

SUPERALIAJE

Note de curs

Leandru-Gheorghe BUJOREANU

L.G.Bujoreanu - SUPERALIAJE Note de curs Traducere

SUPERALIAJE

1.	CARACTERIZAREA GENERALĂ A SUPERALIAJELOR	1
1.1	Definiția superaliajelor	1
1.2	Mecanisme caracteristice	1
1.2.1	Ruperea prin fluaj/tensiune	2
1.2.2	Instabilitățile metalurgice	3
1.2.3	Mecanisme de durificare	3
1.3	Clasificarea superaliajelor	6
1.3.1	Superaliaje pe bază de fier	6
1.3.3	Superaliaje pe bază de nichel	8
1.3.4	Superaliaje durificate prin dispersie de oxizi	10
2.	MICROSTRUCTURA SUPERALIAJELOR	12
2.1	Faze și structuri ale superaliajelor	12
2.2	Evoluția microstructurii	14
2.3	Efectele microstructurii anterioare asupra proprietăților	14
2.4	Efecte de prelucrare	18
3	PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR	20
3.1	Proprietăți fizice	20
3.2	Proprietăți mecanice	21
3.2.1	Proprietăți la tracțiune	21
3.2.2	Ruperea prin fluaj/ tensiune	24
3.2.3	Rezistența la oboseală	26
3.2.4	Rezistența la coroziune/oxidare	27
4.	METALURGIA FIZICĂ A SUPERALIAJELOR PE BAZĂ DE NICHEL	30
4.1	Relația compoziție-microstructură la superaliajele pe bază de nichel	30
4.1.1	Faza CFC	31
4.1.2	Faza γ'	33
4.1.3	Alte faze	36
4.2	Defecte în nichel și superaliajele pe bază de nichel	40
4.2.1	Defecte în faza γ	40
4.2.2	Defecte în faza γ'	46
4.3	Efecte durificatoare în superaliajele pe bază de nichel	50
4.3.1	Durificarea prin particule de fază γ'	50
4.3.2	Dependența durificării de temperatură la superaliajele pe bază de nichel	54
4.3.3	Efecte anormale de curgere la superaliajele pe bază de nichel durificate prin precipitarea de fază γ'	56
4.4	Comportarea la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel	60
4.4.1	Comportarea la fluaj a nichelului	60
4.4.2	Durificarea la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel durificate prin alierea soluției solide	64
4.4.3	Durificarea la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel durificate prin călirea de punere în soluție urmată de precipitare	67
5	SUPERALIAJE MONOCRISTALINE PENTRU LAME DE TURBINE	71
5.1	Prelucrarea lamelor de turbină prin turnare cu model fuzibil	71
5.1.1	Practica turnării cu model fuzibil: solidificarea direcțională	71

5.1.2	Analiza transferului de căldură în timpul solidificării direcționale	79
5.1.3	Formarea defectelor în timpul solidificării direcționale	83
5.1.4	Influența condițiilor de prelucrare asupra dimensiunii structurii dendritice	86
5.2	Optimizarea chimiei superaliajelor monocristaline	88
5.3	Comportarea mecanică a superaliajelor monocristaline	94
5.3.1	Comportarea la fluaj	94
5.3.2	Comportarea la oboseală	107
5.4	Proiectarea mărimii și formei lamelor de turbină	113
5.4.1	Estimarea lungimii lamelor de turbină	113
5.4.2	Alegerea razei medii a lamelor de turbină	116
5.4.3	Estimarea unghiului de ieșire din secțiunea transversală a lamelor de turbină	117
6.	APLICAȚIILE SUPERALIAJELOR	119
6.1	Aplicații tip disc de turbină pentru temperaturi ridicate	119
6.1.1	Prelucrarea discurilor de turbină	119
6.1.2	Compoziția, microstructura și proprietățile discurilor de turbină	127
6.2	Aplicații tip arzător	131
6.3	Aplicații tip lame de turbină	132
6.4	Aplicații criogenice	133
6.5	Aplicații aerospațiale	135
6.6	Aplicații tip motoare cu reacție	136

1. CARACTERIZAREA GENERALĂ A SUPERALIAJELOR

1.1 Definiția superaliajelor

Un superaliaj reprezintă un aliaj pe bază de metale din grupa VIII A, dezvoltat pentru funcționarea la temperaturi înalte, în condițiile asigurării:

- unor tensiuni mecanice ridicate
- unei înalte stabilități superficiale.

Termenul de superaliaj a fost utilizat imediat după cel de-al doilea Război Mondial, pentru a descrie un grup de aliaje utilizate la turbocompresoare și motoare de tip turbină, cărora li s-a impunea o performanță ridicată la temperaturi înalte.

Aceste materiale constau din aliaje:

- pe bază de Fe, Ni, Co și Cr,
- cu diverse cantități de W, V, Ta, Nb, Ti, Al,
- la care se pot adăuga mici cantități de B, Zr, Hf care măresc rezistența la fluaj și ductilitatea prin finisarea granulației.

În superaliaje, carbonul este prezent în cantități relativ mici:

- ❖ sub 0,03 % la superaliajele pe bază de Ni și Fe
- ❖ puțin mai mari la superaliajele pe bază de Co care se durifică prin formarea de carburi

Cele mai importante proprietăți ale superaliajelor sunt:

- (i) rezistența la expunere îndelungată la temperaturi mai mari de 6500C
- (ii) rezistența la coroziune și eroziune la cald.

Principalele clase de superaliaje sunt:

- ❖ Superaliaje pe bază de Fe care conțin Cr și Ni
- ❖ Superaliaje complexe de tip Fe-Ni-Cr-Co
- ❖ Superaliaje pe bază de Co, durificate prin carburi
- ❖ Superaliaje pe bază de Ni durificate prin călire punere în soluție
- ❖ Superaliaje pe bază de Ni durificate prin precipitare sau dispersie

Pentru funcționarea la temperaturi foarte înalte, au fost testate: metalele refractare din grupele V (V, Nb, Ta) și VI (Cr, Mo, W) materialele ceramice și aliajele pe bază de titan.

Metalele refractare prezintă rezistență scăzută la oxidare → sunt limitate numai la utilizarea în medii neoxidante.

Materialele ceramice nu posedă suficientă rezistență la șoc (reziliență), ceea ce le conferă o aplicabilitate foarte limitată.

Aliajele pe bază de titan nu pot fi utilizate la temperaturi înalte din cauza afinității lor foarte ridicate pentru elementele interstițiale și a rezistenței scăzute la fluaj.

În aceste condiții, *singurele care îndeplinesc condițiile de rezistență și temperatură rămân superaliajele.*

1.2 Mecanisme caracteristice

Rezistența la temperaturi ridicate a metalelor este similară cu comportarea lor la topire (Fig.1.1): cu cât este mai mare temperatura de topire cu atât mai ridicată este rezistența lor la temperatură ridicată. Puține metale se abat de la această regulă, excepția notabilă constituind-o titanul.

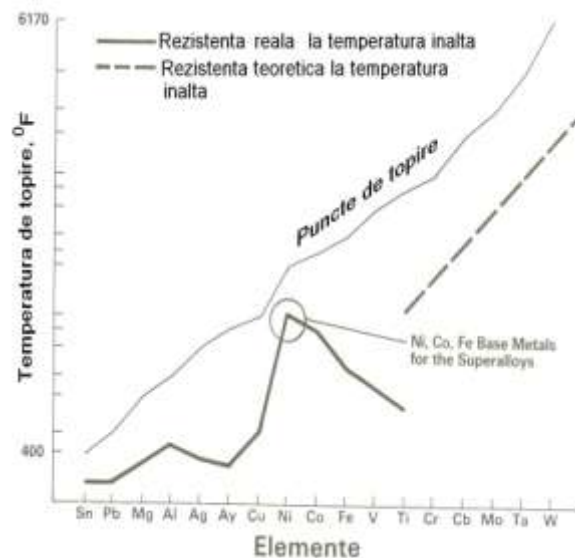


Fig 1.1 Dependența rezistenței la temperaturi înalte de comportarea la topire a metalelor uzuale

1.2.1 Ruperea prin fluaj/tensiune

Se știe că, în timpul funcționării la temperaturi înalte, **durata de viață** a unui component metalic, supus la sarcini statice sau dinamice, **este limitată**. Pe de altă parte, durata de viață la temperaturi mai reduse, este nelimitată în condiții statice, dacă nu există un *mediu coroziv* și dacă sarcinile aplicate nu depășesc *limita de curgere* a materialului.

Deformația care apare la temperaturi ridicate, în condițiile aplicării sarcinii în regim static, se numește **fluaj**. După o anumită perioadă de timp, fluajul duce la rupere care se mai cheamă și **rupere prin fluaj/ tensiune**. Acest tip de rupere poate apare pe un interval larg de temperaturi.

Fluajul apare în general la temperaturi puțin mai mari decât cea de recristalizare, unde sunt create condițiile ca atomii să aibă suficientă mobilitate pentru a permite rearanjarea în timp a structurii.

Comportarea la temperatură înaltă a unei piese nu este limitată de rezistența la curgere. Rezistența mecanică devine limitată de fluaj și se determină pentru fiecare material în parte pe baza unor caracteristici individuale.

În afară de fluaj și de rupere sub tensiune, o piesă se poate rupe și din alte motive, cum ar fi:

- oboseală la numere mari de cicluri
- oboseala la numere mici de cicluri
- oboseală termică
- suprasarcină de tensiune sau combinații ale acestor condiții.

Însă cea care face diferența între condițiile de temperatură înaltă și condițiile de temperatură joasă este ruperea prin fluaj/ tensiune.

Premisa producerii ruperii prin fluaj/ tensiune este **trecerea de la ruperea intragranulară** (transgranulară = prin interiorul grăunților cristalini) **la cea intergranulară** (printre grăunți, de-a lungul limitelor acestora).

La temperatură scăzută, regiunile limitelor de grăunți au rezistență mai ridicată decât grăunții cristalini, ruperea se produce intragranular (intracristalin). Odată cu creșterea temperaturii, rezistența mecanică a limitelor de grăunți scade și devine mai redusă decât cea a grăunților cristalini. Atunci ruperea se produce intergranular (intercristalin).

Temperatură la care se produce tranziția între cele două moduri de rupere se numește *temperatura de tranziție echicoezivă*, ilustrată în **Fig.1.2**.

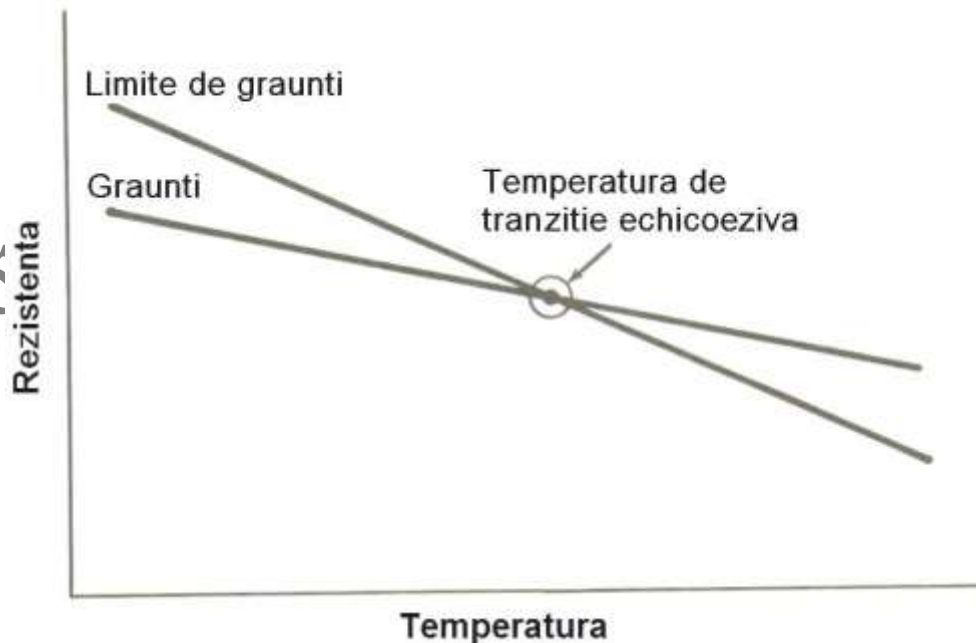


Fig 1.2 Determinarea temperaturii de tranziție echicoezivă

La această temperatură, rezistența mecanică a grăunților cristalini devine egală cu rezistența mecanică a limitelor de grăunți. Temperatura de tranziție echicoezivă depinde de durata de expunere și de valoarea tensiunii aplicate. Pentru *fiecare combinație de tensiune și rezistență la rupere există o temperatură peste care orice rupere sub tensiune va fi intergranulară* (intercristalină).

1.2.2 Instabilitățile metalurgice

Sarcinile aplicate, durata expunerii, temperatura și mediul ambiant pot interacționa pentru a modifica structura metalografică a unui superaliaj cauzând așa numitele instabilități metalurgice. Cel mai bun mod de descriere a instabilităților metalurgice se bazează pe influența acestora asupra comportamentului tensiune-deformație.

O variație bruscă spre partea de jos a pantei unei curbe tensiune-deformație indică apariția ruperii după durate mai scurte și la tensiuni mai mici decât s-a anticipat inițial.

Instabilitățile metalurgice sunt în general asociate cu următoarele fenomene:

- îmbătrânirea (precipitarea de fază)
- supraîmbătrânirea (coalescența și formarea grăunților grosolani)
- descompunerea de fază (care implică în general carburi, boruri și nitruri)
- precipitarea de faze intermetalice
- tranziții ordine-dezordine
- oxidare internă
- coroziune sub tensiune

Una dintre instabilitățile metalurgice caracteristice superaliajelor se referă la *descompunerea carburilor*.

