fe-C-X). L'element o elements addicionals milloren la *trempeabilitat* i tenen una influència secundària sobre les propietats mecàniques.
- acers d'alt aliatge*. La concentració de l'element X és molt elevada. Aquest element modifica substancialment les propietats mecàniques.

5.4.2. Diagrama de fases Fe-C

Representem la zona del diagrama de fases Fe-C que interessa pel que fa als tractaments tèrmics dels acers:

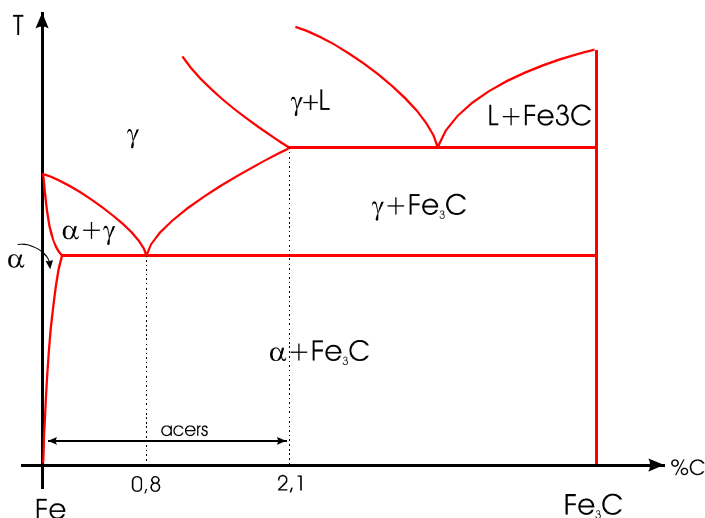


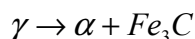
Figura 5.33. Diagrama de fases dels acers

Els acers són els aliatges en els quals l'austenita (Fe- γ) pot existir a temperatura elevada com a fase única. Segons el diagrama de fases, això és possible si la concentració de carboni és inferior al 2,1%. A temperatura ambient, les fases d'equilibri són la ferrita (Fe- α) i la cementita (Fe₃C). Els tractaments tèrmics principals comencen a la fase γ . Com que aquesta fase no és la fase d'equilibri a temperatura ambient, es tractarà de "tractaments tèrmics amb canvi de fase":

fase d'equilibri a temperatura elevada: A = γ

fase d'equilibri a temperatura baixa: B = $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

El punt més important del diagrama de fases pel que fa als acers és el punt eutectoide ($T_E = 730^\circ\text{C}$, $x_E = 0,77\%$). En condicions d'equilibri, en aquest punt es produeix la reacció eutectoide:



Depenent de la concentració de carboni, els acers es classifiquen en hipo i hipereutectoides. La microestructura típica d'aquests acers es pot deduir del diagrama de fases aplicant la regla de la palanca. Vegem-ho en la figura:

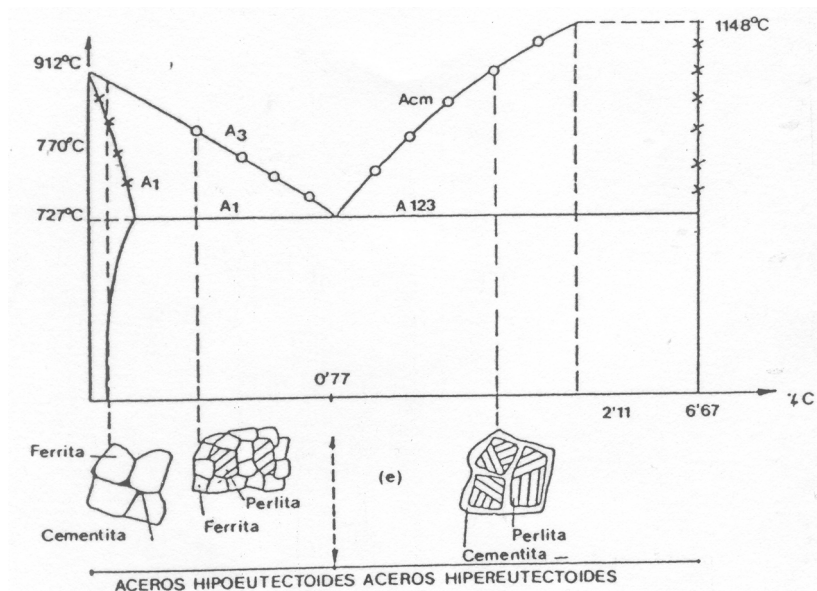


Figura 5.34

En termes genèrics podem dir que, a mesura que la concentració de carboni (x_C) augmenta, s'incrementa el contingut en cementita (fase dura i fràgil) i, per tant, l'acer és més dur i resistent però menys dúctil i menys tenaç:

$$x_C \uparrow \Rightarrow \begin{matrix} \sigma_f, \sigma_u, \text{duresa} \uparrow \\ K_C, \text{ductilitat} \downarrow \end{matrix}$$

5.4.3. Diagrama TTT d'un acer eutectoide

Recordem que estrictament dels diagrames de fases només podem deduir quines són les fases d'equilibri. Per tal de conèixer el temps que trigaran les reaccions a començar i a completar-se necessitem el diagrama TTT.

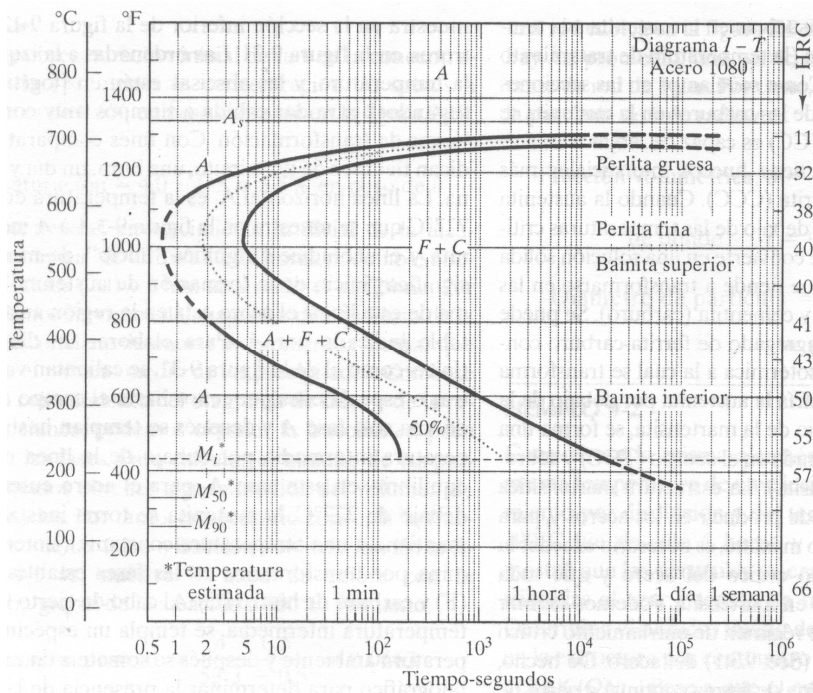
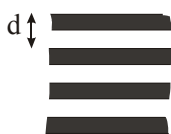


Figura 5.35. Diagrama TTT d'un acer eutectoide

Aquests diagrames per als acers se solen anomenar *diagrames de les S* per la seva forma característica. Ara bé, per tal de mantenir la unitat amb els diagrames TTT d'altres materials que hem estudiat en el capítol anterior, aquesta denominació no és gaire encertada. Seria millor anomenar-los *diagrames de les C*. Analitzem l'estructura del diagrama TTT d'un acer eutectoide en detall.

Per a temperatures de la transformació superiors a M_i, la reacció eutectoide ($\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$) triga un temps que depèn de la temperatura. La forma del diagrama és la típica de "C". Encara que a temps llargs les fases que obtenim són sempre d'equilibri ($\alpha + Fe_3C$), la seva morfologia depèn de la temperatura, la qual cosa té una gran influència sobre les propietats mecàniques:



- Per a $T \geq 550^\circ\text{C}$, s'obté perlita. El gruix de les lames disminueix a temperatura baixa.
- Per a $T \leq 550^\circ\text{C}$, s'obté bainita. Aquesta estructura no és en forma de plaques. La morfologia és més complicada.

Figura 5.36

De fet, s'hauria de considerar que les reaccions perlítica i bainítica són independents. Aquesta consideració ens dóna una nova visió sobre l'estructura del diagrama TTT (Figura 5.37):

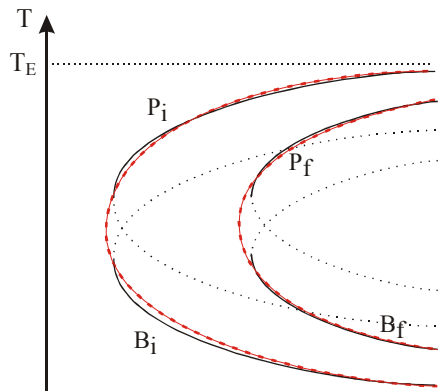


Figura 5.37

Cada reacció tindria el seu propi diagrama típic en forma de "C". Atès que en el diagrama de l'acer eutectoide, el "nas" de cada reacció té lloc a una temperatura i temps semblants, aquesta estructura interna de dues reaccions queda emmascarada. El pas de la reacció perlítica a la bainítica quan disminueix la temperatura de la transformació és donat per la disminució de la velocitat de difusió.

Si refredem encara més, s'arriba a una temperatura (M_i) en la qual la difusió és tan lenta que l'austenita passa a una estructura metaestable (la *martensita*) en lloc de descompondre's en $\alpha + Fe_3C$. És la reacció martensítica. A diferència de tots els canvis de fase que hem estudiat fins ara, la reacció martensítica no depèn de la difusió. L'estudiarem al final del capítol. Primer analitzarem les reaccions perlítica i bainítica.

5.4.4. Dinàmica de les reaccions perlítica i bainítica

Aquestes reaccions es desenvolupen en dues etapes: nucleació i creixement. Les fases noves ($\alpha + Fe_3C$) nucleen a les vores del gra i creixen fins a transformar tota l'austenita.

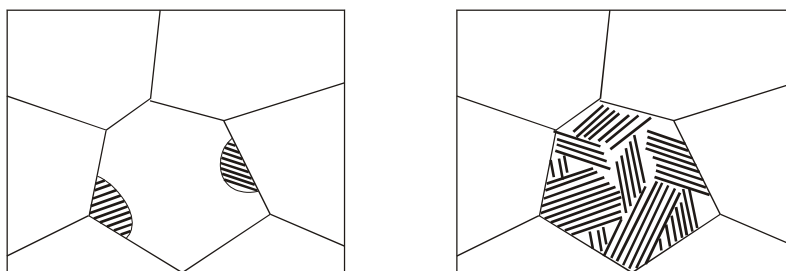


Figura 5.38

La mida del gra de l'austenita tindrà una influència sobre el temps que triga la transformació. Si el gra és menor, hi haurà més fronteres de gra i, per tant, més possibilitat de nuclear. La reacció començarà abans. Per tant, si el gra austenític és menor, la corba del diagrama TTT es trobarà a temps més curts ("cap a l'esquerra"). Aquest fet explica que, en principi, en els diagrames TTT s'hagi d'especificar quina és la mida del gra de l'austenita.

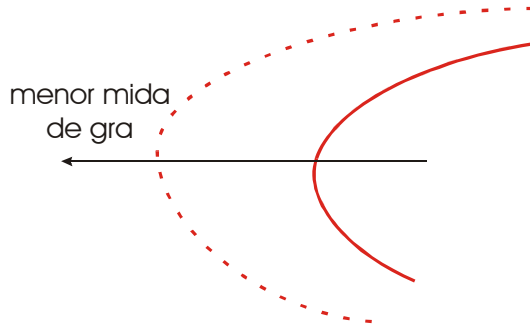


Figura 5.39

5.4.5. Diagrama TTT d'un acer hipoeutectoide ($x_C < 0,77\%$)

Si refredem un acer hipoeutectoide en condicions d'equilibri (refredament lent), primer apareixerà ferrita protoeutectoide:

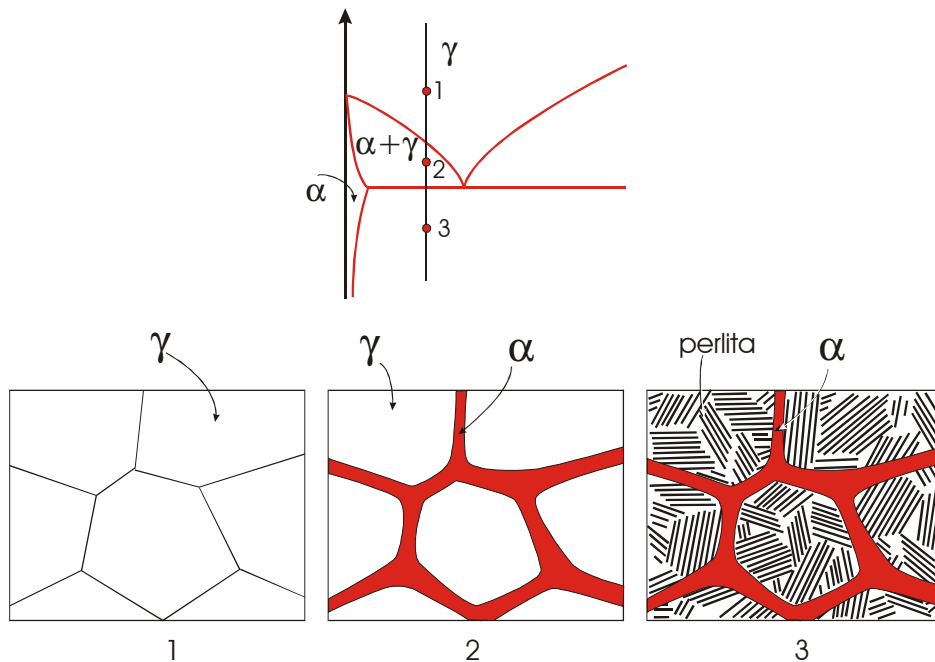


Figura 5.40

En el cas d'una transformació isotèrmica, l'evolució pot ser diferent. Vegem-ho analitzant el diagrama TTT (Figura 5.41).

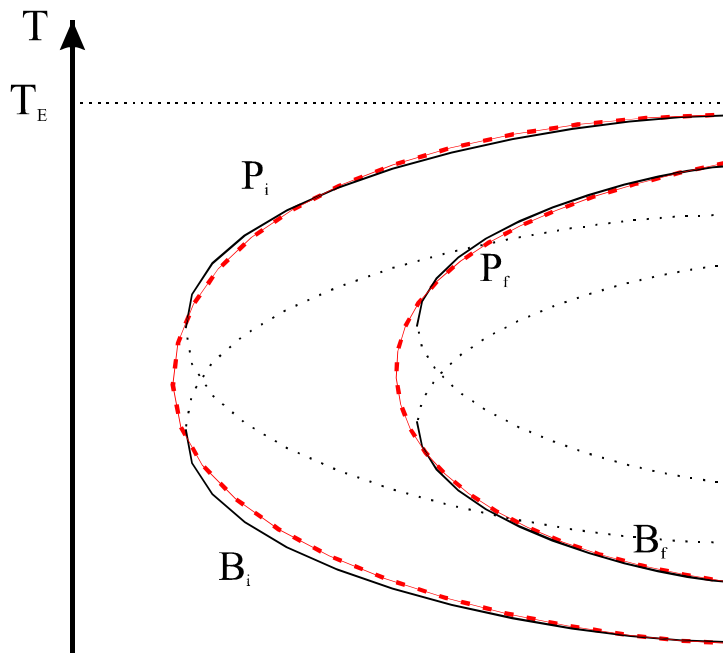


Figura 5.41

a) Per a $T_a > T_E$, no es forma perlita. Obtindríem l'estructura de l'esquema 2 de la Figura 5.40, la qual evolucionaria, amb un refredament posterior, cap a l'estructura de l'esquema 3.

b) Per a $T_b < T_E$, el diagrama indica el començament de la precipitació de la fase α -protoeutectoide. Ara bé, no indica quan acaba. Abans de precipitar completament, ja comença la reacció perlítica. Del diagrama podríem interpretar que la reacció perlítica impedeix la formació de més α -protoeutectoide (Figura 5.43).

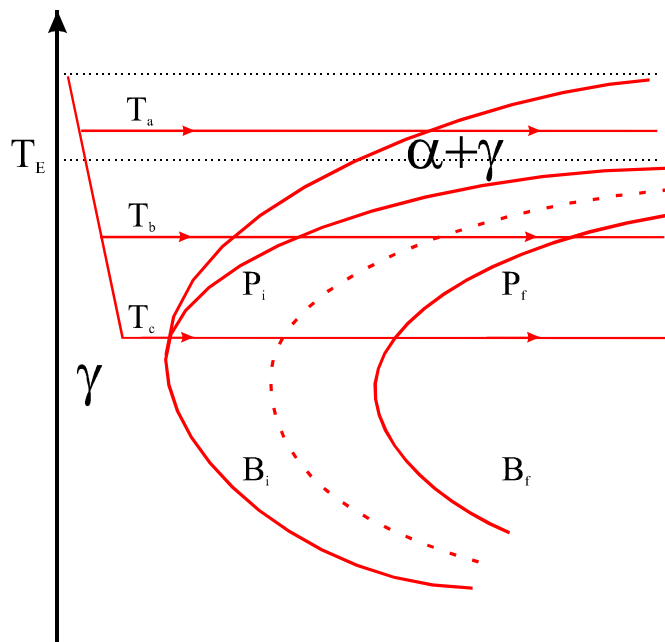


Figura 5.42

Aquest fet es pot entendre si observem que la perlita nuclea a la interfície α - γ i no deixa créixer més la fase α . En conseqüència, deduïm que, en els acers hipoeutectoides, la concentració de carboni a la perlita serà menor que la concentració eutectoide, x_E (0,77%). Fins i tot es pot aconseguir un acer hipoeutectoide 100% perlític o bainític (quan la temperatura és inferior a T_C del diagrama TTT). De fet, segons el diagrama TTT de la Figura 5.42, la bainita no aniria acompanyada de α -protoeutectoide.

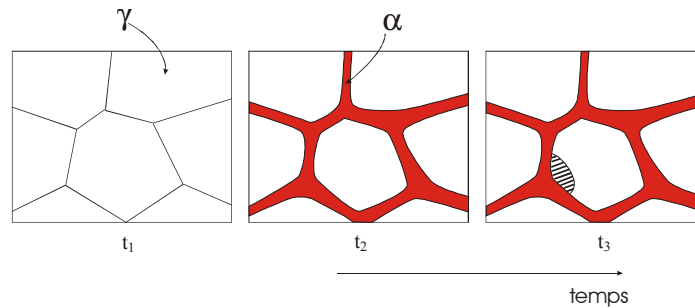


Figura 5.43

5.4.6. Tractaments tèrmics dels acers basats en els diagrames TTT

Considerarem els tractaments tèrmics més corrents:

1. *trempe i reveniment*
2. *trempe bainític*
3. *recuita total*
4. *esferoïdització*
5. *normalització*

5.4.6.a. Trempe i reveniment

És un tractament en dues etapes. En el trempe, l'acer es refreda ràpidament per tal d'evitar el "nas" del diagrama TTT. Així s'evita la reacció eutectoide de l'austenita. El resultat del trempe és la formació de la martensita així que s'arriba a temperatures inferiors a M_s . En la segona etapa, el reveniment, l'acer s'escalfa a una temperatura intermèdia, inferior a la temperatura eutectoide, i s'obté martensita revinguda.