Deși temperatura și tensiunea afectează atât carburile din interiorul grăunților cât și cele dispuse de-a lungul limitelor de grăunți, *efectul carburilor dispuse de-a lungul limitelor de grăunți reprezintă unul dintre factorii semnificativi de influențare a comportamentului la rupere prin fluaj.*

Morfologia limitelor de grăunți constituie o caracteristică importantă pentru determinarea proprietăților la temperatură înaltă. În general, prezența carburilor de-a lungul limitelor de grăunți acționează ca elemente de durificare însă modificarea formei sau distribuției carburilor poate duce la degradarea proprietăților.

Carburile aciculare, dispuse de-a lungul limitelor de grăunți, nu acționează ca și concentratori de tensiune ci tind să reducă rezistența la șoc (reziliența).

Pe de altă parte, prezența unor pelicule continue de carburi contribuie la diminuarea drastică a comportării la rupere sub tensiune.

Carburile din superaliaje pot fi de tip MC , $M_{23}C_6$, M_6C sau Cr_7C_3 . M reprezintă un element carburigen care este în general Ti dar poate fi și Mo, Nb, V, Zr sau Ta.

Prin intermediul unei prelucrări metalurgice corespunzătoare și a tratamentelor termice se urmărește *pastrarea acestor carburi, de-a lungul limitelor de grăunți, sub formă de particule discontinue.*

Disponerea sub formă de pelicule continue sau de carburi celulare fine, diminuează ductilitatea și rezistența la rupere.

1.2.3 Mecanisme de durificare

Printre mecanismele de durificare ale superaliajelor se numără:

- ❖ durificarea soluției solide γ
- ❖ creșterea volumului de precipitate γ' și γ''
- ❖ durificarea dispersă a soluției solide γ'
- ❖ formarea minimală a fazelor Laves și a fazelor σ și μ

1. CARACTERIZAREA GENERALĂ A SUPERALIAJELOR

- ❖ controlul carburilor pentru a împiedica formarea: (i) zonelor sărăcite, (ii) a filmelor de $M_{23}C_6$ dispuse de-a lungul limitelor de grăunți și (iii) a carburilor M_6C

a – Durificarea soluției solide este efectul dizolvării unui element de aliere în matricea metalică astfel încât se formează o soluție solidă cu rezistență superioară.

b – Precipitarea fazelor intermetalice din soluția solidă reprezintă cel mai eficace mecanism de durificare. La început se formează o soluție solidă suprasaturată, prin răcire rapidă, din care se precipită ulterior excesul de solvit. În cazul superaliajelor pe bază de nichel, una dintre fazele intermetalice precipitate este γ' , cu formula stoechiometrică $Ni_3(Al, Ti)$.

Precipitate de tip γ' se formează în sistemele ternare Ni-Cr-Al, Fig.1.3 și Ni-Cr-Ti, Fig.1.4.

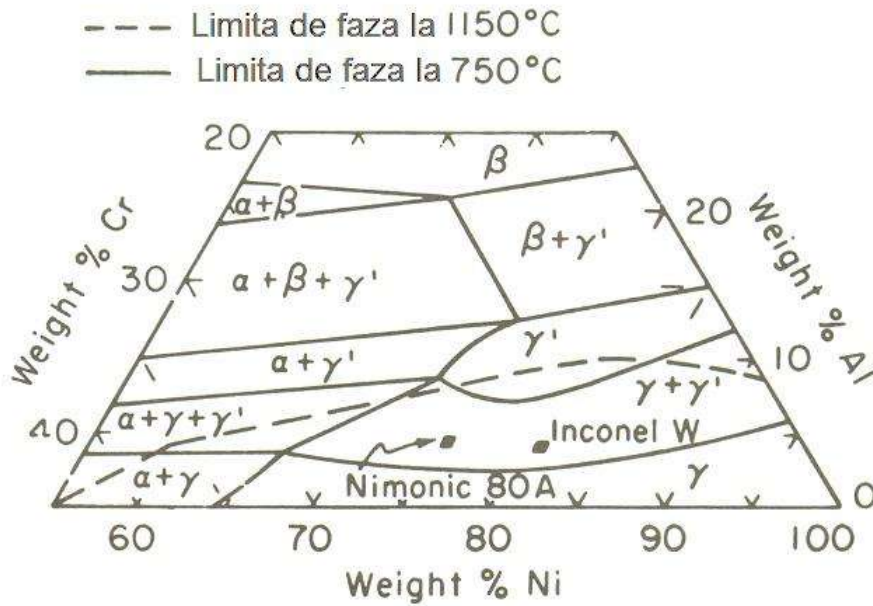


Fig.1.3 Secțiune izotermă în diagrama ternară Ni-Cr-Al, porțiunea bogată în Ni

În sistemul Ni-Cr-Al faza γ' este Ni_3Al și se formează în condiții de echilibru termodinamic.

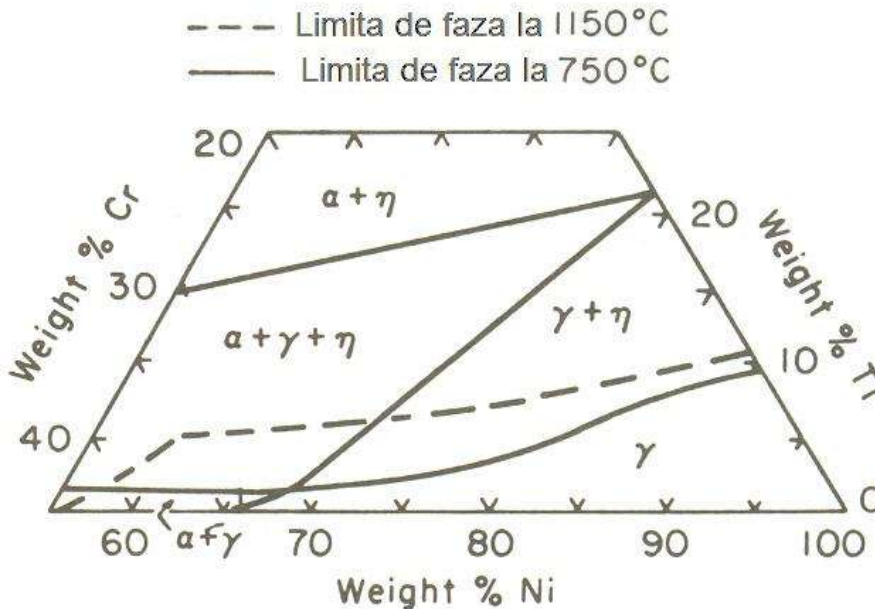


Fig.1.4 Secțiune izotermă în diagrama ternară Ni-Cr-Ti, porțiunea bogată în Ni

În sistemul Ni-Cr-Ti faza γ' este Ni_3Ti și se formează numai atunci când sunt depășite limitele de solubilitate.

Pentru ilustrarea conceptelor de soluție solidă suprasaturată și de precipitat în Fig.1.5 se prezintă o regiune din diagrama binară Al-Cu.

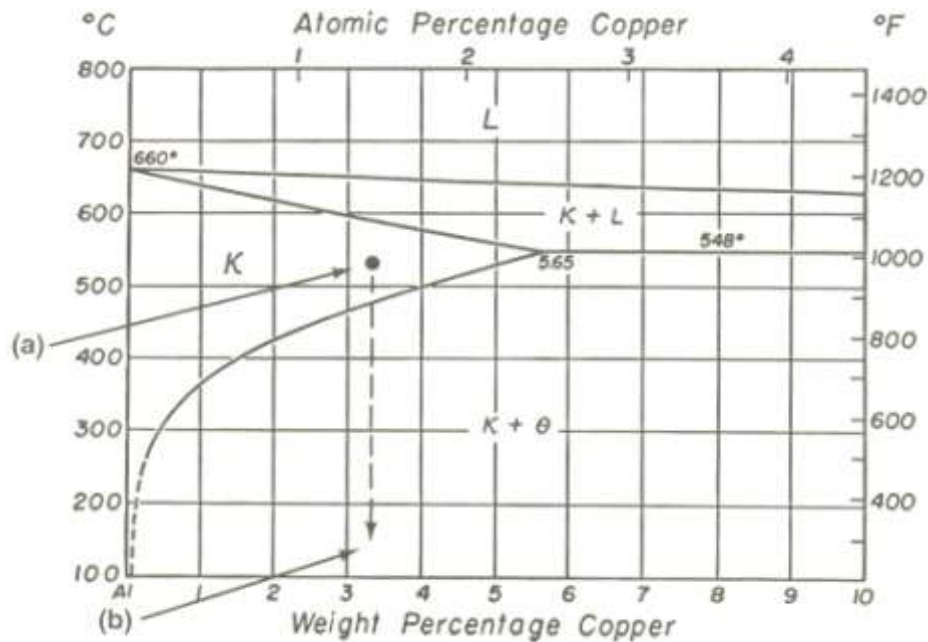


Fig.1.5 Ilustrarea conceptelor de soluție solidă suprasaturată și de precipitat în sistemul Al-Cu

Se consideră că în punctul (a) există o soluție solidă de 3,5 % Cu dizolvat în Al, K. După răcire rapidă, soluția solidă cu 3,5 % Cu este adusă până la temperatura camerei, în punctul (b). Dar în mod normal, la temperatura camerei, K nu poate dizolva decât cca. 0,1 % Cu, în condiții de echilibru termodinamic. Diferența de aprox. 3,4 % Cu va precipita în timpul îmbătrânirii la temperatură intermediară.

Cum formarea de γ' produce durificarea, înseamnă că creșterea volumului de precipitat îmbunătățește comportarea la temperaturi înalte.

Prin urmare, creșterea cantităților de Al și Ti, în superaliajele pe bază de Ni, duce la creșterea rezistenței la temperaturi înalte.

Pe de altă parte, creșterea volumului de Cr – care este foarte util pentru îmbunătățirea rezistenței la coroziune și oxidare – duce la scăderea rezistenței la temperaturi înalte.

Toate aceste efecte sunt sintetizate în Fig.1.6.

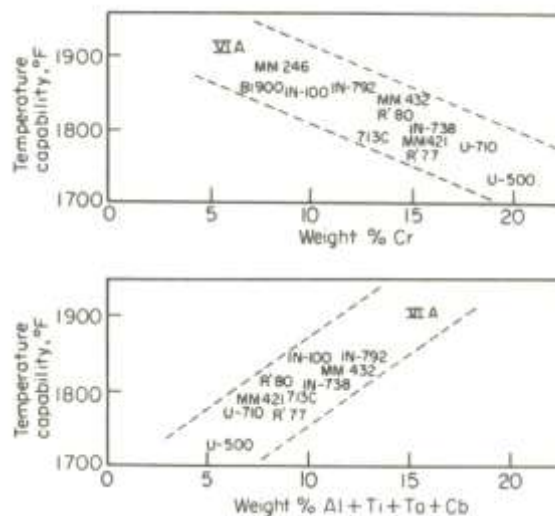


Fig.1.6 Efectul aditivilor de Cr și de Al+Ti+Ta+Nb, asupra rezistenței la temperaturi înalte a unor superaliaje pe bază de Ni

Efectul reducerii rezistenței la temperaturi înalte, odată cu creșterea cantității de Cr, se explică prin scăderea stabilității fazei γ' , care însoțește variația respectivă.

Un alt precipitat cu efect durificator, care se formează în superaliajele pe bază de Ni este γ'' , cu formula stoechiometrică Ni_3Nb . Această fază are structura tetragonală cu volum centrat, diferită de structurile cfc ale fazei γ' sau austenitei. Câteva exemple de superaliaje pe bază de Ni, care conțin importante cantități de Fe și 2-6 % Nb sunt mărcile Inconel 718 (cel mai larg utilizat), Inconel 706, Rene'62 și Udimet630

c – Durificarea prin dispersie presupune prezența unei faze dispersate, în locul sau împreună cu fazele precipitate. *Fazele dispersate*, cum ar fi oxidul de ytriu sau bioxidul de thoriu, diferă de carburi sau de fazele γ' și γ'' , prin aceea că *pot persista în structură, odată cu creșterea temperaturii până la punctul de topire.*

Aliajele durificate dispers se pot identifica prin **simbolul MA** și au fost dezvoltate în special de INCO limited

1.3 Clasificarea superaliajelor

Principalele tipuri de superaliaje sunt pe bază de Fe, Co și Ni dar există și o clasă de superaliaje durificate prin dispersie de oxizi.

1.3.1 Superaliaje pe bază de fier

Constituent principal: Fe
Elemente de aliere: Cr și Ni
Adiții (posibil): Mo sau W
Aceste aliaje sunt durificate prin:

- precipitare de carburi
- precipitarea de faze intermetalice, în general de tip γ' , $Ni_3(Al, Ti)$.

Diferența dintre superaliajele pe bază de fier și oțelurile inoxidabile:

- ❖ superaliajele conțin 25-35 % Ni
- ❖ oțelurile inoxidabile conțin max. 20 % Ni și 12-25 % Cr

Elementele de aliere din superaliajele îndeplinesc anumite funcții, cum ar fi: a) durificarea; b) rezistența la oxidare; c) rezistența la temperaturi mai mari de 540°C; d) reducerea coeficientului de dilatare termică

a – **durificarea**, prin alierea cu Ni, Al, Ti și Nb. La *aliajele cfc* durificarea se realizează prin:

- ❑ adăugarea de până la 0,5 % C care formează *carburi*, cu efect durificator accentuat;
- ❑ adiții de N și P (alierea soluției solide);
- ❑ precipitare intercristalină (durificarea limitelor de grăunți);
- ❑ aliere cu Mo și W care realizează durificarea soluției solide.

b – **rezistența la oxidare**, îmbunătățită prin alierea cu Cr, Ni și Mn;

c – **rezistența la temperaturi mai mari de 540°C** se obține numai în cazul *aliajelor cfc* deoarece rețeaua cristalină compactă este cea mai rezistentă la fluaj;

d – **reducerea coeficientului de dilatare termică** se realizează prin:

- precipitare dispersă (aliere cu Al, Ti și Nb)
- alierea complexă a soluției solide (aliere cu Ni și Co).