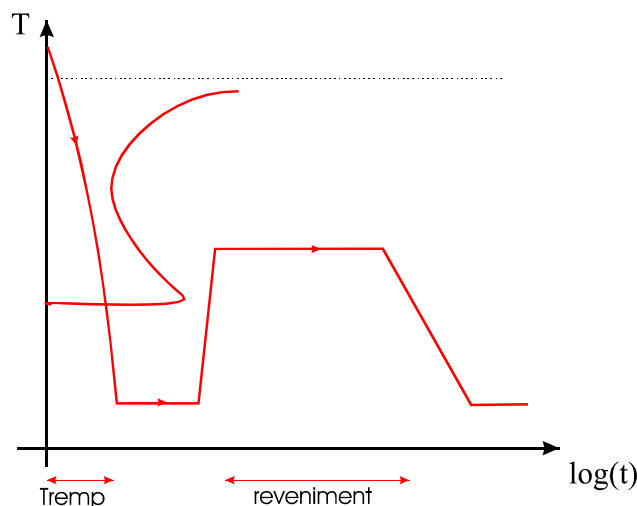
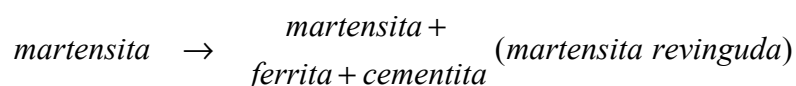


Figura 5.44

El tremp se sol efectuar submergeint l'acer en un líquid (aigua o oli). El refredament ràpid durant el tremp pot comportar problemes de deformacions tèrmiques. Per tant, seria convenient que els acers tinguessin el “nas” del diagrama a temps llargs. Es parla de la *trepmpabilitat* dels acers. Es diu que un acer és més trempable quan el nas es troba més a la dreta. En general, la trempabilitat s'incrementa quan augmenta el contingut de carboni i quan s'incrementa la concentració d'impureses (acers aliats):

$$\text{trepmpabilitat} \uparrow \Leftrightarrow \begin{matrix} x_c \uparrow \\ [\text{impureses}] \uparrow \end{matrix}$$

La martensita és una fase molt dura però molt fràgil. D'aquí ve que, per a moltes aplicacions, no sigui l'estat idoni de l'acer. En aquests casos es recorre al reveniment:



Quan la temperatura del reveniment i el temps s'incrementen, baixen les propietats resistents (duresa i resistència) i augmenta la tenacitat. En els processos industrials, el reveniment sol ser de prop d'una hora, de manera que les taules solen indicar l'evolució de les propietats en funció de la temperatura de reveniment, sobreentenenent que el temps és una hora. Per a la majoria d'acers, hi ha una banda de temperatures de reveniment, entre 200°C i 400°C, en la qual l'acer perd tenacitat. Aquesta zona s'ha d'evitar ja que fa l'acer fràgil.

Encara que industrialment es parli de la temperatura del reveniment com el paràmetre que cal controlar, no podem perdre de vista que, tal com passa en tots els processos controlats per la difusió, en el reveniment també hi ha una relació

temperatura-temps. És a dir, es pot aconseguir el mateix resultat a diverses temperatures sempre que s'ajusti convenientment la durada.

5.4.6.b. Tremp bainític

El tremp bainític, anomenat també “austremp” és, de fet, el tractament tèrmic amb el qual s'aconsegueix la transformació isotèrmica (a temperatura constant) de l'acer en bainita:

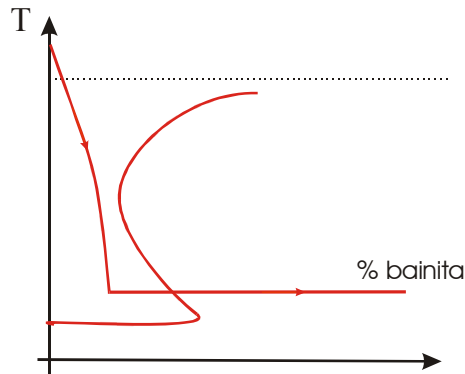


Figura 5.45

S'anomena *tremp* perquè s'ha de refredar prou ràpidament per evitar el nas del diagrama. En principi, el tremp bainític dona propietats millors que el tremp i el reveniment.

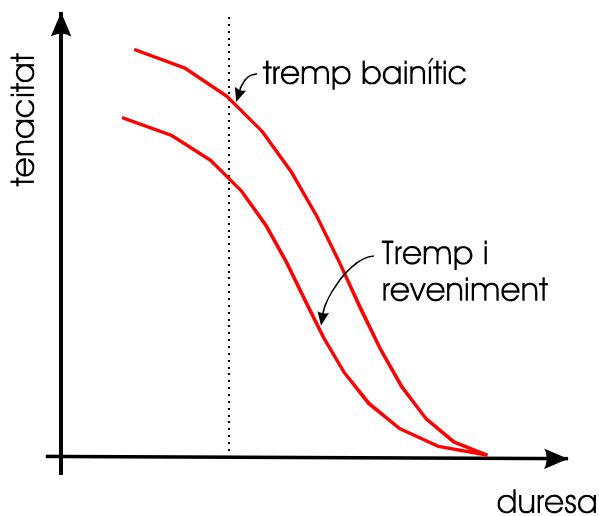


Figura 5.46

En la Figura 5.46 **Error! Reference source not found.** veiem com per al mateix valor de la duresa, l'acer sotmès a tremp bainític és més tenaç que el trempat i revingut. En un acer trempat bainíticament, la duresa s'incrementa a mesura que la temperatura de la transformació és més baixa.

Malgrat aquestes propietats millors, el tractament més generalitzat és el tremp i reveniment, ja que el tremp bainític es fa submergint la peça en un bany de sals foses. És un procés, doncs, més complex i delicat.

5.4.6.c. Recuita total

S'aplica als acers hipoeutectoides. El refredament és molt lent des de la fase austenítica. Una manera d'aconseguir-lo és apagant el forn amb la càrrega dins.

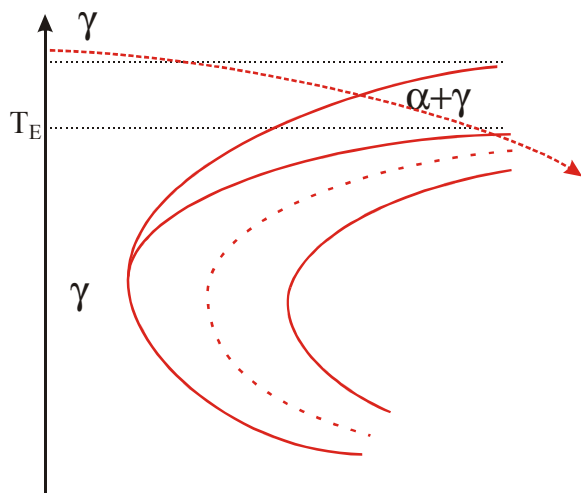
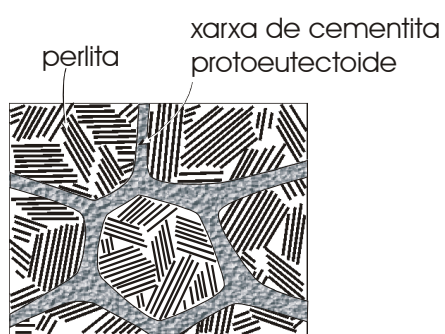


Figura 5.47

L'acer sotmès a recuita total no s'utilitza com a tal per la seva baixa resistència. És un acer molt dúctil, ideal per a la deformació en fred. Si la concentració de carboni no és gaire baixa, és de fàcil mecanització. Es tracta, doncs, d'un tractament intermedi.



Ens podem preguntar, ara, per què no s'utilitza per als acers hipereutectoides. La resposta es troba en l'estructura que s'obtidria. Com que es tracta d'un refredament molt lent (proper a les condicions d'equilibri), apareixeria una xarxa gruixuda de cementita protoeutectoide (Figura 5.48).

Figura 5.48

3

Aquesta xarxa, contínua, aïllaria els grans de perlita, els quals no es podrien deformar plàsticament sense la fractura prèvia de la cementita. Per tant, l'acer hipereutectoide sotmès a recuita total seria extremadament fràgil.

5.4.6.d. Esferoïdització o globulització

És el tractament tèrmic equivalent a la recuita total, aplicat als acers hipereutectoides.

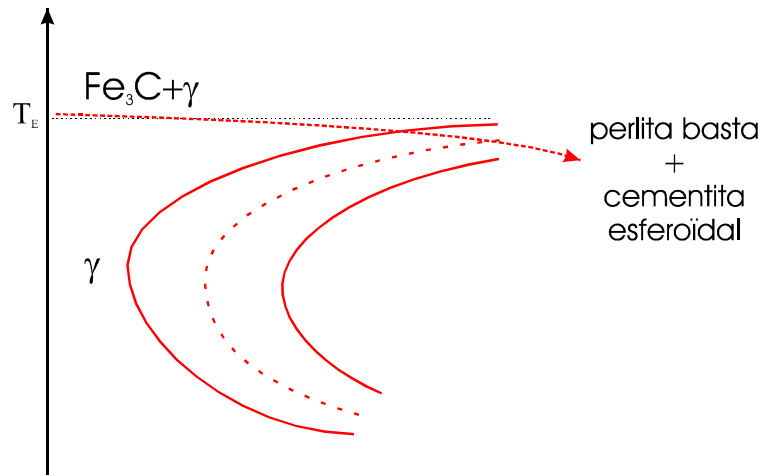


Figura 5.49

El refredament molt lent es fa després de mantenir l'acer durant un temps llarg a una temperatura propera a T_E . Per tant, a diferència dels altres tractaments, l'estat de partida no és 100% austenita, sinó que es refreda quan la cementita protoeutectoide s'ha format completament. El manteniment a temperatura elevada disgrega la xarxa de cementita en petits glòbuls. En aquest estat, l'acer és dúctil, ideal per a la mecanització. El resultat és molt semblant tant si la temperatura és lleugerament inferior com superior a T_E . Igual com la recuita total, l'esferoïdització és un tractament intermedi.

5.4.6.e. Normalització

S'aplica tant a acers hipo com hipereutectoïdes. L'objectiu és obtenir perlita fina. En el cas de l'acer hipereutectoïde, la xarxa de cementita és menys gruixuda i no representa cap problema. El refredament és relativament ràpid. Se sol aconseguir traient la peça fora del forn. La velocitat de refredament es pot incrementar amb un corrent d'aire.

Els acers se solen subministrar en l'estat normalitzat (d'aquí li ve el nom). Per a moltes aplicacions, les seves propietats són les adequades.

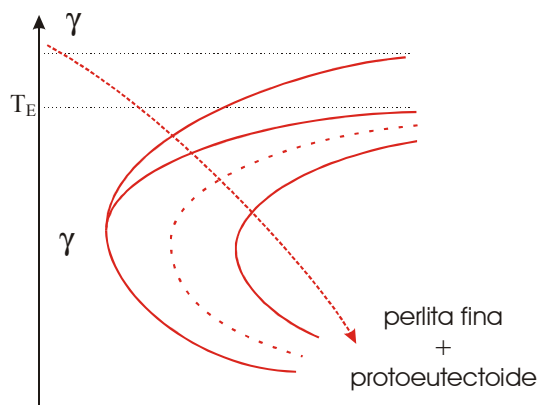


Figura 5.50

5.4.7. Diagrames TTT dels acers aliats

Tal com vam veure en la dinàmica de la recristal·lització, la presència d'impureses dificulta la difusió atòmica i, en conseqüència, retarda tant la nucleació com el creixement. El mateix podem dir de les reaccions perlítica i bainítica. Les impureses dificulten la difusió del carboni. D'aquí ve que es produeixi un retard tant en el "nas" perlític com en el bainític. Aquest retard s'ha quantificat i es pot calcular aproximadament amb la fórmula següent:

$$\text{retard perlític} = \frac{(0,254\%C)(1 + 4,1\%Mn)(1 + 2,38\%P)(1 - 0,62\%S)}{(en\ s) \quad (1 + 0,64\%Si)(1 + 2,33\%Cr)(1 + 0,52\%Ni)(1 + 3,14\%Mo)}$$

$$\text{retard bainític} = \frac{(0,272\%C)(1 + 4,1\%Mn)(1 + 2,80\%P)(1 - 0,62\%S)}{(en\ s) \quad (1 + 0,64\%Si)(1 + 1,16\%Cr)(1 + 0,52\%Ni)(1 + 0\%Mo)}$$

on %X significa la concentració de l'element en %. Analitzem aquestes fórmules:

- En els acers amb x_c elevat i en els acers aliats, les transformacions són més lentes (són acers més trempables).
- Alguns dels elements d'aliatge (Cr i Mo) afecten de manera diferent les reaccions perlítica i bainítica. En aquests acers, la forma del diagrama ressalta perfectament la dinàmica independent d'ambdues reaccions:

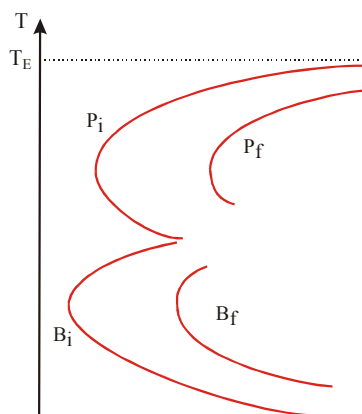


Figura 5.51

Queda clar que, en aquest cas, el diagrama ja no es pot anomenar "de les S".

5.4.7.a. Propietats mecàniques dels acers aliats

Hem de fer la distinció entre:

- Acers d'alt aliatge. L'element d'aliatge millora tant la trempabilitat com les propietats mecàniques.

b) Acers de baix aliatge. En aquest cas, les propietats depenen exclusivament del contingut en carboni. L'element d'aliatge serveix únicament per millorar la trempabilitat.

5.4.8. Austenització

En general, tots els tractaments tèrmics dels acers comencen a la fase austenítica. L'*austenització* és l'etapa prèvia que permet obtenir l'austenita.

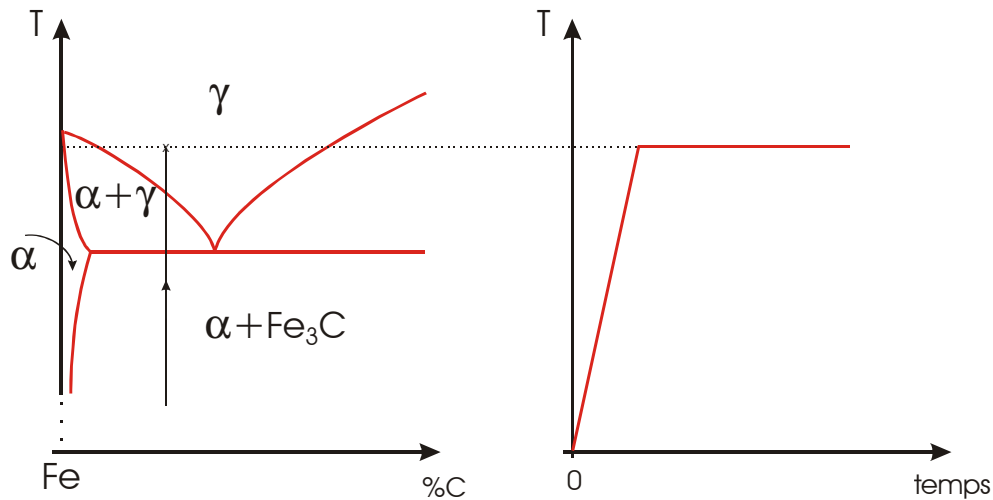


Figura 5.52

La transformació que té lloc és: $\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma$

Si el temps és prou llarg, obtindrem una estructura completament uniforme. Tanmateix, se sol limitar el temps per tal d'evitar el *creixement de gra*. El mateix podem dir de la temperatura. A l'altre extrem, si el temps de l'austenització no és gaire llarg, poden subsistir gradients de concentració dins de l'austenita. L'homogeneïtat de l'austenita té un efecte sobre els diagrames TTT:

- Efecte sobre les reaccions perlítica i bainítica: amb l'austenització menys completa (inhomogeneïtats), les reaccions són més ràpides.
- Efecte sobre M_i : l'austenització menys completa comporta un increment de M_i .

En conjunt, podem afirmar, doncs, que l'austenització menys completa fa que les reaccions passin abans.

5.4.9. La pràctica industrial: tractaments tèrmics per refredament continu

Normalment, els tractaments isotèrmics són molt difícils d'aconseguir ja que es necessita un bany de líquid a la temperatura desitjada. La pràctica corrent sol

consistir a submergir la peça en un medi fred. Depenent de la capacitat de dissipació de calor del medi, l'acer es refredarà més o menys ràpidament:

aire
oli ↓ *major velocitat*
aigua *de refredament*

La microestructura i les propietats dependran, doncs, de la velocitat de refredament i no de la temperatura del tractament (ja que, en refredament continu, aquesta no està ben definida). Per tal de dissenyar el tractament tèrmic adient, es fa ús dels diagrames de refredament continu (TRC). El diagrama de la Figura 5.53 correspon a un acer al carboni hipoeutectoide.

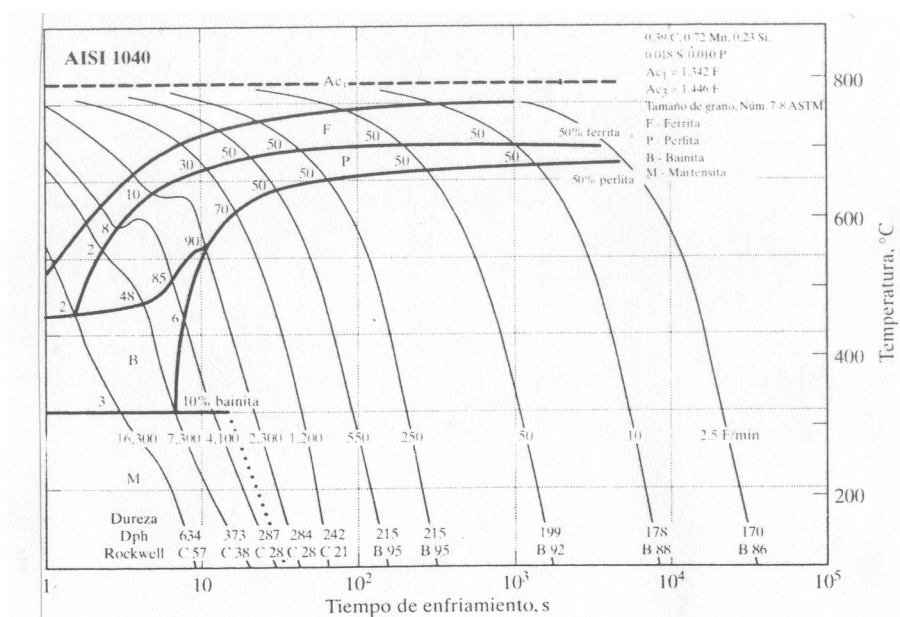


Figura 5.53

Veiem que a una determinada velocitat de refredament, el diagrama ens diu la microestructura resultant, i també la duresa. A velocitats elevades, la duresa s'incrementa perquè van apareixent fases més dures segons la successió: perlita basta, perlita fina, bainita, martensita.

En el cas d'un acer aliat amb un contingut de carboni semblant (Figura 5.54), veiem com totes les transformacions es desplacen cap a velocitats de refredament més lentes. Tanmateix, per a una determinada microestructura (per exemple perlita+ferrita), la duresa és semblant a la de l'acer al carboni.

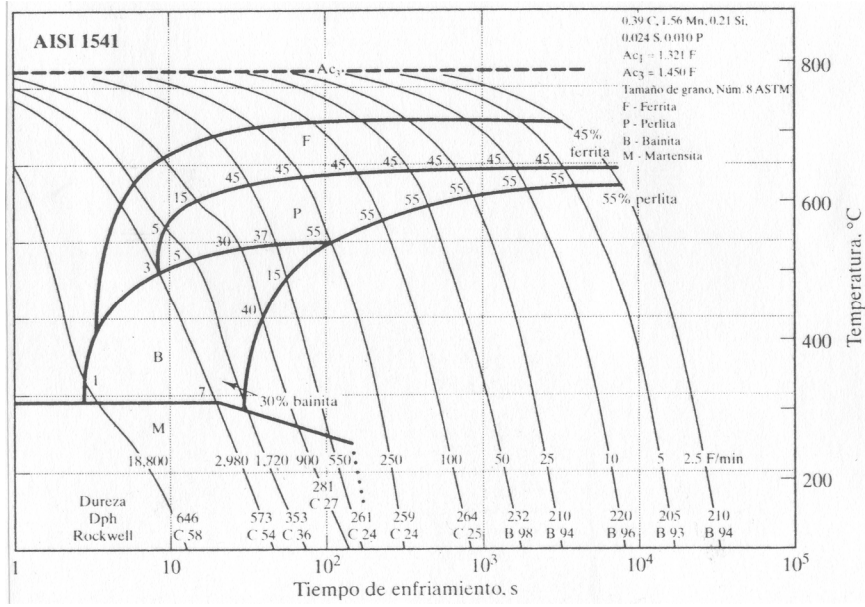


Figura 5.54

5.5. Bibliografia del tema dels tractaments tèrmics

Autor: Mangonon, Pat L.