O serie aparte de superaliaje o constituie cele complexe, de tip Fe-Ni-Cr(Co) la care *Fe nu este majoritar*. Deoarece conțin cantități semnificative de Fe acest tip de superaliaje, care se durifică atât prin alierea soluției solide cât și prin precipitarea de compuși intermetalici, sunt considerate tot pe bază de Fe.

Un exemplu de materiale din această clasă sunt aliajele maraging care conțin 18-25 % Ni și 4-8 % Cr, precum și elemente de aliere ca Al și/sau Ti, pentru precipitarea de γ' și de aliere a soluției solide, ca de ex.: Mo. După tratamentul termic (austenizare+călire) se obține γ' și martensită.

Principalele mărci de superaliaje pe bază de fier, grupate în funcție de mecanismul de durificare:

- alierea soluției solide
- precipitarea de faze intermetalice

sunt sintetizate în **Tab.1.1**.

Tab.1.1 Compoziții nominale ale unor superaliaje pe bază de fier

Nr. crt.	Marca	UNS No.	Compoziția chimică, %											
			Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	Alte elemente	
<i>Superaliaje durificate prin alierea soluției solide</i>														
1	16-25-6	-	16,0	25,0	-	6,0	-	-	-	-	-	50,7	0,06	1,35Mn; 0,7Si; 0,15N
2	Carpenter 20Cb-3	N08020	20,0	34,0	-	2,5	-	Max 1,0	-	-	-	42,4	Max 0,07	3,5 Cu
3	Incoloy 800	N08800	21,0	32,5	-	-	-	-	0,38	0,38	-	45,7	0,05	-
4	Incoloy 801	N08801	20,5	32,0	-	-	-	-	1,13	-	-	46,3	0,05	-
5	Incoloy 802	-	21,0	32,5	-	-	-	-	0,75	0,58	-	44,8	0,35	-
6	Multimet N-155	R30155	21,0	20,0	20,0	3,00	2,5	1,0	-	-	-	32,2	0,15	0,15N; 0,02La; 0,02Zr
7	RA-330	N08330	19,0	36,0	-	-	-	-	-	-	-	45,1	0,05	-
<i>Superaliaje durificate prin precipitare</i>														
1	A-286	K66286	15,0	26,0	-	1,25	-	-	2,0	0,2	-	55,2	0,04	0,005B; 0,34V
2	Discaloy	K66220	14,0	26,0	-	3,0	-	-	1,7	0,25	-	55,2	0,06	-
3	Haynes 556	-	22,0	21,0	20,0	3,0	2,5	0,1	-	0,3	-	29,0	0,1	0,5Ta; 0,02La; 0,002Zr
4	Incoloy 903	-	Max. 0,1	38,0	15,0	0,1	-	3,0	1,4	0,7	-	41,0	0,04	-
5	Pyromet CTX-1	-	Max. 0,1	37,7	16,0	0,1	-	3,0	1,7	1,0	-	39,0	0,03	-
6	V-57	-	14,8	27,0	-	1,25	-	-	3,0	0,25	-	48,6	0,08	0,01B; 0,5V
7	W-545	K66545	13,5	26,0	-	1,5	-	-	2,85	0,2	-	55,8	Max. 0,08	Max. 0,05B

1.3.2 Superaliaje pe bază de cobalt

Constituent principal: Co
 Elemente de aliere: Ni, Cr și W
 Adiții: Mo, Nb, Ta, Ti, La sau Fe (ocazional)

Aceste aliaje sunt durificate prin:

- alierea soluției solide
- precipitare de carburi (caz în care conțin 0,4-0,85 %C).

În funcție de temperatura de utilizare, superaliajele pe bază de Co se subîmpart în 3 grupe:

- a. utilizabile între 650-1150⁰C, (ex.: Haynes 25, Haynes 188, UMcO-50 și S-816);
- b. utilizabile până la 650⁰C, (ex.: MP-35N și MP-159 pentru sisteme de prindere);

1. CARACTERIZAREA GENERALĂ A SUPERALIAJELOR

c. rezistente la uzură, (ex.: fi Stellite 6B)

În stare recoaptă (nedurificată) toate superaliajele pe bază de Co au structură cfc. În timpul prelucrării termomecanice în unele mărci (MP-35N și MP-159) apar porțiuni de rețea hc. Aceste porțiuni izolate, formate într-o matrice cfc în timpul ecruisării aliajelor, permit păstrarea concomitentă a rezistenței mecanice și ductilității la valori înalte.

Nici un superaliaj pe bază de Co nu are solubilitate totală, deoarece soluția solidă coexistă întotdeauna cu carburile sau cu alți compuși intermetalici.

Prin controlul strict al cantităților de La, Si, Al și Mn se pot obține proprietăți superioare la temperaturi ridicate, ca în cazul mărcii **Haynes 188** care posedă:

- ❖ rezistență la oxidare până la 1100°C
- ❖ rezistență la coroziune la cald
- ❖ rezistență la fluaj
- ❖ deformabilitate la temperatura camerei

ductilitate după îmbătrânirea îndelungată la temperaturile de funcționare.

Unele mărci de superaliaje pe bază de cobalt, la care durificarea se realizează prin alierea soluției solide, sunt sintetizate în **Tab.1.2**.

Tab.1.2 Compoziții nominale ale unor superaliaje pe bază de cobalt durificate prin alierea soluției solide

Nr. crt.	Marca	UNS No.	Compoziția chimică, %										
			Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	Alte elemente
1	Haynes 25 (L-605)	R30605	20,0	10,0	50,0	-	15,0	-	-	-	3,0	0,1	1,5Mn
2	Haynes 188	R30188	22,0	22,0	37,0	-	14,5	-	-	3,0	0,1	0,9 La	
3	J-1570	-	20,0	28,0	46,0	-	-	-	4,0	Max. 2,0	0,2	-	
4	MAR-M302	-	21,5	-	58,0	-	10,0	-	-	0,5	0,85	0,0Ta; 0,005B; 0,2Zr	
5	MAR-M509	-	23,5	10,0	54,5	-	7,0	-	0,2	-	0,6	0,5Zr; 3,5Ta	
6	MP-35N	R30035	20,0	35,0	35,0	10,0	-	-	-	-	-	-	
7	MP-159	-	19,0	25,0	36,0	7,0	-	0,6	3,0	0,2	9,0	-	
8	S-816	R30816	20,0	20,0	42,0	4,0	4,0	4,0	-	-	4,0	0,38	-
9	Stellite 6B	-	28,0	-	49,0	-	-	-	-	-	21,0	0,12	-
10	UMCo-50	-	28,0	21,0	20,0	3,0	2,5	0,1	-	0,3	29,0	0,1	0,5Ta; 0,02La; 0,002Zr
11	WI-52	-	21,0	-	63,5	-	11,0	-	-	-	2,0	Max. 0,45	2,0 (Nb+Ta)
12	X-40	-	22,0	10,0	57,5	-	7,5	-	-	-	1,5	0,5	0,5Mn; 0,5Si

1.3.3 Superaliaje pe bază de nichel

Constituent principal: Ni, max. (30-75 %)

Elemente de aliere: Cr (până la 30 %), Fe (până la max. 35 %), Mo, W și Ta

Aceste aliaje sunt durificate prin:

- alierea soluției solide
- precipitarea secundară de compuși intermetalici (alierea cu Al, Ti și Nb)

Pentru îmbunătățirea rezistenței mecanice și la coroziune se adaugă mici cantități de Al, Ti, Nb, Mo și W.

Combinarea de Ni și Cr conferă acestor aliaje o remarcabilă rezistență la oxidare, superioară oțelurilor inoxidabile, în special la temperaturi mai mari de 650°C.

a – Superaliajele durificate prin alierea soluției solide sunt utilizate după recoacere:

- ❖ joasă, (870-980⁰C) → creșterea rezistenței la tracțiune și la oboseală;
- ❖ înaltă, (1120-1200⁰C) → obținerea unor valori optime ale rezistenței la oboseală și la fluaj, peste 600⁰C

b - Superaliajele durificate prin precipitare conțin Al, Ti sau Nb. Compușii intermetalici care precipită pot fi γ' [Ni₃(Al, Ti)] sau γ'' (Ni₃Nb). Călirea de precipitare constă din punerea în soluție între 970 și 1175⁰C urmată de una sau mai multe reveniri între 600 și 815⁰C. Unele mărci de superaliaje pe bază de nichel sunt sintetizate în **Tab.1.3**.

Tab.1.3 Compoziții nominale ale unor superaliaje pe bază de nichel

Nr. crt.	Marca	UNS No.	Compoziția chimică, %										
			Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	Alte elemente
Superaliaje durificate prin alierea soluției solide													
1	Hastelloy B	N10001	Max. 1,0	63,0	Max. 2,5	28,0	-	-	-	-	5,0	Max. 0,05	0,03 V
2	Hastelloy B-2	N10665	Max. 1,0	69,0	Max. 1,0	28,0	-	-	-	-	Max. 2,0	Max. 0,02	-
3	Hastelloy C	N10002	16,5	56,0	-	17,0	4,5	-	4,0	-	6,0	Max. 0,15	-
4	Hastelloy C-4	N06455	16,0	63,0	Max. 2,0	15,5	-	-	Max. 0,7	-	Max. 3,0	Max. 0,015	-
5	Hastelloy C-276	N10276	15,5	59,0	-	-	16,0	3,7	-	-	5,0	Max. 0,02	-
6	Hastelloy N	N10003	7,0	72,0	-	16,0	-	-	Max. 0,5	-	Max. 5,0	Max. 0,06	-
7	Hastelloy S	-	15,5	67,0	-	15,5	-	-	-	0,2	1,0	0,02	0,02 La
8	Hastelloy W	N10004	5,0	61,0	Max. 2,5	24,5	-	-	-	-	5,5	Max. 0,12	0,6 V
9	Hastelloy X	N06002	22,0	49,0	Max. 1,5	9,0	0,6	-	-	2,0	15,8	Max. 0,15	-
10	Inconel 600	N06600	15,5	76,0	-	-	-	-	-	-	8,0	0,08	Max. 0,25Cu
11	Inconel 601	N06601	23,0	60,5	-	-	-	-	-	1,35	14,1	0,05	Max. 0,05Cu
12	Inconel 604	-	16,0	74,0	-	-	-	2,25	-	-	7,5	0,02	Max. 0,03Cu
13	Inconel 617	-	22,0	55,0	12,5	9,0	-	-	-	1,0	-	0,07	-
14	Inconel 625	N06625	21,5	61,0	-	9,0	-	3,6	0,2	0,2	2,5	0,05	-
15	NA-224	-	27,0	48,0	-	-	6,0	-	-	-	18,5	0,5	-
16	Ninomic 75	-	19,5	75,0	-	-	-	-	0,4	0,15	2,5	0,12	Max. 0,25Cu
17	RA-333	N06333	25,0	45,0	3,0	3,0	3,0	-	-	-	18,0	0,05	-
Superaliaje durificate prin precipitare, %													
1	Astroloy	-	15,0	56,5	15,0	5,25	-	-	3,5	4,4	<0,3	0,06	0,03B; 0,06Zr
2	B-1900	-	8,0	63,3	10,0	6,0	-	-	1,0	6,0	-	-	4,3Ta; 1,3Hf; 0,01B; 0,05Zr
3	D-979	N09979	15,0	45,0	-	4,0	4,0	-	3,0	1,0	27,0	0,05	0,01B
4	IN 100	N13100	10,0	60,0	15,0	3,0	-	-	4,7	5,5	<0,6	0,15	1,0V; 0,06Zr 0,015B
5	IN 102	N06102	15,0	67,0	-	2,9	3,0	2,9	0,5	0,5	7,0	0,06	0,005B 0,02Mg; 0,03Zr

1. CARACTERIZAREA GENERALĂ A SUPERALIAJELOR

- Tab.1.3 Continuare -

Nr. crt	Marca	UNS No.	Compoziția chimică, %											
			Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	Ti	Al	Fe	C	Alte elemente	
6	IN MA-754	-	20,0	78,5	-	-	-	-	-	0,5	0,3	-	-	0,6 Y ₂ O ₃
7	IN MA-6000E	-	15,0	68,5	-	2,0	4,0	-	2,5	4,5	-	0,05	1,1 Y ₂ O ₃ ; 2,0Ta; 0,01B; 0,15Zr	
8	INCO 713	-	14,0	72,5	-	4,5	-	2,0	1,0	6,0	-	-	-	
9	Incoloy 901	N09901	12,5	42,5	-	6,0	-	-	2,7	-	36,2	Max. 0,10	-	
10	Inconel 706	N09706	16,0	41,5	-	-	-	-	1,75	0,2	37,5	0,03	2,9 (Nb+Ta)	
11	Inconel X750	N07750	15,5	73,0	-	-	-	1,0	2,5	0,7	7,0	0,04	Max. 0,25Cu	
12	M 252	N07252	19,0	56,5	10,0	10,0	-	-	2,6	1,0	<0,75	0,15	0,005B	
13	MAR-M004	-	12,0	69,8	-	4,5	-	2,0	1,0	5,9	-	-	4,4Ta; 1,3Hf; 0,01B; 0,05Zr	
14	MAR-M200+Hf	-	9,0	58,4	10,0	-	12,5	1,0	2,0	5,0	-	-	2Hf, 0,01B; 0,05Zr	
15	MAR-M247	-	8,25	59,0	10,0	0,7	10,0	-	1,0	5,5	<0,5	0,15	0,015B; 0,05Zr; 1,5Hf; 3,0Ta	
16	Ninomic 80A	N07080	19,5	73,0	1,0	-	-	-	2,25	1,4	1,5	0,05	Max. 0,1Cu	
17	Ninomic 115	-	15,0	55,0	15,0	4,0	-	-	4,0	5,0	1,0	0,2	0,04Zr	
18	Ninomic 263	-	20,0	51,0	20,0	5,9	-	-	2,1	0,45	Max. 0,7	0,06	-	
19	Pyromet 860	-	13,0	44,0	4,0	6,0	-	-	3,0	1,0	28,9	0,05	0,01B	
20	Refractory 26	-	18,0	38,0	20,0	3,2	-	-	2,6	0,2	16,0	0,03	0,015B	
21	René 41	N07041	19,0	55,0	11,0	10,0	-	-	3,1	1,5	<0,3	0,09	0,01B	
22	René 95	-	14,0	61,0	8,0	3,5	3,5	3,5	2,5	3,5	<0,3	0,16	0,01B; 0,05Zr	
23	Udimet 500	N07500	19,0	48,0	19,0	4,0	-	-	3,0	3,0	4,0	Max. 0,08	0,005B	
24	Udimet 630	-	17,0	50,0	-	3,0	3,0	6,5	1,0	0,7	18,0	0,04	0,004B	
25	Udimet 710	-	18,0	55,0	14,8	3,0	1,5	-	5,0	2,5	-	0,07	0,01B	
26	Unitemp AF2-1DA	-	12,0	59,0	10,0	3,0	6,0	-	3,0	4,6	<0,5	0,35	1,5Ta; 0,015B; 0,1Zr	
27	Waspaloy	N07001	19,5	57,0	13,5	4,3	-	-	3,0	1,4	2,0	Max. 0,07	0,006B; 0,09Zr	

1.3.4 Superaliaje durificate prin dispersie de oxizi

Rezistența mecanică a acestui tip de superaliaje prezintă valori ridicate la temperatură înaltă și valori moderate la temperaturi intermediare. Faza secundară (oxizii ceramici) persistă în matricea metalică în tot domeniul solid, până când se produce topirea.