Títol: *Ciencia de materiales: selección y diseño*; traducció: Héctor Javier Escalona y García

Publicació: México [etc.]: Prentice Hall, 2001

Descripció: XVI, 824 p.

ISBN: 9702600278

Autor: Joseph R. Davis

Títol: *ASM handbook / prepared under the direction of the ASM International Handbook Committee*

Publicació: Metals Park: American Society for Metals, 1990

Descripció: 19 vol.; il·lustr.; 29 cm + 1 disc òptic d'ordinador; 12 cm

ISBN: 0871703793 (cartograf.: vol. 4)

Autor: Avner, Sidney H.

Títol: *Introducción a la metalurgia física*; traducció: José Luis Estrada Haen; revisió tècnica: Guillermo Barrios Mejía

Publicació: México [etc.]: McGraw-Hill, 1979

Descripció: 695 p.; il·lustr.; 23 cm

ISBN: 9686046011

Autor: Verhoeven, John D.

Títol: *Fundamentals of physical metallurgy* (per al capítol de recuita)

Publicació: New York [etc.]: Wiley, cop., 1975

Descripció: XIII, 567 p.; il·lustr.; 24 cm

ISBN 0471906166

6. Corrosió

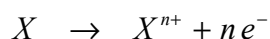
6.1. Fonaments de la corrosió dels metalls

6.1.1. Introducció

Amb aquest tema comencem l'estudi del que genèricament s'anomena *degradació* dels materials. L'experiència quotidiana ens indica que la vida útil d'un objecte és limitada, en darrera instància, per la degradació del material:

- oxidació de la superfície dels metalls
- esquerdament de les pintures per efecte de la radiació solar
- atac de fongs i corcs a la fusta
- disgregació del formigó per les glaçades

Les causes de la degradació són múltiples: químiques, físiques i biològiques. Ens limitarem a estudiar l'*oxidació*, ja que és la causa principal de degradació dels metalls i els seus aliatges. Pels cursos de química general, sabem que una espècie química s'oxida quan cedeix electrons:



Pel que fa a l'estudi dels materials, els processos d'oxidació se solen classificar en dues categories:

1. *Oxidació seca*. L'òxid es forma per reacció directa amb l'oxigen. És important només en els metalls a temperatura elevada (p. e. durant la deformació en calent).

2. *Oxidació humida.* Només és possible en els materials conductors de l'electricitat (metalls). El metall s'oxida en presència d'un electròlit. L'electròlit pot ser tant la humitat ambiental com per exemple una dissolució àcida.

6.1.2. Oxidació humida i corrosió

L'oxidació seca dels metalls només és activa a temperatura elevada. A temperatura ambient és inapreciable. Per exemple, una barra d'acer al carboni es manté amb una superfície brillant durant molts anys al desert del Sàhara. Ara bé, en una atmosfera humida, es forma molt ràpidament una capa de rovell. Per tant, la presència d'aigua o, en general, d'algun tipus d'electròlit accelera extraordinàriament l'oxidació.

En les condicions normals de treball dels materials (a l'atmosfera, canonades d'aigua, contenidors de productes químics, oleoductes...) la corrosió humida és un problema omnipresent que implica enormes despeses de conservació: pintura o restitució de les peces corroïdes.

6.1.3. Fonaments: reaccions electroquímiques

En essència, les reaccions d'oxidació són aquelles en les quals el metall perd electrons. Per exemple:



L'ió metàl·lic pot formar un compost amb l'oxigen (FeO) o bé quedar dissolt en un electròlit. En essència, el resultat és el mateix: el metall perd massa (es corroeix). En els processos de corrosió humida, s'estableix una circulació d'electrons dins del metall i d'ions a l'electròlit. Tenim, per tant, una reacció electroquímica.

Per tal d'entendre que, efectivament, un metall es pot oxidar en absència d'oxigen, considerem l'experiment mostrat en la Figura 6.1:

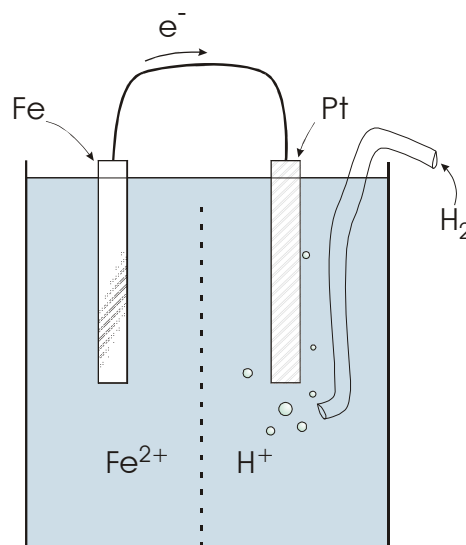


Figura 6.1. Esquema d'una reacció electroquímica al laboratori



Els electrons necessaris per a la reacció s'intercanvien a través del fil conductor i el circuit elèctric es tanca pel corrent d'ions a l'electròlit. En conseqüència, el Fe es va dissolent, mentre que a l'elèctrode de Pt es desprèn hidrogen. Si impedíssim el pas del corrent (tallant el fil conductor), s'establiria una diferència de potencial, ε , entre els dos elèctrodes i la reacció no podria progressar. El valor de ε ens indica la tendència del metall a oxidar-se:

$\varepsilon > 0$ el metall no s'oxida

$\varepsilon < 0$ el metall s'oxida

Per tal de comparar diferents metalls, s'han establert les condicions "normals" de mesura de ε :

$$[H^{+}] = [\text{metall}] = 1 M$$

$$P_{H_2} = 1 \text{ atm}, \quad T = 25^{\circ}C$$

elèctrode de H_2 com a referència

Els potencials que s'obtenen s'anomenen *potencials estàndard*. Detallem, tot seguit, alguns valors:

	ε° (V)	
$Al \rightarrow Al^{3+}$	-1,66	<div style="display: flex; align-items: center; justify-content: center;"> <div style="text-align: center; margin-right: 10px;"> metall més anòdic </div> <div style="display: flex; flex-direction: column; align-items: center; gap: 10px;"> ↑ ↓ </div> <div style="text-align: center; margin-left: 10px;"> metall més noble </div> </div>
$Zn \rightarrow Zn^{2+}$	-0,76	
$Cr \rightarrow Cr^{3+}$	-0,74	
$Fe \rightarrow Fe^{2+}$	-0,44	
$Cu \rightarrow Cu^{2+}$	+0,34	
$Fe^{2+} \rightarrow Fe^{3+}$	+0,77	

Figura 6.2

Si en lloc de l'elèctrode d'hidrogen utilitzem dos elèctrodes dels metalls tabulats, el metall que s'oxidarà serà el que tingui el valor de ε° més negatiu. Per exemple, un elèctrode de Zn es corrirà en contacte amb un elèctrode de Cu. L'elèctrode que s'oxida s'anomena *ànode* i el que es redueix, *càtode*. Diríem, doncs, que en condicions estàndard, el Zn és *més anòdic* que el Cu.

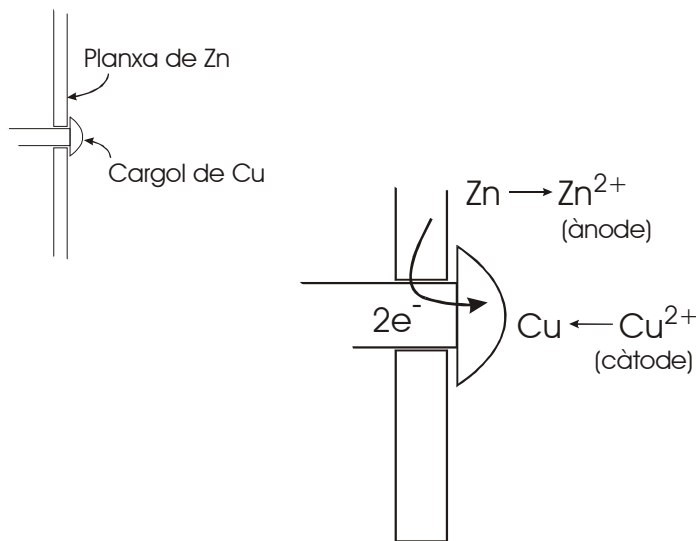
6.1.4. Piles electroquímiques o galvàniques

El que hem descrit fins aquí és una pila electroquímica a partir de la qual es genera corrent elèctric. L'aspecte més interessant és que, necessàriament, un dels elèctrodes es corroeix. La corrosió dels metalls s'esdevé per la formació espontània de *piles electroquímiques*. Depenent de l'origen d'aquestes piles, les classifiquem en:

- a) piles d'elèctrodes diferents
 - a.1) parells galvànics macroscòpics
 - a.2) parells galvànics microscòpics (*micropiles*)
- b) piles de concentració
- c) piles de temperatura diferencial

6.1.5. Parells galvànics macroscòpics

Imaginem una estructura metàl·lica com la de la Figura 6.3, submergida en una dissolució de $[Cu^{2+}] = [Zn^{2+}] = 1 M$.



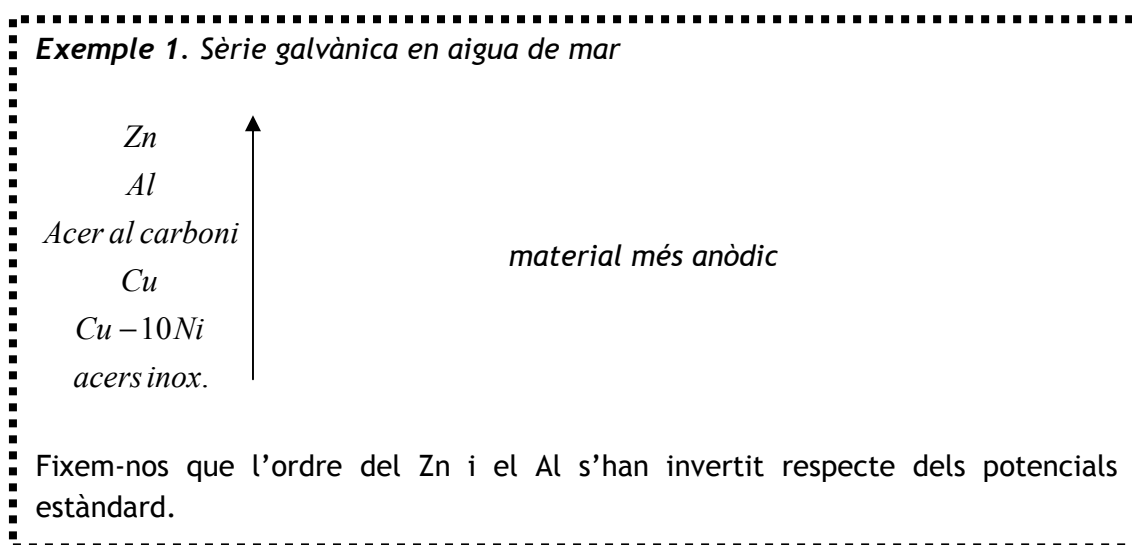
Els valors de ε^0 ens indiquen que el Zn es corroeix.

Figura 6.3. Parell galvànic entre una planxa de Zn i un reblló de Cu

Veiem que la mateixa estructura tanca el circuit elèctric. Fixem-nos que necessàriament es dipositen tants mols de Cu com mols de Zn es dissolen. Per tant, la pèrdua de massa de l'ànode per unitat de superfície depèn de la relació d'àrees: $A_{\text{ànode}}/A_{\text{càtode}}$. Si $A_{\text{ànode}}/A_{\text{càtode}} \gg 1$, llavors la pèrdua de massa per unitat de superfície de l'ànode serà petita. Aquesta és una regla general que s'ha de considerar quan es dissenyen estructures amb diversos metalls: s'ha de procurar que l'ànode presenti una àrea exposada al medi corrosiu molt més gran que el càtode.

6.1.6. Efecte de la composició de l'electròlit: sèries galvàniques

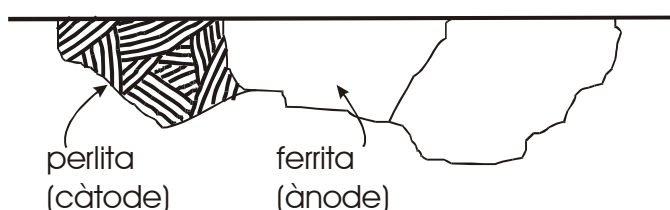
Estrictament, els potencials estàndard només valen per a electròlits en condicions estàndard. L'estructura de l'apartat anterior podria estar submergida en aigua de mar o a l'aire. En principi, el comportament de cada metall depèn molt de l'electròlit, de manera que no sempre el Zn s'ha de comportar com a anòdic davant del Cu. D'altra banda, si en lloc d'un metall pur tenim un aliatge, el potencial també pot variar considerablement. Per això s'han mesurat i tabulat el que s'anomenen *sèries galvàniques* per a tota mena d'electròlits (des de l'aigua fins a la cervesa).



6.1.7. Parells galvànics microscòpics

En una pila electroquímica, el corrent circula entre l'ànode i el càtode, cosa que provoca la corrosió de l'ànode. Amb aquesta teoria s'explica fàcilment la corrosió de dos metalls en contacte. Ara bé, com es pot explicar la corrosió d'una planxa d'acer sola? On es troba l'ànode? I el càtode?

L'explicació és la següent:



s'estableixen *micropiles* com a resultat de les variacions de composició d'un punt a l'altre.

Figura 6.4. Formació de parells galvànics microscòpics deguts a la microestructura de l'acer formada per diferents constituents

Les micropiles poden tenir orígens diversos:

1. fases diferents
2. variació de la concentració de solut (segregació)
3. fronteres de gra

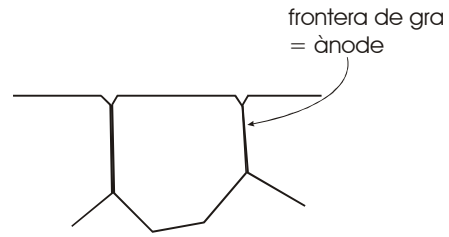


Figura 6.5. Micropila originada en la frontera de gra

4. diferents orientacions cristal·logràfiques

De tot el que hem dit fins ara es dedueix que, com a regla general, la corrosió serà menor en: a) metalls purs (amb excepcions notables) i b) metalls monofàsics.

6.1.8. Piles de concentració

Són les piles que s'originen perquè l'electròlit no és homogeni. En la pila estàndard Cu-Zn, la corrosió del Zn és donada per la reacció:



Per la llei de l'equilibri químic (Le Chatelier) es dedueix que la tendència a la corrosió serà menor si la concentració d'ions Zn augmenta. Per tant, si submergim una barra de Zn en una dissolució de concentració variable es formarà una pila de les característiques següents:

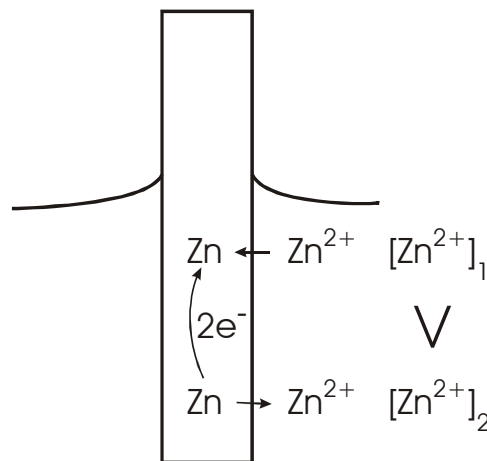


Figura 6.6. Les variacions locals de la concentració creen piles que activen la corrosió. Per exemple, normalment prop de la línia d'aigua la concentració de solut és superior, la qual cosa fa que una barra parcialment submergida en un líquid experimenti corrosió prop de la superfície del líquid.

Són especialment importants les *piles d'aeració diferencial*, que es produeixen quan una zona es troba parcialment aïllada de l'atmosfera. Com a resultat, aquesta zona s'empobreix d'oxigen i es crea una pila que tendeix a corroir el metall, precisament, a la zona empobrida. Fixem-nos en la paradoxa: resulta que, tot i que l'oxigen és l'agent oxidant, el metall es corroeix allí on la concentració d'oxigen és menor. Aquesta és una conseqüència del que hem dit al començament del tema: l'oxidació humida no correspon a la reacció directa amb l'oxigen.

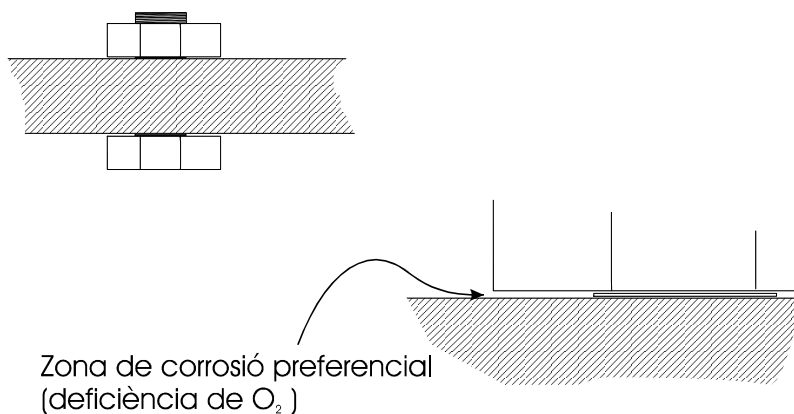


Figura 6.7. Piles per aeració diferencial

6.1.9. Piles de temperatura

Variacions locals de la temperatura afecten el valor del potencial local d'oxidació. Per tant, es creen piles entre zones del metall que estan a temperatures diferents. El signe de la diferència de potencial no depèn unívocament del signe del gradient de temperatura. Dit d'una altra manera, l'ànode pot ser tant la zona calenta com la zona freda (depèn del metall i de l'electròlit).

6.1.10. Tipus de corrosió (aspectes geomètrics i mecànics)

Tradicionalment les corrosions metàl·liques es classifiquen segons uns criteris no gaire sistemàtics, atenent a aspectes geomètrics, estat de tensions del material, etc. Seguirem una classificació bastant estesa.

- a) Corrosió uniforme



Figura 6.8

b) Corrosió per picadures

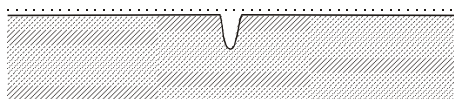


Figura 6.9

La formació de picadures és perillosa perquè implica una concentració d'esforços. Les causes de les picadures poden ser múltiples:

- *inestabilitat intrínseca* de la superfície plana
- *erosió*: moviment del líquid corrosiu
- *cavitació*: canvis sobtats de la velocitat del líquid poden produir variacions sobtades de la pressió semblants a explosions de petites bombolles
- per *fricció* entre dues superfícies metàl·liques

c) Corrosió selectiva

Es produeix quan en un aliatge només es corroeix un dels components. Com a resultat el metall queda esponjós. L'exemple més conegut és el cas dels llautons (Cu-Zn), en els quals el Zn es dissol de manera selectiva i deixa una estructura de Cu porosa molt fràgil.

d) Corrosió intergranular

És quan un metall es corroeix preferentment a les fronteres de gra, les quals actuen com a ànode.