Principalele tipuri de superaliaje durificate prin dispersie de oxizi sunt în **Tab.1.4**.

Tab.1.4 Compoziții nominale ale unor superaliaje durificate prin dispersie de oxizi

Nr. crt.	Marca	Compoziția chimică, %							
		Ni	Cr	Y ₂ O ₃	Ti	Al	C	Fe	Alte elemente
1	Inconel MA 754	Rest	20,0	0,6	0,5	0,3	0,05	-	-

-Tab.1.4 Continuare -

Nr. crt.	Marca	Compoziția chimică, %							
		Ni	Cr	Y ₂ O ₃	Ti	Al	C	Fe	Alte elemente
2	Incoloy MA 956	-	20,0	0,5	0,5	4,5	-	Rest	-
3	Inconel MA 6000E	Rest	15,0	1,1	2,5	4,5	0,05	4,0	2Mo; 4W; 2Ta; 0,15Zr, 0,1B
4	HDA 8077	Rest	16,0	-	-	4,0	-	-	-
5	IN 738+ Y ₂ O ₃	Rest	16,0	1,3	3,4	3,4	0,17		1,7Mo; 1,7Ta; 2,6W; 0,9Nb; 8,5Co; 0,1Zr

2. MICROSTRUCTURA SUPERALIAJELOR

2. MICROSTRUCTURA SUPERALIAJELOR

2.1 Faze și structuri ale superaliajelor

Structura superaliajelor:

- matrice de fază γ (austenită) cfc
- faze secundare
 - ❖ carburile (MC, $M_{23}C_6$, M_6C și rar M_7C_3)
 - ❖ compușii intermetalici de tip γ' sau γ'' .

Rezistența mecanică a superaliajelor este obținută prin:

- durificarea soluției solide (prin aliere)
- precipitarea fazelor secundare

Efectul durificator al carburilor poate acționa:

- direct (cu efect limitat) prin durificarea produsă de precipitarea secundară
- indirect, prin stabilizarea limitelor de grăunți.

Cele mai cunoscute faze secundare din superaliaje sunt prezentate în Tab.2.1

Tab. 2.1 Faze secundare observate în superaliaje

Nr. crt.	Faza	Structura cristalină	Formula stoichiometrică	Comentariu
1	γ'	cfc	Ni_3Al ; $Ni_3(Al, Ti)$	Este principala fază durificatoare la superaliajele pe bază de Ni și de Fe. Are rețeaua cristalină diferită de cea a austenitei cu 0-0,5 % și forma variind de la sferic la cubic
2	η	hc	Ni_3Ti	Se găsește în toate superaliajele la care raportul %Ti/%Al este ridicat. Se poate dispune intergranular sub formă celulară sau intragranular sub formă aciculară cu model Widmanstätten
3	γ''	tvc	Ni_3Nb	Fază metastabilă, coerentă de formă lenticulară cu diametrul de cca. 60 nm și grosimea de aprox. 5-9 nm
4	δ	ortorombic	Ni_3Nb	Apare în urma supraîmbătrânirii fazei γ'' (Inconel 718) între 815-980°C. Are formă aciculară și dispunere celulară după îmbătrânire joasă sau precipitare intragranulară după îmbătrânire înaltă
5	MC	Cubic	TiC; NbC; HfC; TaC; ThC; ZrC	TiC dizolvă N, Zr și Mo. Are formă globulară neuniformă
6	$M_{23}C_6$	cfc	$Cr_{23}C_6$ (Cr, Fe, W, Mo) $_{23}C_6$	Precipită de obicei pe limitele de grăunți sub formă peliculară, globulară, de plăcuțe, lamele sau celule
7	M_6C	cfc	Fe_3Mo_3C ; Nb_3Co_3C Fe_3W_3C - Fe_4W_2C Ta_3Co_3C ; Fe_3Nb_3C	Carbură distribuită la întâmplare, poate apare de culoare roz
8	M_7C_3	hexagonal	Cr_7C_3	Apare numai după expuneri la temperaturi mai mari de 1000°C, la unele superaliaje pe bază de Ni (Ninomic 80A) sau de Co
9	M_3B_2	tetragonal	Ta_3B_2 , V_3B_2 , Nb_3B_2 , (Mo, Ti, Cr, Ni, Fe) $_3B_2$; Mo_2FeB_2	Apare în superaliajele Fe-Ni sau pe bază de Ni, care conțin peste 0,03 %B. Borurile sunt similare carburilor dar nu sunt atacate de aceeași reactivi
10	MN	cubic	TiN; ZrN; NbN (Ti, Nb, Zr)N (Ti, Nb, Zr)(C, N)	Nitruirile se observă în superaliajele care conțin Ti, Nb sau Zr, în stare lustruită, sub formă pătrată sau dreptunghiulară
11	μ	romboedri c	Co_7W_6 (Fe, Co) $_7(Mo, W)_6$	Se formează la temperaturi ridicate, sub formă de plăci grosolane neregulate, cu structură Widmanstätten, în superaliajele cu cantități mai de Mo sau W

- Tab. 2.1 Continuare -

Nr. crt.	Faza	Structura cristalină	Formula stoechiometrică	Comentariu
12	Laves	hexagonal	Fe_2Nb , Fe_2Ti ; Fe_2Mo ; Co_2Ta ; Co_2Ti	Se observă în superaliajele pe bază de Fe și de Co, sub formă de globule care sunt adesea alungite sau sub formă de plăcuțe, după expuneri la temperaturi înalte
13	σ	tetragonal	$FeCr$; $FeCrMo$; $CrFeMoNi$; $CrCo$; $CrNiMo$	Se observă cel mai adesea superaliajele pe bază de Fe și de Co și mai rar în cele pe bază de Ni, sub formă de globule neregulate, adesea alungite, în urma expunerilor la 540-980 °C

Principalii factori care determină efectele microstructurii sunt:

- cantitatea de precipitat și morfologia acestuia
- mărimea și forma grăunților cristalini
- distribuția carburilor

Controlul structurii se realizează prin:

- alegerea/ modificarea compoziției chimice
- prelucrare termică.

Prelucarea termomecanică produce importante modificări ale microstructurii.

Superaliajele turnate au grăunți mai grosolani, mai multe segregatii însă prezintă rezistență îmbunătățită la fluaj și la rupere.

Superaliajele forjate au granulație mai uniformă și mai fină și caracteristici superioare la tracțiune și la oboseală.

Modul de dispunere a carburilor este foarte important pentru influențarea proprietăților superaliajelor.

De exemplu, într-un superaliaj Waspaloy pot exista două moduri extreme de distribuție a carburilor, după cum arată Fig.2.1.



Fig.2.1 Efectele modului de precipitare al carburilor asupra proprietăților unui superaliaj Waspaloy: (a) efect favorabil prin precipitarea de-a lungul limitelor de grăunți; (b) efect nefavorabil prin precipitarea discontinuă de tip „fermoar”

Precipitarea continuă de-a lungul limitelor de grăunți, Fig.2.1(a), are efect favorabil asupra proprietăților deoarece stabilizează limitele de grăunți, măbind rezistența la rupere. Precipitarea discontinuă, cu aspect de tip „fermoar”, din Fig.2.1(b) mărește mult interfața matrice-precipitat și din acest motiv scade puternic rezistența la rupere.

2.2 Evoluția microstructurii

Prin dizolvarea elementelor de aliere în matricea austenitică se pot obține îmbunătățiri ale:

- rezistenței mecanice, pentru Mo, Ta, W și Re
- rezistenței la oxidare, pentru Cr și Al
- stabilității austenitei, pentru Ni
- proporției de precipitat, pentru Co

Alte elemente sunt introduse pentru a forma precipitate durificatoare, cum ar fi:

- ❖ γ' – Al, Ti
- ❖ γ'' – Nb
- ❖ carburi – C
- ❖ boruri – B

Chiar și atunci când se cunoaște tipul fazei secundare care se formează, morfologia acesteia poate varia în mod destul de radical, de exemplu:

- carburile de la formă rotunjite la forme colturate (în blocuri)
- γ' de la cubic la sferoidal, ca în Fig.2.2

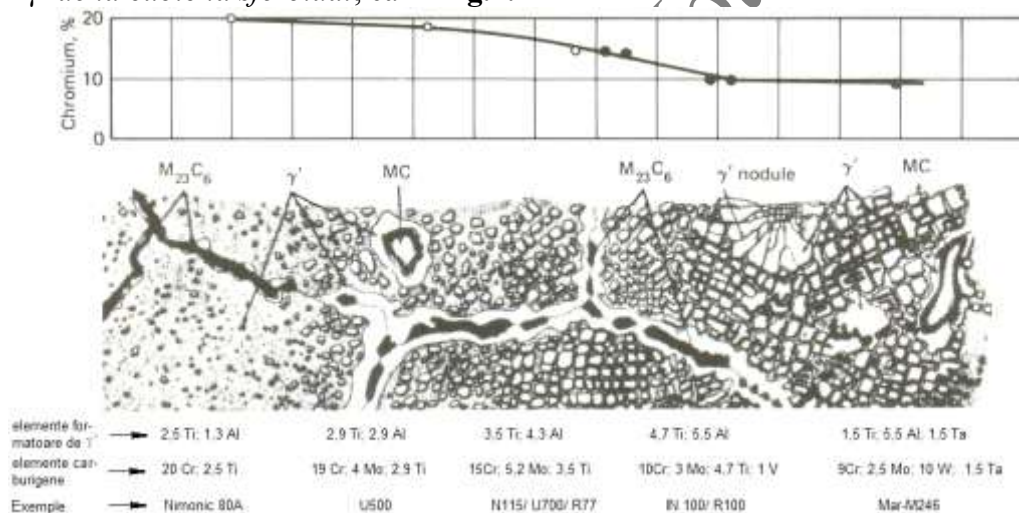


Fig. 2.2 Evoluția microstructurii și a conținutului de crom la superaliajele pe bază de nichel

Unele dintre carburi pot fi insensibile la tratament termic. Altele nu pot atinge forma și distribuția dorite fără tratament termic

De obicei pot exista concomitent mai multe tipuri de carburi deoarece ele se formează una dintr-alta prin reacții secvențiale. Cea mai obișnuită reacție secvențială de formare a carburilor este $MC \rightarrow M_{23}C_6$.

Modificările microstructurale produse prin prelucrarea termomecanică a superaliajelor se referă la:

- mărimea grăunților cristalini – care este redusă în general prin forjarea pieselor turnate
- forma și orientarea grăunților cristalini – duce la formarea structurilor anizotrope (de exemplu prin solidificare direcțională sau recristalizare direcțională)

2.3 Efectele microstructurii anterioare asupra proprietăților

Microstructurile rezultate în urma prelucrărilor anterioare, ale superaliajelor, pot avea cinci efecte majore asupra proprietăților acestora:

1. Precipitarea fazei γ' este principalul mecanism de durificare în superaliajele pe bază de fier și de fier-nichel.

Faza γ' are formă sferoidală în stadiile timpurii ale precipitării, atunci când este prezentă în **cantități mici** și **cubică la sfârșitul precipitării** când se găsește în **cantități mari**, după cum se observă din Fig.2.3.

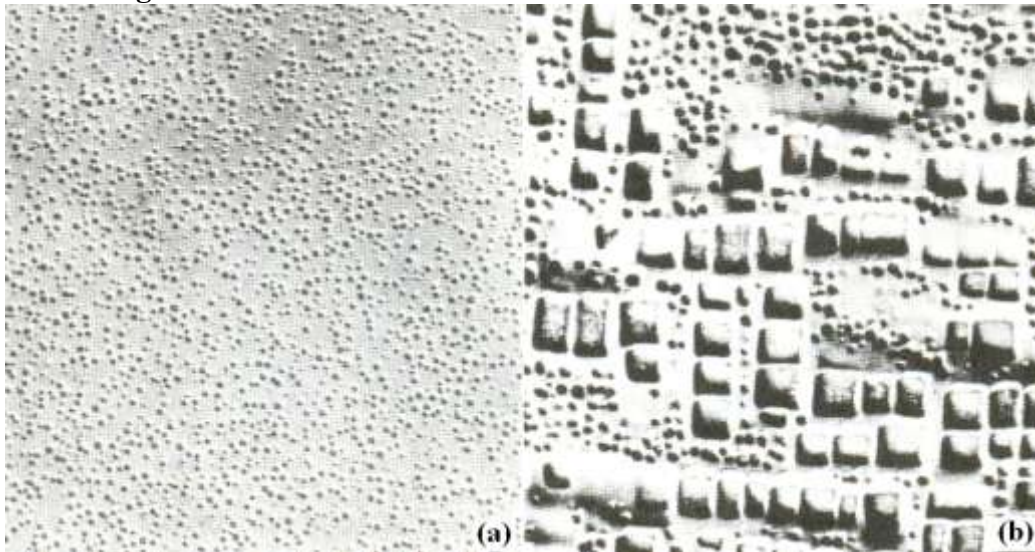


Fig.2.3 Evoluția fazei γ' în funcție de stadiul de precipitare: (a) formă sferoidală, la începutul precipitării, într-un superaliaj Waspaloy; (b) formă cubică la sfârșitul precipitării într-un superaliaj Udimet 700

În cazul superaliajului Udimet 700, Fig.2.3(b) în timpul răcirii, de după sfârșitul îmbătrânirii, s-au format particule secundare de γ' care au formă sferoidală, ca cele de la începutul îmbătrânirii aliajului Waspaloy, Fig.2.3(a).

În timpul precipitării se atinge *un maxim al durificării*, în perioada în care dislocațiile taie particulele de fază γ' . Duritatea crește odată cu diametrul particulelor, al căror volum constant se păstrează, după cum arată Fig.2.4.

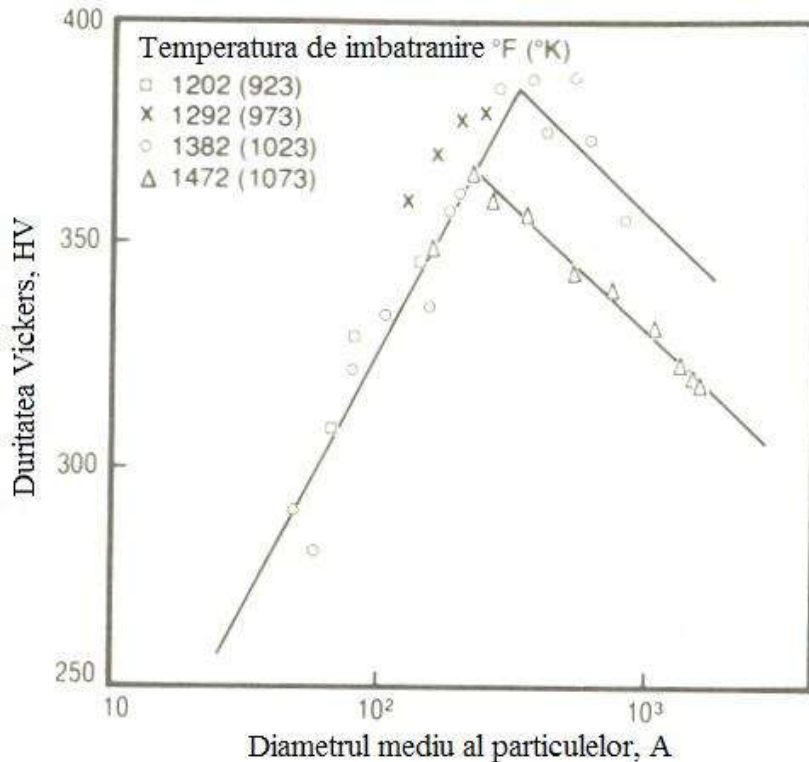


Fig.2.4 Variația durității unui superaliaj pe bază de nichel în funcție de diametrul particulelor de γ'

Tăierea dislocațiilor de către particule este posibilă atât timp cât particulele au dimensiuni reduse. Peste un anumit diametru al particulelor, dislocațiile nu mai pot să le taie ci le ocolesc. Din acest motiv, continuarea creșterii diametrului particulelor peste mărimea critică duce la scăderea durtății.

Rezistența superaliajului depinde de fracțiunea de γ' → pentru a mări rezistența materialului, până la o anumită limită, este suficient să se mărească cantitatea de elemente durificatoare, după cum arată Fig.2.5, în cazul superaliajelor pe bază de nichel.

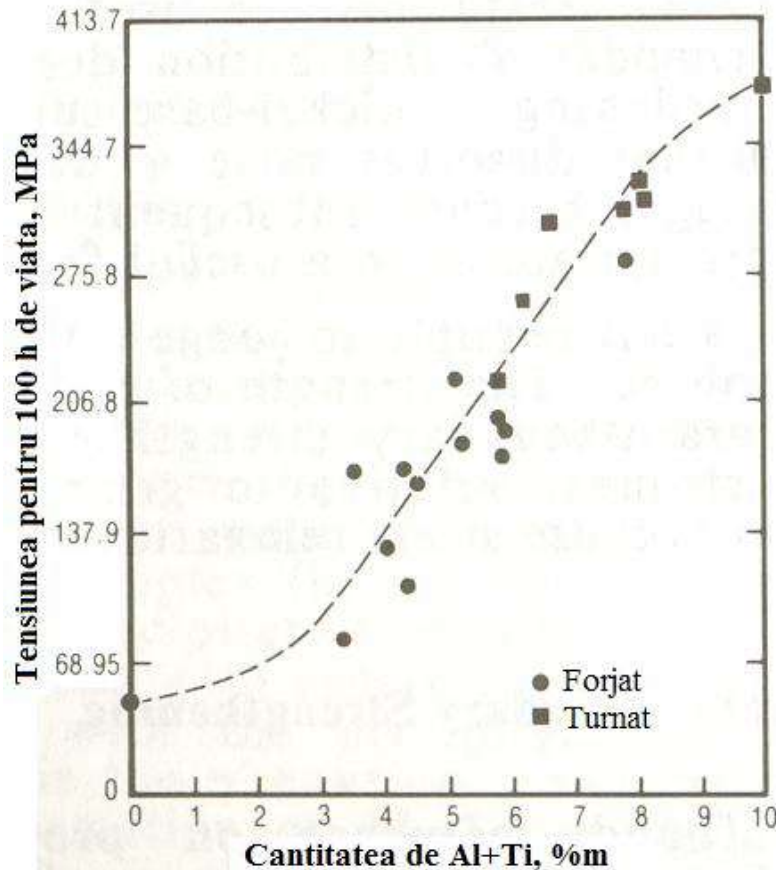


Fig.2.5 Efectul cantității de Al+Ti asupra rezistenței superaliajelor de bază de nichel, la 870°C

La superaliajele forjate γ' este fină și uniform distribuită → întreaga cantitate de Al+Ti contribuie la creșterea rezistenței.

La superaliajele turnate, din cauza efectelor segregăției și ale vitezei de răcire, faza γ' poate precipita într-o largă varietate de forme. De exemplu, la solidificare se pot forma cantități mari de eutectic ($\gamma+\gamma'$) și particule grosolane de γ' . Pentru uniformizarea acestei structuri se aplică **recoaceri de omogenizare** care dizolvă particulele mari și eutecticul, permițând o reprecipitare ulterioară, sub formă de particule fine de γ' .

În general, pentru a atinge **durificarea maximă**, la superaliajele durificate prin precipitarea de γ' , este necesară o **încălzire până sub curva solvus a fazei γ'** , urmată de **una sau mai multe îmbătrâniri** pentru optimizarea formei și distribuției fazei γ' .

2. Durificarea limitelor de grăunți prin precipitarea carburilor se întâlnește în general, la superaliajele pe bază de nichel, sub forma precipitării carburii $M_{23}C_6$, după turnare sau după îmbătrânire. Formarea unui *lanț de carburi* de tip $M_{23}C_6$, *globulare și discrete* îmbunătățește rezistența la fluaj, păstrând suficientă ductilitate în matricea înconjurătoare care este capabilă astfel să preia tensiunile apărute, împiedicând ruperea prematură. Pe de altă parte, dacă carburile precipită sub forma unui film continuu (peliculă) de-a lungul limitelor de grăunți, proprietățile sunt sever deteriorate. Cu toate acestea, **nici absența totală a carburilor**,

precipitate de-a lungul limitelor de grăunți nu este de dorit, din cauză că deplasarea limitelor de grăunți nu mai este supusă nici unei restricții și favorizează fisurarea

La superaliajele pe bază de cobalt, din cauza cantității mai mari de carbon, precipitarea carburilor este mult mai intensă, inclusiv de-a lungul limitelor de grăunți.

Un alt efect al precipitării carburilor de tip $M_{23}C_6$ de-a lungul limitelor de grăunți constă din apariția zonelor lipsite de precipitate γ' , de-a lungul acestor limite.

Dacă aceste zone sunt late și au rezistență mai scăzută decât matricea, ele pot deveni zone de rupere. Zonele lipsite de γ' nu apar la superaliajele care conțin cantități mai mari din această fază.

3. Durificarea matricei/ durificarea generală prin precipitarea carburilor este efectul particulelor formate în interiorul grăunților cristalini. La superaliajele turnate pe bază de cobalt durificarea prin precipitarea carburilor în interiorul grăunților poate fi ameliorată prin tratament termic – care distribuie carburile uniform – dar gradul de durificare este inferior celui atins prin precipitarea de fază γ' . Superaliajele forjate pe bază de cobalt au o distribuție mai uniformă a carburilor precipitate, rezultată după recoacerea de detensionare de după prelucrare. Carburile de tip MC nu se dizolvă complet prin tratament termic, în superaliajele pe bază de nichel sau de fier-nichel. În plus, carburile de tip MC tind să devină instabile, descompunându-se în $M_{23}C_6$ la temperaturi de 815-870°C sau în M_6C la 980-1040°C.

Odată cu apariția și dezvoltarea tehnicilor de obținere a monocristalelor, s-au produs **monocristale de superaliaje pe bază de nichel**, la care cantitatea de carbon este redusă din cauză că nu există limite de grăunți și deci nu există nici nevoia ranforsării lor. În consecință aceste materiale **conțin foarte puține carburi precipitate** în matrice sau la nivelul sublimitelor.

Unul dintre efectele prezenței carburilor în matrice este posibilitatea precipitării lor în procesul de fisurare la oboseală. În acest caz se produce fie *fisurarea prematură* fie *oxidarea* superaliajelor neacoperite, ceea ce duce la producerea unui *efect de crestare*. *Carburile prefisurate* sau *oxidate*, formate prin prelucrare sau tensiuni termice *pot iniția fisuri de oboseală*.

Carburile prefisurate pot fi puse în legătură cu procesele anterioare de turnare. În acest caz, la superaliajele pe bază de nichel se urmărește reducerea mărimii și volumului ocupat de carburi, pentru a se reduce probabilitatea apariției carburilor prefisurate.

- ❑ Pentru reducerea mărimii carburilor s-a prelungit procesul de solidificare și s-au aplicat gradienti reduși de temperatură, în procesul de solidificare direcțională inițială. Îmbunătățirea gradientilor termici și reducerea cantității de carbon din monocristale au dus la *mărirea rezistenței la oboseală*, comparativ cu materialele cu nivele normale de carbon la care grăunții au orientare columnară similară.
- ❑ Absența (diminuarea cantității) carburilor contribuie numai la *mărirea rezistenței la oboseală la număr redus de cicluri* și a rezistenței termomecanice. Nu s-a observat același efect și în ceea ce privește rezistența la oboseală la număr mare de cicluri.

Carburile oxidate pot fi minimizezate sau împiedicate să se formeze prin mai multe metode cum ar fi: procedee neconvenționale de turnare, controlul compoziției chimice sau metalurgia pulberilor.

4. Precipitarea fazei γ'' este un fenomen care prezintă importanță practică numai la superaliajele pe bază de fier-nichel, care conțin adiții de niobiu. De obicei la superaliajele în care se găsește γ'' (Ni_3Nb) se observă întotdeauna și γ' , însă *particulele primei fazei (γ'') ocupă o proporție mai mare* (ca de exemplu în cazul superaliajului Inconel 718). Gradul de durificare pe care îl introduce γ'' se sumează cu cel produs de γ' . Cea mai importantă caracteristică a fazei γ'' este ușurința cu care se formează prin îmbătrânirea la temperaturi moderate, după punerea în soluție prin tratament termic sau în cadrul unui proces de îmbinare

(ex.: sudare). Din cauza acestei comportări, un astfel de superaliaj poate fi îmbătrânit după sudare pentru a da naștere unei structuri complet ranforsate, cu ductilitate foarte ridicată.

Superaliajele durificate prin precipitarea fazei γ'' ating **rezistențe ridicate la tracțiune și foarte bune proprietăți de rezistență la rupere prin fluaj, la temperaturi scăzute**. La cca. 675°C se produce o puternică scădere a rezistenței din cauza transformării fazei γ'' în γ' sau δ .

5. Efectele borului, zirconului și hafniului, dacă sunt adăugate în anumite limite, pot consta din importante îmbunătățiri ale proprietăților mecanice. Prezența acestor elemente poate modifica carburile preexistente, precipitate pe limitele de grăunți (cărora le reduce viteza de difuzie și deci și densitatea de-a lungul limitelor) sau pot bloca anumite elemente dăunătoare cum ar fi sulf și plumbul.

Se consideră că hafniul contribuie la creșterea cantității de eutectic $\gamma+\gamma'$ în superaliajele turnate. Dacă acest eutectic se formează, în cantități reduse, pe limitele de grăunți, rezultă o îmbunătățire a ductilității.