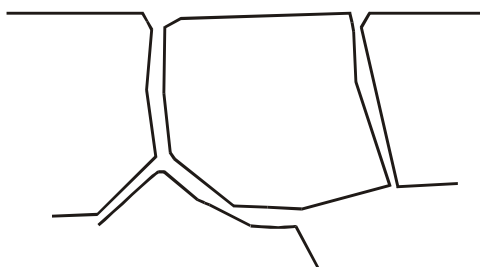


Figura 6.10

e) Esquerdament

Sol passar quan la corrosió va acompanyada de tensions mecàniques. Per exemple:

- *Corrosió sota fatiga*. La presència d'un medi corrosiu accelera la propagació de les esquerdes sota l'acció d'un esforç cíclic, i així disminueix l'esperança de vida a fatiga.

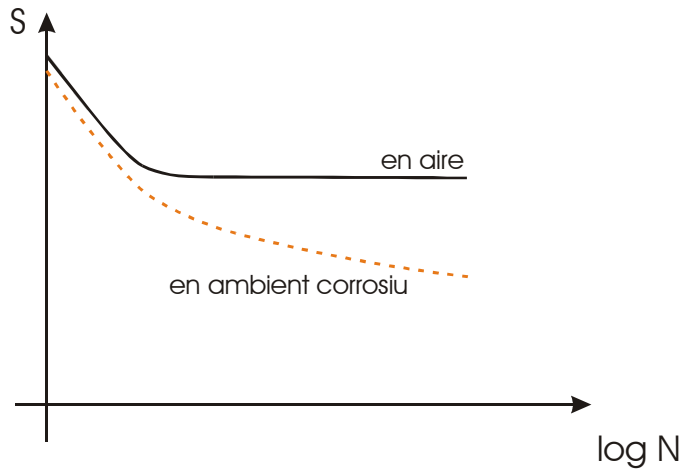


Figura 6.11. Disminució de la vida a fatiga d'un metall deguda a fenòmens de corrosió

- *Corrosió sota tensions.* Tant si les tensions són tensions residuals del material com si són degudes a una càrrega externa, el metall es pot trencar de cop (sense avisar), amb l'aparició d'esquerdes després d'un cert temps de manteniment de l'esforç. Normalment les tensions han de ser elevades i només tenen efecte en un conjunt reduït de medis corrosius i aliatges.

6.2. Protecció contra la corrosió

6.2.1. Introducció

Atès que, en molts casos, la restitució o reparació d'una peça corroïda resulta molt costosa, hi ha un conjunt d'estratègies per tal de disminuir la velocitat de corrosió. Podem agrupar-les en cinc categories:

- a) selecció de materials
- b) revestiments metàl·lics i no metàl·lics
- c) disseny
- d) protecció catòdica o anòdica
- e) control del medi corrosiu

6.2.2. Selecció de materials

No hi ha un aliatge metàl·lic adequat per a totes les condicions corrosives. En aquest sentit és important remarcar la percepció errònia que solem tenir dels *acers inoxidable*s. Hi ha condicions en les quals aquests acers es corroeixen. Es pot donar el cas que un aliatge molt resistent a un àcid concentrat es corroeixi ràpidament en el mateix àcid quan està diluït. Aquest exemple dona una certa idea de la dificultat que pot comportar la tria del metall adequat.

En moltes aplicacions es requereixen metalls especialment resistents. La taula següent ens dona una sèrie d'exemples de combinacions aliatge - medi corrosiu.

-
1. Acers inoxidables - àcid nítric
 2. Níquel i aleacions de níquel - càustiques
 3. Monel - àcid fluorhídric
 4. Hastelloys (aleacions ràpides) - àcid clorhídric calent
 5. Plom - àcid sulfúric diluït
 6. Alumini - exposició atmosfèrica sense tints
 7. Estany - aigua destil·lada
 8. Titani - solucions calentes altament oxidants
 9. Tàntal - resistència màxima
 10. Acer - àcid sulfúric concentrat
-

Font: M. G. Fontana i N. D. Greene, *Corrosion Engineering*, 2a ed., McGraw-Hill, 1978.

Figura 6.12. Combinacions de metalls i medis amb bona resistència a la corrosió

6.2.3. Protecció catòdica

És una estratègia de protecció que utilitza el fonament electroquímic d'aquesta. Si aconseguim convertir l'estructura que volem protegir en un càtode, llavors no es corroirà. Essencialment hi ha dos mètodes de protecció catòdica.

a) ànode de sacrifici

L'estructura que s'ha de protegir es connecta elèctricament amb un metall més anòdic. Aquest metall actuarà com a ànode i es corroirà. Per això s'anomena *ànode de sacrifici*. La distància entre l'ànode i l'estructura no pot ser gaire gran, ja que el circuit elèctric consta del fil metàl·lic (bon conductor dels electrons) i es tanca pel medi (conductor dels ions).

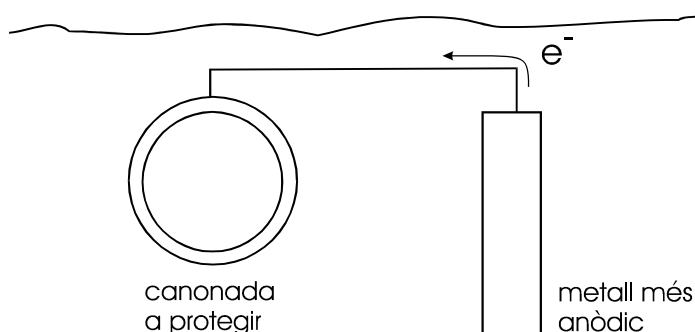


Figura 6.13. Ànode de sacrifici

Si la distància que ha de recórrer a través del medi és elevada, s'ha de salvar una resistència elèctrica elevada, amb la qual cosa la pila és poc eficient. Per això, en grans estructures (per exemple, un oleoducte) es col·loquen ànodes a distàncies periòdiques.

b) ànode amb polarització externa

El mètode anterior només es pot aplicar si l'estructura que cal protegir és d'un metall més noble. Si no és el cas, llavors s'ha d'aplicar un corrent de polarització:

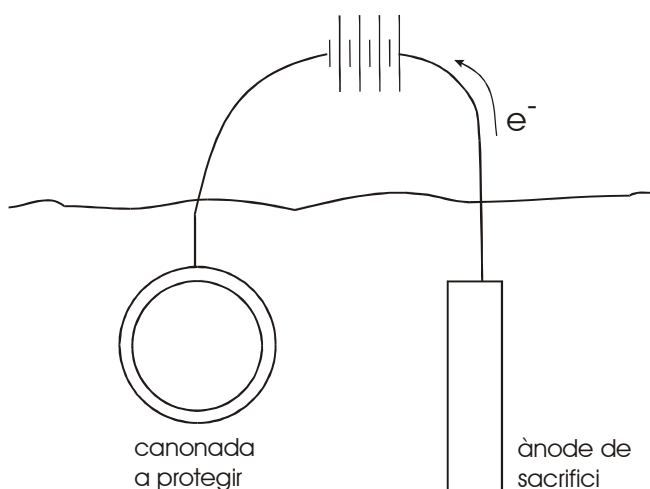


Figura 6.14 Ànode amb polarització externa

La tensió aplicada ha de ser suficient per subministrar el corrent necessari.

La protecció catòdica s'utilitza en camps molt diversos: calderes, canonades, vaixells, etc.

6.2.4. Protecció anòdica

En la protecció anòdica, l'estructura que s'ha de protegir es converteix en ànode.

L'esquema seria el següent:

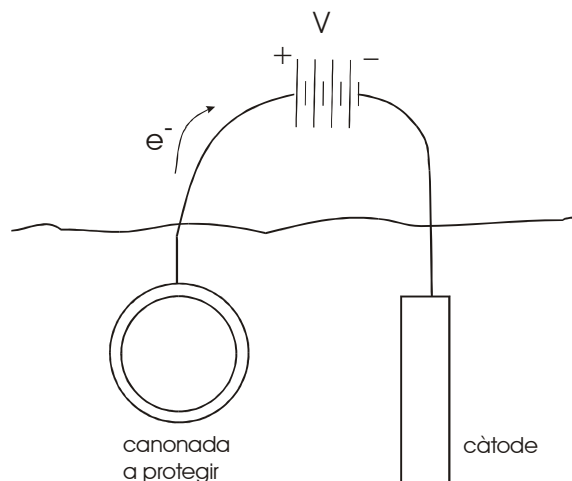


Figura 6.15. Protecció anòdica

Aparentment, aquesta tècnica farà augmentar encara més la velocitat de corrosió, ja que l'ànode és precisament la part que es corroeix. De fet, això és el que passaria amb la majoria d'aliatges. Dit d'una altra manera, la protecció anòdica només és possible per a aliats que presenten una propietat especial anomenada *passivitat*.

6.2.4.a. Passivitat

Es diu que un metall es troba en l'estat passiu quan, en incrementar el potencial corrosiu de l'entorn, la velocitat de corrosió disminueix considerablement, de manera que l'aliatge es torna més noble. Es pot incrementar el potencial corrosiu:

- incrementant la concentració d'un agent oxidant
- incrementant la concentració d'un àcid
- polaritzant el metall més positiu

Si en aquestes situacions el metall es corroeix menys, direm que s'ha passivat. Alguns exemples serien: plom en sulfúric; ferro en nítric; Cr, Ni, Mb, Ti i acers inoxidable en aire.