Efectele B, Zr și Hf sunt limitate la superaliajele pe bază de nichel și de fier-nichel, fiind practic inexistente la cele pe bază de cobalt.

2.4 Efecte de prelucrare

Pentru controlarea proprietăților superaliajelor se folosesc trei tehnici principale de prelucrare:

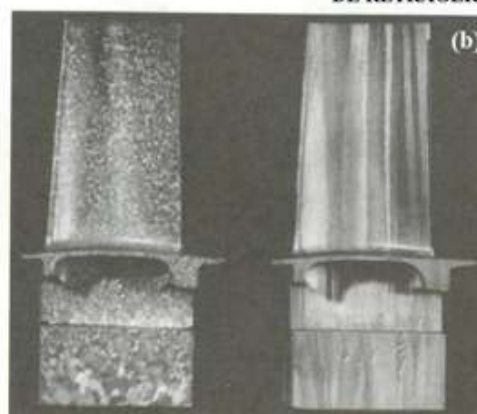
(i) prelucrarea termomecanică; (ii) metalurgia pulberilor și (iii) controlul prin turnare a mărimii și morfologiei grăunților în special prin solidificare direcțională.

1. Prelucrarea termomecanică se folosește la superaliajele forjate pe bază de nichel sau de fier-nichel, pentru a se înmagazina energie, prin producerea unei granulații fine și pentru controlul densității/configurației de dislocații. În felul acesta se obțin îmbunătățiri ale rezistenței la tracțiune și la oboseală, la numere mici de cicluri.

2. Metalurgia pulberilor este foarte eficientă pentru reducerea mărimii carburilor și omogenizarea materialelor, ceea ce duce la mărirea rezistenței la oboseală. În plus se pot obține anumite superaliaje, cum ar fi IN100, care nu se pot forja prin procedee clasice.

3. Solidificarea direcțională contribuie în mod direct la îmbunătățirea rezistenței la tracțiune. Prin eliminarea limitelor transversale de grăunți și orientarea favorabilă a direcției după care modulul de elasticitate este redus la minimum, s-au obținut majorări importante ale rezistenței la fluaj și la oboseală. Cazul extrem îl reprezintă reducerea completă a numărului de grăunți cristalini, ceea ce duce la formarea monocristalelor.

Fig.2.6. prezintă procesul de solidificare direcțională iar **Fig.2.7** prezintă avantajele acesteia la producerea pieselor turnate din superaliaj MAR-M 200.



CONVENTIONAL SOLIDIFICATA DIRECTIONAL

Fig.2.6 Ilustrarea solidificării direcționale: (a) schema de principiu a procedurii; (b) diferențe între lamele solidificate convențional și direcțional



Fig.2.7 Efectele solidificării direcționale asupra proprietăților fizice ale superaliajului MAR-M 200

Porozitatea superaliajelor a dus la reducerea rezistenței la oboseală și la fluaj. Pentru reducerea porozității s-a folosit presarea izostatică la cald care, de asemenea, a dus la îmbunătățirea proprietăților.

Presarea izostatică la cald a dat rezultate la producerea pieselor care în mod normal se obțineau prin turnare, din superaliaje pe bază de nichel. Procedul s-a dovedit eficace pentru toate superaliajele care conțin porozitate de turnare, necorelată cu starea suprafeței.

În domeniul biomedical, utilizarea presării hidrostatice la cald a produs îmbunătățiri importante ale rezistenței la oboseală a articulațiilor coxale turnate din Vitallium.

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

Principalele procedee utilizate pentru a controla proprietățile superaliajelor sunt: 1- solidificarea direcțională; 2- prelucrarea termomecanică; 3- metalurgia pulberilor.

3.1 Proprietăți fizice

Cele mai importante proprietăți fizice ale superaliajelor sunt:

- densitatea
- temperatura curbei lichidus (de topire)
- temperatura curbei solidus (de solidificare)
- căldura specifică
- conductivitatea electrică
- rezistivitatea electrică
- permeabilitatea magnetică
- temperatura Curie

Densitatea poate fi:

- redusă prin introducerea elementelor de aliere ușoare (Al, Ti, Cr)
- mărită prin introducerea elementelor de aliere grele (W, Ta)

În **Tab.3.1** sunt sintetizate valorile celor 8 proprietăți fizice de mai sus, pentru principalele superaliaje, menționate în Tab.1.1-1.3

Tab.3.1 Valorile celor mai importante proprietăți fizice

Nr. crt.	Aliajul	Densitatea	Temperatura		Căldura specifică ^(a)	Conductivitatea electrică	Rezistivitatea electrică	Permeabilitatea magnetică	Temperatura Curie
		Mg/m ³	lichidus °C	solidus °C					
Superaliaje pe baza de fier									
1	Haynes556	8,23	-	-	472	-	970	-	-
2	Incoloy800	7,94	1385	1355	502	1,7	989	1,0092	-
3	Incoloy801	7,94	1385	1355	452	1,7	1012	-	-
Superaliaje pe bază de cobalt									
1	Haynes25 (L-605)	9,13	1410	1329	374	-	890	< 1,00	-
2	Haynes188	9,13	1398	1302-1330	423 ^(b)	-	-	1,01	-
3	Stellite6B	8,38	1354	1265	421	-	910	< 1,2	-
4	UMC050	8,05	1395	1380	-	-	825	-	-
Superaliaje pe bază de nichel									
1	HastelloyB-2	9,21	-	-	389 ^(b)	-	1380(b)	-	-
2	HastelloyC-4	8,64	-	-	426 ^(b)	-	1250	-	-
3	HastelloyC-276	8,90	1371	1323	427	-	1330	-	-
4	HastelloyN	8,93	-	-	419 ^(b)	-	1200(b)	-	-
5	HastelloyS	8,76	1380	1335	427 ^(b)	-	-	-	-
6	HastelloyW	9,03	1315	-	-	-	-	-	-
7	HastelloyX	8,23	1290	1250	486	-	1180	<1,002(c)	-
8	Inconel600	8,42	1415	1354	444	1,7	1030	1,010	-124
9	Inconel617	-	-	1333	-	-	-	-	-
10	Inconel625	8,44	1350	1290	456	2,0	869	-	-
11	Nimonic75	-	-	1380	-	-	-	-	-
12	Nimonic80A	-	-	1360	-	-	-	-	-
13	René41	8,25	1371	1232	452	-	1308	1,002	-
14	Udimet500	8,14	1345	1260	-	-	1203	-	-
15	Waspaloy	8,02	1355	1339	532 ^(c)	-	1240	-	-

(a) la temperatura ambiantă; (b) la 100⁰C; (c) la 93⁰C

3.2 Proprietăți mecanice

3.2.1 Proprietăți la tracțiune

În **Tab.3.2** sunt listate valorile rezistenței la rupere și la curgere precum și alungirea la rupere, la cinci temperaturi, ale unor superaliaje prezentate anterior

Tab.3.2 Variația proprietăților la tracțiune, cu temperatura

Temperatura	Rezistența la rupere	Rezistența la curgere	Alungirea la rupere
°C	MPa	MPa	%
0	1	2	3
Superaliaje pe bază de cobalt			
Haynes 25 (L-605), tablă			
21	1010	460	64
540	800	250	59
650	710	240	35
760	455	260	12
870	325	240	30
Haynes 188, tablă			
21	960	485	56
540	740	305	70
650	710	305	61
760	635	290	43
870	420	260	73
Superaliaje pe bază de nichel			
Hastelloy X, tablă			
21	785	360	43
540	650	290	45
650	570	275	37
760	435	260	37
870	255	180	50
Inconel 600, bară			
21	620	250	47
540	580	195	47
650	450	180	39
760	185	115	46
870	105	62	80
Inconel 625, bară			
21	855	490	50
540	745	405	50
650	710	420	35
760	505	420	42
870	285	275	12,5
Nimonic 75, bară			
21	750	-	41
540	635	-	41
650	538	-	42
760	290	-	70
870	145	-	68

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

- Tab.3.2 Continuare -

Temperatura	Rezistența la rupere	Rezistența la curgere	Alungirea la rupere
⁰ C	MPa	MPa	%
0	1	2	3
Nimonic 80A, bară			
21	1240	620	24
540	1100	530	24
650	1000	550	18
760	760	505	20
870	400	260	34
René 95, bară			
21	1620	1060	14
540	1540	1010	14
650	1460	1000	14
760	1170	940	11
Udimet 500, bară			
21	1310	840	32
540	1240	795	28
650	1210	760	28
760	1040	730	39
870	740	495	20
Waspaloy, bară			
21	1280	795	25
540	1170	725	23
650	1120	690	34
760	795	675	28
870	525	515	35

Evoluția rezistenței la rupere cu temperatura, în domeniul temperaturilor înalte, este prezentată în **Tab.3.3**, după 100 și respectiv 1000 de ore, în cazul a patru dintre superaliajele pe bază de nichel.

Tab.3.3 Variația rezistenței la rupere cu temperatura după durate îndelungate de expunere, pentru patru superaliaje pe bază de nichel

Temperatura	Rezistența la rupere după	
	100 ore	1000 ore
⁰ C	MPa	MPa
Incomel 600		
815	55	39
870	37	24
Nimonic 75(b)		
815	38	24
870	23	15
925	14	10
980	-	7,6
Inconel 625(a)		
650	440	370
815	130	93
870	72	48
Nimonic 80A (c)		
540	-	825
815	185	115
870	105	-

a) pus în soluție la 1150⁰C; (b) recept 1050⁰C/ 1h; (c) recept 1080⁰C/ 8h + 700⁰C/16h

Curbele de variația a rezistenței la rupere cu temperatura, pentru o serie de superaliaje pe bază de nichel, după 1000 de ore de încercare, sunt prezentate în **Fig.3.1**

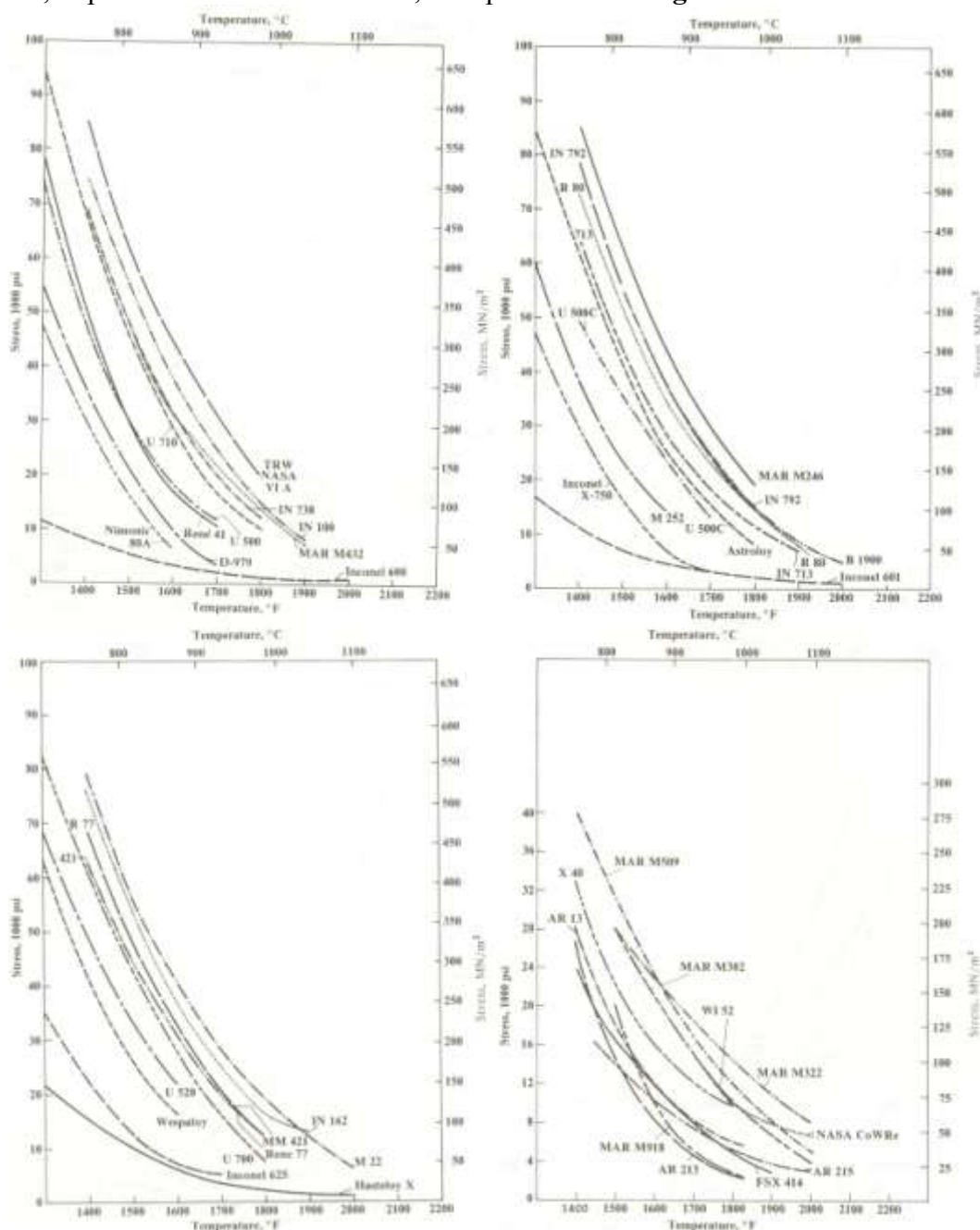


Fig.3.1 Variația rezistenței la rupere după 1000 de ore, cu temperatura, pentru o serie de superaliaje pe bază de nichel

Din cele de mai sus s-a putut constata că unele superaliaje sunt mai sensibile decât altele la diferențele de formă ale produsului testat. S-a mai constatat că, indiferent de superaliaj, influența formei este mai puternică la timpuri mari decât la durate scurte de expunere.

Superaliajele rezistente la cald sunt prelucrate la rece prin forjare și laminare, după care sunt supuse unor recoaceri de detensionare. Cu toate acestea, se consideră că, atunci când sunt testate la cald, ele rețin o parte din surplusul de rezistență la curgere și la rupere imprimat prin prelucrarea la cald.

Efectul formei asupra proprietăților superaliajului Haynes 25, pe bază de cobalt, sunt ilustrate în **Tab.3.4** pentru durate mici de expunere și în **Tab.3.5** pentru durate mari.

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

Tab.3.4 Dependența de forma a proprietăților superaliajului Haynes 25, la durate mici de expunere

Temperatura de încercare	Forma produsului	Rezistența la rupere	Rezistența la curgere	Alungirea la rupere
		MPa	MPa	%
540 ⁰ C	Bară	750	-	71
	Tablă	690	-	68
	Țeavă	710	315	12
650 ⁰ C	Bară	670	-	37
	Tablă	515	-	25
	Țeavă	620	275	12
815 ⁰ C	Bară	455	-	24
	Tablă	345	-	15

Obs. Probele de tip bară au avut diametrul de 13 mm
 Probele de tip tablă au avut au avut grosimi de 1-1,8 mm
 Probele de tip țeavă au avut diametrul extern de 9,5 mm și grosimea de 0,7 mm

Tab.3.5 Dependența de forma a proprietăților superaliajului Haynes 25, la durate mari de expunere

Temperatura de încercare	Forma produsului	Rezistența la rupere după		
		100 h MPa	450 h MPa	1000 h MPa
790 ⁰ C	Bară	255	-	-
	Țeavă	255	-	-
815 ⁰ C	Bară	150	-	117
	Tablă	150	-	121
870 ⁰ C	Bară	-	-	86
	Tablă	-	82	-

3.2.2 Ruperea prin fluaj/ tensiune

În ultima jumătate a secolului XX, s-a produs o vizibilă îmbunătățire a proprietăților superaliajelor. Chiar dacă se urmărește, în continuare, atingerea unor performanțe din ce în ce mai ridicate, evoluția superaliajelor pe o durată de 60 de ani, începând cu apariția lor în anii '40, poate reflecta modul de dezvoltare al aliajelor și procedeele lor de prelucrare. Fig.3.2 prezintă evoluția temperaturii de rupere prin fluaj, după cel puțin 1000 de ore, la o sarcină statică de 137 MPa.

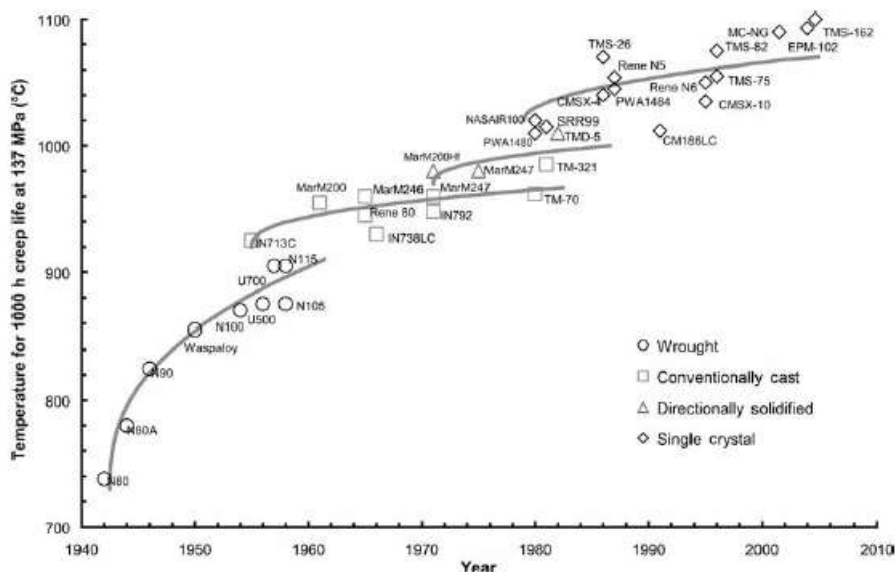


Fig.3.2 Evoluția pe parcursul a 60 de ani a temperaturii de rupere prin fluaj, după minimum 1000 de ore, sub o sarcină statică de 137 MPa

Se poate constata că cele mai ridicate temperaturi de fluaj s-au obținut la superaliajele monocristaline.

Rezistența la rupere prin fluaj/ tensiune este foarte importantă la superaliaje, a căror principală destinație este utilizarea la temperaturi înalte.

La temperaturi ridicate, durata de viață a unui material metalic supus la sarcini statice sau dinamice, *este în mod previzibil scurtă.*

La temperaturi scăzute, în absența mediului coroziv, durata de viață este practic nelimitată în condiții de solicitare statică, dacă nu se depășește rezistența la curgere. Tensiunea aplicată la temperaturi ridicate produce o deformare continuă ceea ce duce la fluaj.

Fluajul este definit ca deformarea dependentă de timp care se produce sub tensiune, la temperaturi ridicate. După o anumită perioadă, fluajul produce o rupere numită *rupere prin tensiune*. Condițiile de temperatură, tensiune și timp la care se produce ruperea prin fluaj/ tensiune depind de materialul respectiv și de mediul în care este expus acesta. Din acest motiv, ruperea prin tensiune se poate produce pe un *interval larg de temperatură*. În general, ruperea prin fluaj se produce la o temperatură aflată cu puțin deasupra celei de recristalizare. *Rezistența mecanică la cald nu este determinată de rezistența la curgere ci de fluaj* și din acest motiv comportamentul la temperatură înaltă trebuie determinat pe bază de caracteristici individuale.

Alte cauze care pot determina ruperea la temperaturi înalte sunt:

- oboseala la numere mici
- oboseala la numere mari de cicluri
- oboseala termică
- suprasarcina sau combinații ale acestora.

Evident, majoritatea pieselor care funcționează la temperaturi înalte nu sunt proiectate pe baza comportamentului la tracțiune ci pe baza datelor referitoare la fluaj.

În general, sunt furnizate date legate de proprietățile la temperaturi ridicate, pentru a se face o comparație rapidă între diverse tipuri de superaliaje.

Analizând locul Ni (care dă cea mai răspândită clasă de superaliaje) în tabelul periodic, se observă o foarte bună corelație între temperatura de topire și numărul atomic, ca în **Fig.3.3**. Analizând poziția ocupată de metalele de tranziție se observă că:

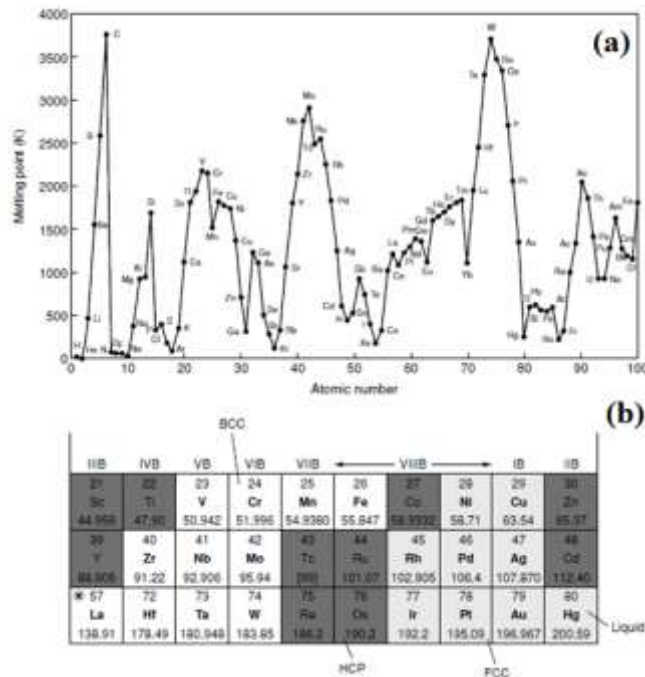


Fig.3.3 Corelarea temperaturii de topire cu poziția din tabelul periodic: (a) variația temperaturii de topire în funcție de numărul atomic; (b) dependența dintre structura cristalină și poziția în tabelul periodic

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

- ❑ există maxime ale temperaturii de topire, pentru metalele de tranziție situate localizate în apropierea centrului fiecărei linii din tabelul periodic;
- ❑ structura cristalină prezintă o puternică corelație cu poziți ocupată în sistemul periodic

Temperaturile maxime de topire le ating metalele situate aproape de mijlocul fiecărei perioade: V, Mo și W.

În cadrul metalelor de tranziție se poate observa că:

- metalele cu structură cfc sunt grupate în partea dreaptă-jos
- metalele hc se regăsesc la centru
- metalele cvc sunt plasate în partea dreaptă

Deci dacă se dorește în metal cfc (ductil și tenace) atunci cea mai bună alegere este nichelul, (celelalte fiind prea scumpe sau prea dense) care nu are transformări alotropice.

3.2.3 Rezistența la oboseală

S-a estimat că cca. 90 % dintre structurile ingineresti cedează din cauza oboselii. Aceasta se datorează faptului că:

- ❑ solicitările ciclice din timpul funcționării, mai ales cele produse de vibrațiile rezonante, sunt mai dificil de prevăzut decât sarcinile statice
- ❑ comportarea materialelor ingineresti atunci când sunt supuse la solicitări ciclice, este determinată de caracteristicile micro și macroscopice ale materialului.

Ca și cele statice, în funcție de traseul ruperii, ruperile la oboseală sunt clasificate în:

- ❖ ruperi la temperatură joasă, caracterizate prin *inițiere și propagare intragranulară*
- ❖ ruperi la temperatură înaltă, caracterizate prin *inițiere și propagare preponderent intergranulare*
- ❖ ruperi mixte.

Tranziția de la comportamentul la temperatură joasă la cel la temperatură înaltă în vecinătatea punctului echicoeziv, depinde de temperatură, tensiune, viteză de deformare și tipul superaliajului. Cele trei tipuri de ruperi la oboseală sunt ilustrate în Fig.3.4

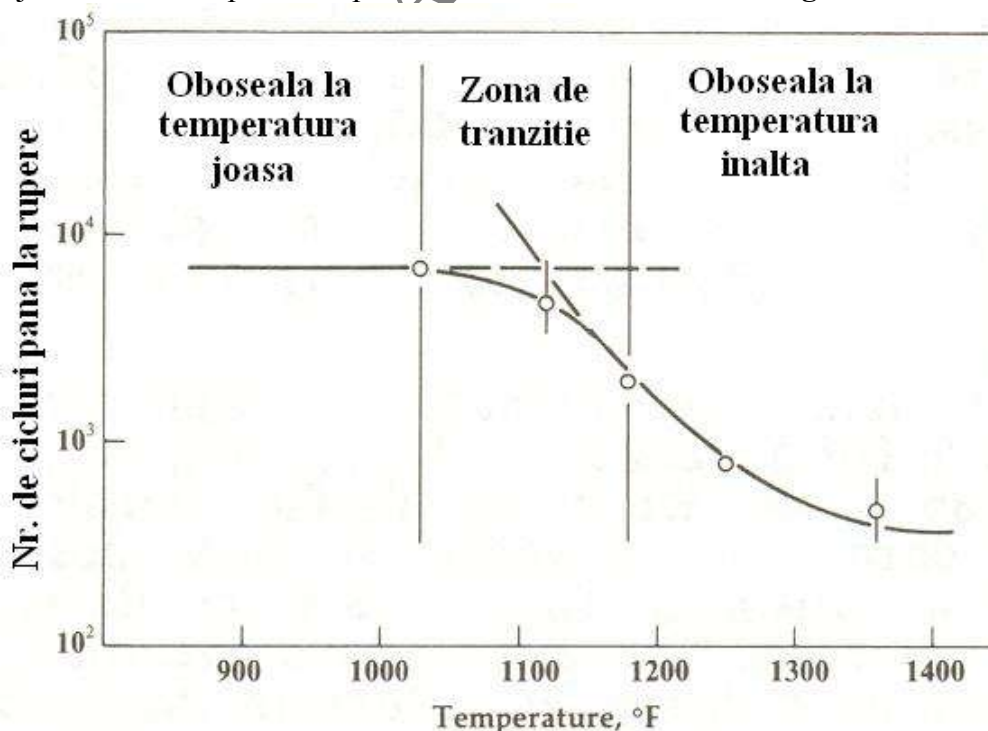


Fig.3.4 Comportarea la oboseală a superaliajului L-605, testat la deformare constantă (0,009) și la frecvență constantă (0,33 Hz), ilustrând regimurile de ruperi la temperatură joasă și la temperatură înaltă și zona de tranziție

Oboseala la temperatură joasă este caracterizată printr:

1. un stadiu de inducere, în care sub tensiune se produc benzi de alunecare ce se dezvoltă în microfisuri
2. microfisurile se progază de-a lungul planelor de alunecare spre interior iar unirea lor duce la formarea unei macrofisuri
3. urmează o perioadă de propagare lentă de-a lungul unui plan necristalografic, normal la direcția tensiunii principale aplicate
4. În final se produc propagarea și ruperea rapidă.

La superaliajele durificate prin alierea soluției solide, rezistența la oboseala la temperatură joasă este ridicată datorită:

- rezistenței ridicate la alunecare
- înaltei capacități de ecrisare

Superaliajele durificate prin precipitare (cu excepția celor pe bază de nichel durificate prin dispersia de oxid de thoriu) au o rezistență mai coborâtă la oboseală la temperaturi scăzute din cauză că:

- fazele precipitate nu sunt uniform distribuite și nici nu sunt stabile la temperaturi ridicate
- prezența incluziunilor și a golurile precum și carburile masive precipitate intragranular favorizează inițierea fisurilor
- se produce mai curând concentrarea decât dispersia alunecărilor, ceea ce reduce raportul rezistență la oboseală/ rezistență la rupere statică, conform **Tab.3.6**.