Per tal d'entendre quin pot ser l'origen de la passivitat, analitzarem la *corba de polarització anòdica* d'un aliatge passiu. Aquesta corba es mesura amb un potenciòstat, el qual permet mesurar la relació tensió-corrent, $V(I)$, d'una pila electroquímica. El resultat típic per a un aliatge passiu és el de la Figura 6.16:

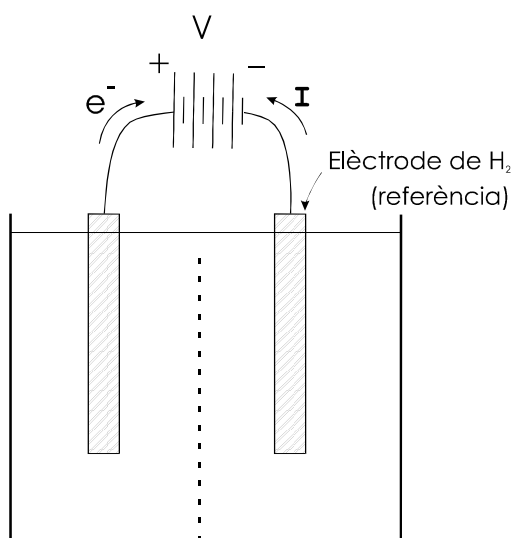


Figura 6.16. Muntatge per obtenir la corba de polarització anòdica

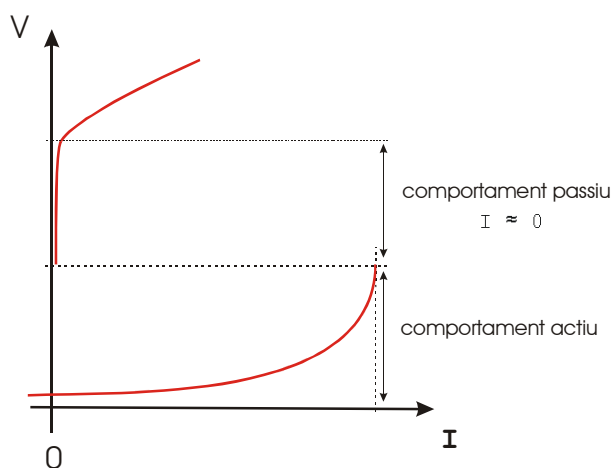


Figura 6.17. Corba de polarització anòdica

Observem que dins de la *regió activa*, un increment de la polarització incrementa el corrent (per tant, s'incrementa la velocitat d'oxidació). Arribats a un valor del potencial determinat, el corrent passa bruscament a zero (no hi ha corrosió). És la *regió passiva*. Si incrementem més el potencial, arriba un punt en el qual la corrosió es reprèn (*regió transpassiva*).

L'explicació de la regió passiva sembla que és la formació d'una capa protectora. Aquestes capes protectores es poden formar per polarització, per efecte d'un àcid concentrat o, en alguns casos, simplement per exposició a l'aire. Una disminució posterior del potencial corrosiu del medi sol comportar la destrucció de la capa protectora. És a dir, que l'estat passiu només és permanent si es mantenen les condicions que l'han creat.

En aquest punt és important remarcar que la major part d'aliatges resistents a la corrosió ho són a causa del fenomen de la passivació (amb formació d'una capa

protectora). En els *acers inoxidable*s es forma una capa d'òxid de crom protectora si la concentració d'aquest element en dissolució sòlida (en el ferro) és superior al 12%. Per tant, tots els acers inoxidable's responen a la composició general: Fe-X-Cr ($[Cr]_{ss} > 12\%$). Els cuproníquels es tornen passius quan contenen més del 40% de Ni. El Cr i el Ni són metalls passius. Per tant, d'alguna manera podem dir que aquests aliatges (inoxidable's i cuproníquels) són passius perquè el Cr i el Ni transfereixen la passivitat al conjunt de l'aliatge quan la seva concentració és suficient.

6.2.5. Revestiments metàl·lics

És un mètode molt estès de protecció contra la corrosió. Per exemple, el zincatge, l'estanyadura, el cromatge o el niquelatge són revestiments molt corrents. Normalment s'apliquen sobre peces d'acer. Els revestiments metàl·lics es classifiquen en dos tipus:

- a) *Revestiments nobles*: El metall dipositat és més noble que el substrat. En aquest cas, el revestiment no pot tenir esquerdes ni porus, ja que llavors es crearia una pila entre el revestiment i el substrat. Com que en aquesta pila $A_{\text{ànode}} \ll A_{\text{càtode}}$, la corrosió avançaria molt ràpidament al substrat sota les esquerdes.

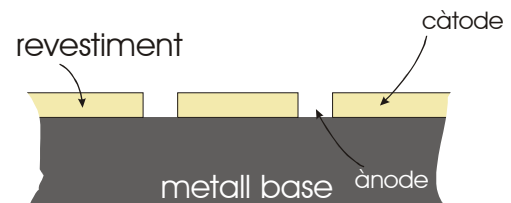


Figura 6.18. Revestiment noble

- b) *Revestiments de sacrifici*: El metall dipositat és més anòdic. Si apareix una esquerda, és el revestiment el que es corroeix, no pas el substrat (càtode). Com que l'àrea exposada del revestiment és molt gran en comparació de l'àrea exposada del substrat (a les esquerdes), la corrosió del revestiment no és pràcticament afectada per la presència d'esquerdes. En aquest tipus de revestiments, el metall dipositat es corroeix lentament, de manera que s'ha de restituir al cap d'uns anys. En el cas del zincatge de l'acer per immersió de la peça en zinc líquid, els gruixos solen ser de 0,1-0,2 mm. La velocitat de corrosió és d'uns 0,1 mm cada 20 anys. Al cap d'aquest temps la capa pràcticament ha desaparegut.

6.2.5.a. Niquelatge

El Ni és més noble que el Fe. Per tant, es tracta d'un revestiment noble. Per tal d'evitar esquerdes i porus, la capa de Ni hauria de ser gruixuda. Com que és un metall molt car, de vegades es recorre a un revestiment multicapa amb Cu entremig.

El Cu, més barat i més noble que el Ni, protegeix el substrat de les possibles esquerdes de la fina capa de Ni.

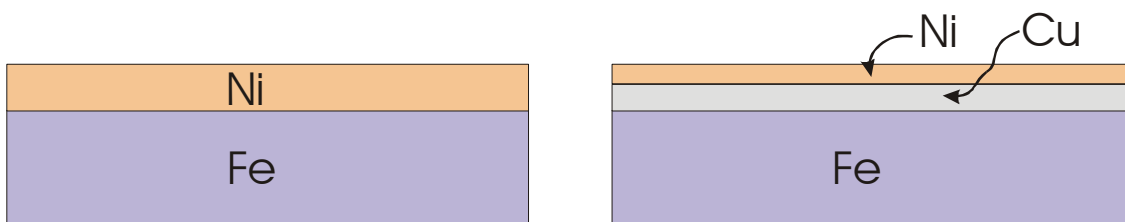


Figura 6.19. Els dos tipus de niquelatge més comuns. El Cu protegeix el Fe de possibles porus de la capa de Ni.

6.2.5.b. Zincatge

El comportament del Zn respecte del Fe depèn del medi corrosiu (recordem les *sèries electroquímiques*):

a l'atmosfera o en aigua freda, el Zn és *més anòdic*;

en aigua calenta ($T > 60^{\circ}\text{C}$) i airejada, el Zn és *més noble*.

D'aquí deduïm que a l'atmosfera el revestiment és de sacrifici i s'ha de restituir al cap d'un cert temps. Tanmateix, presenta l'avantatge que el Zn protegeix encara que hi hagi esquerdes. Fins i tot protegeix zones no revestides. La distància de protecció depèn de la conductivitat elèctrica del medi. En aigua marina, la distància és de fins a 10 (!) cm, mentre que en aigua destil·lada la distància es redueix a 3 mm.

En aigua calenta, el Zn és catòdic i es pica amb facilitat. En aquestes condicions és un revestiment poc aconsellable.

6.2.5.c. Estanyadura

Les làmines d'acer estanyades reben el nom de *llauna* (en castellà *hojalata*) i la seva aplicació principal és la fabricació de llaunes de conserva. El comportament del Sn respecte de l'acer també depèn del medi.

a l'atmosfera, el Sn és *més catòdic*;

en molts líquids alimentaris, el Sn és *més anòdic*.

Com tots podem observar, les llaunes tendeixen a picar-se per fora, mentre que a l'interior això no passa.

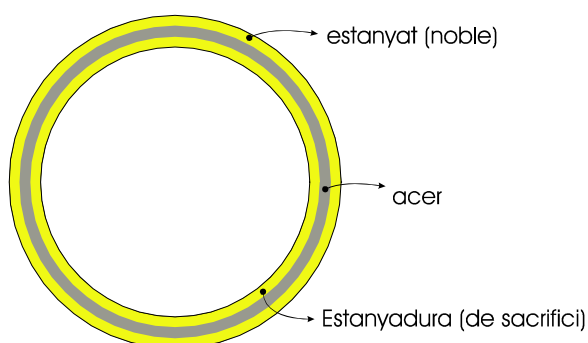


Figura 6.20. Estanyadura d'una llauna

6.3. Bibliografia del tema de la corrosió

Autor: Callister, William D.

Títol: ***Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales***

Publicació: Barcelona [etc.]: Reverté, 1995

Descripció: 2 vol.; il·lustr.; 25 cm

ISBN: 842917253X (vol. 1) 8429172548 (vol. 2)

Autor: Smith, William Fortune

Títol: ***Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales***; traducció: Alicia Larena

Publicació: Madrid [etc.]: McGraw-Hill, cop., 1998

Descripció: XIII, 715 p., [4] p. de làm.; il·lustr., gràf.; 28 cm

ISBN: 8448114299

Autor: Mangonon, Pat L.

Títol: ***Ciencia de materiales: selección y diseño***; traducció: Héctor Javier Escalona y García

Publicació: México [etc.]: Prentice Hall, 2001

Descripció: XVI, 824 p.

ISBN: 9702600278

Autor: Uhlig, Herbert H.

Títol: ***Corrosión y control de corrosión***; traducció: Eduardo Aguilar

Publicació: Bilbao: Urmo, DL, 1979

Descripció: 393 p.; 24 cm

ISBN: 8431401494 (rúst.)

Autor: Trethewey, Kenneth R.; Chamberlain, John

Títol: ***Corrosion for science and engineering***

Publicació: [Harlow]: Addison Wesley Logman Limited, 1995

Descripció: XIV, 466 p.; il·lustr.; 23 cm

ISBN: 0582238692

Autor: Bilurbina Alter, Lluís; Liesa Mestres, Francisco; Iribarren Laco, José Ignacio

Títol: ***Corrosión y protección***

Publicació: Barcelona: Edicions UPC, 2003

Descripció: 276 p.; il·lustr.; 26 cm

ISBN: 8483017113

Enllaç:

http://biblioteca.udg.es/biblioteca_digital/le/edicions_upc/llibre.asp?codi=QU012XX

X