Tab.3.6 Valorile rezistenței la oboseală ale superaliajelor Nimonic la 750°C

Marca	(Al+Ti), %m	Rezistența la oboseală, MPa	Raportul rezistență la oboseală/ rupere
Nimonic 75	0,5	165	0,67
Nimonic 90	3,8	372	0,61
Nimonic 95	4,8	386	0,6
Nimonic 105	6,5	414	0,52

Oboseala la temperaturi înalte este caracterizată drept o repere prin fluajul ciclic. Odată cu creșterea temperaturii, fisurarea de-a lungul benzilor de alunecare este înlocuită prin ruperea intergranulară.

O formă particulară de oboseală la temperaturi înalte este reprezentată prin **oboseala termică**. Aceasta constă din cicluri de încălzire sau răcire neuniformă, în urma cărora iau naștere tensiuni interne. După încălzirea neuniformă aceste tensiuni sunt de compresiune în zonele mai calde și de întindere în zonele mai reci. După răcirea neuniformă tensiunile își schimbă semnul. Atunci când tensiunile ating o valoare suficient de ridicată, după repetarea lor de un număr suficient de mare, se produce o rupere localizată numită *fisurare la oboseală termică*.

Palele de turbine de la motoarele de aeronave sunt componente expuse la oboseală termică.

În timpul accelerării, părțile din față și din spate ale palelor se încălzesc mai rapid și se dilată mai tare decât regiunea centrală a miezului.

La decelerare, părțile din față și din spate se răcesc mai rapid decât partea centrală. Acest ciclu alternant duce adesea la fisurare prin oboseală termică a marginilor din față și din spate, după cum s-a ilustrat în **Fig.3.5**

3.2.4 Rezistența la coroziune/oxidare

Superaliajele sunt supuse la efectele deterioratoare ale:

- atmosferei de lucru

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

- coroziunii la cald
- oxidării.

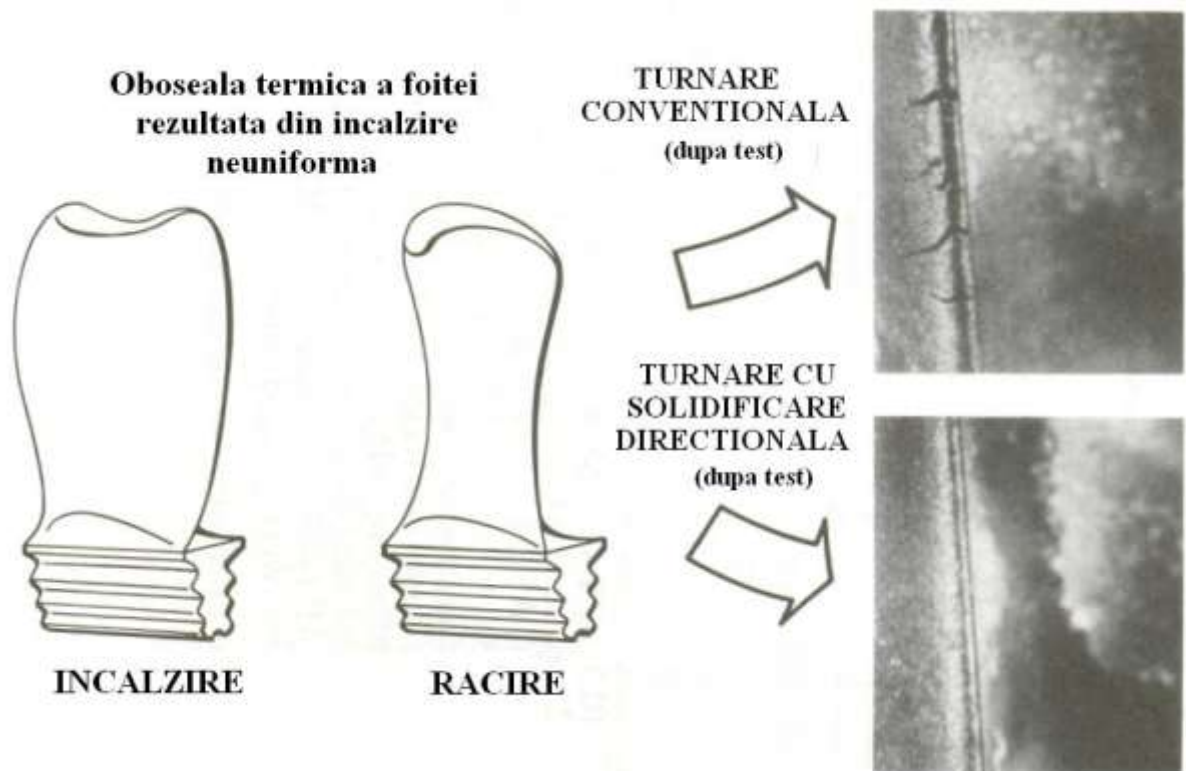


Fig.3.5 Fisurarea prin oboseală termică a paletelor de turbină de la motoarele de aeronave, ca urmare a încălzirii neuniforme

Din punct de vedere al rezistenței la acțiunea degradantă a mediului, cel mai important element de aliere este cromul, prezent la majoritatea superaliajelor.

Odată cu creșterea temperaturii de funcționare a superaliajelor s-a constatat că cantitatea de crom nu poate fi majorată peste o anumită limită, fără a deteriora rezistența mecanică. În aceste situații s-a recurs la acoperiri.

Una dintre cele mai importante probleme legate de oxidarea superaliajelor este influența acesteia asupra duratei de funcționare a componentei respective, în urma reducerii secțiunii portante și a introducerii concentratorilor de tensiuni care înrăutățesc rezistența la oboseală.

Aceste efecte produc:

- exfoliere
- oxidare internă
- aşchiera
- vaporizarea oxizilor.

Rezistența la oxidare este dată de formarea unei pelicule protectoare de oxizi Cr_2O_3 și Al_2O_3 . Atunci când sulfurul și sarea sunt introduse în atmosfera de funcționare, se produce o puternică corodare la cald. Peliculele de oxizi pot face față acestei coroziuni.

În Fig.3.6 sunt prezentate date legate de oxidarea unor superaliaje durificate prin

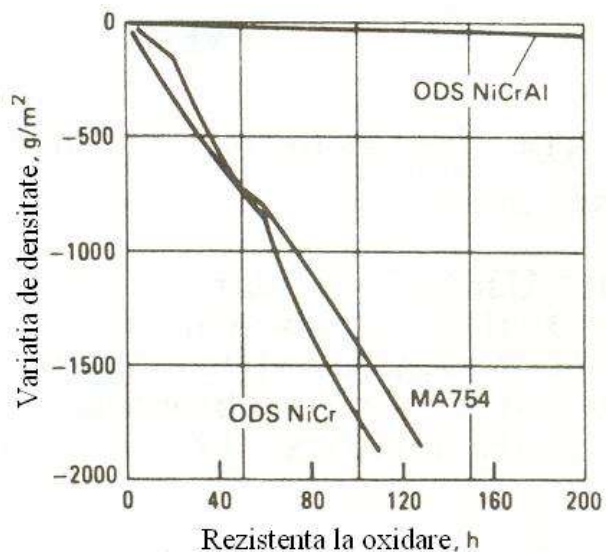


Fig.3.6 Rezistența la oxidare a unor superaliaje durificate prin dispersie de oxizi

dispersie de oxizi (ODS=oxide-dispersion strengthening). Evident aliajul ODS-NiCrAl este cel mai rezistent la oxidare.

Fig.3.7 ilustrează criteriul utilizat pentru evaluarea probelor de laborator și de funcționare

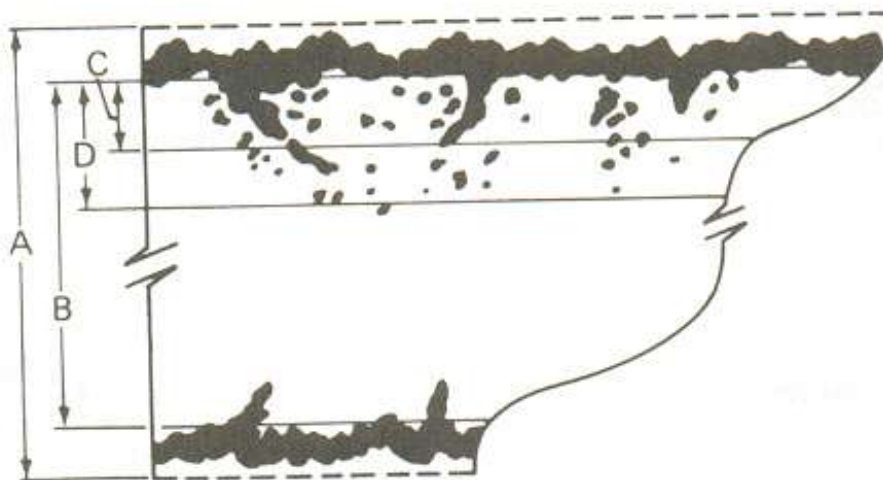


Fig.3.7 Ilustrare schematică a tehnicii metalografice de măsurare a pierderilor prin coroziune: $(A-B)/2$ = pierderea de metal pe fiecare parte; C = penetrarea continuă pe fiecare parte; D = penetrarea maximă pe fiecare parte; $[(A-B)/2 + D]$ = cantitatea totală de metal afectată pe fiecare parte

- b) Faza γ' – se formează ca un precipitat coerent cu matricea și conține Al, Ti și Ta.
Dacă există mult Nb locul ei este γ'' ;
- c) Carburile și borurile (intercristalin).
0,2 %C \rightarrow MC (M=Ti, Ta, Hf) \rightarrow M₂₃C₆ \rightarrow MC₆ (Cr, Mo, W)
B \rightarrow boruri (Cr, Mo)

După îmbătrânire pot apare faze topologic-compacte μ , σ sau Laves.

4.1.1 Faza CFC

Pentru dezvoltarea unor proprietăți stabile la temperaturi înalte sunt necesare:

- o cunoașterea transformărilor fazei cfc care se pot produce în timpul ciclării termice sau ale expunerii la perioade îndelungate de funcționare;
- o corelarea comportării termomecanice cu diagramele de echilibru.

Pentru estimarea forței conducătoare necesară pentru destabilizarea structurii cfc a Ni pur și transformarea ei într-altă structură, se exemplifică diagrama de echilibru Ni-Cr, Fig.4.3

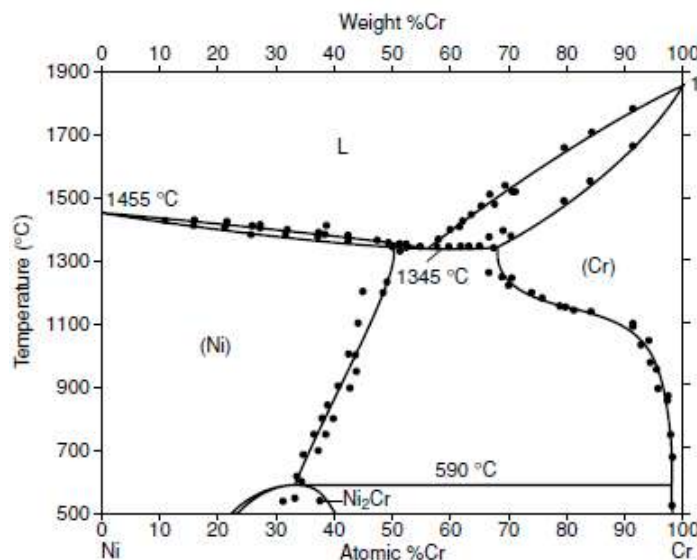


Fig.4.3 Diagrama de echilibru a sistemului binar Ni-Cr

Cr are structură cvc și se topește la 1863°C. Ni este cfc și se topește la 1455°C. Analizând transformarea Ni_{cfc} \rightarrow Ni_{cvc} se obține forță motrice negativă, stabilitatea fazei cfc fiind mai mare decât cea a fazei cvc, Fig.4.4.

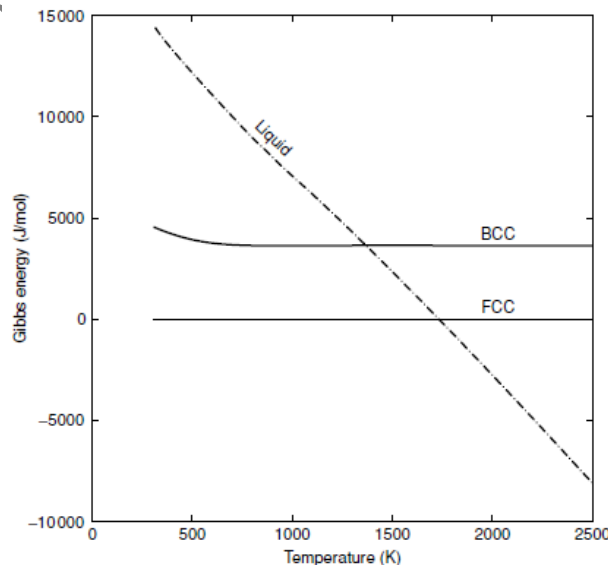


Fig.4.4 Variația stabilităților fazei lichide și ale formei cvc a Ni față de forma sa cfc

4. METALURGIA FIZICĂ A SUPERALIAJELOR PE BAZĂ DE NICHEL

Analizând liniile lichidus și solidus ale diagramelor binare ale sistemelor de aliaje de Ni cu Re, W, Ru, Co, Al, Mo, Ta și Ti se constată lipsa unei corelații între forma liniilor și poziția elementului de aliere în tabelul periodic.

Fig.4.5 arată că, deși W și Ta sunt vecine în Tabelul periodic, au influențe opuse deoarece cresc și respectiv scad valorile liniei lichidus cu 5 K/ % at.

Pe de altă parte, Re are o influență pozitivă semnificativă asupra liniei lichidus.

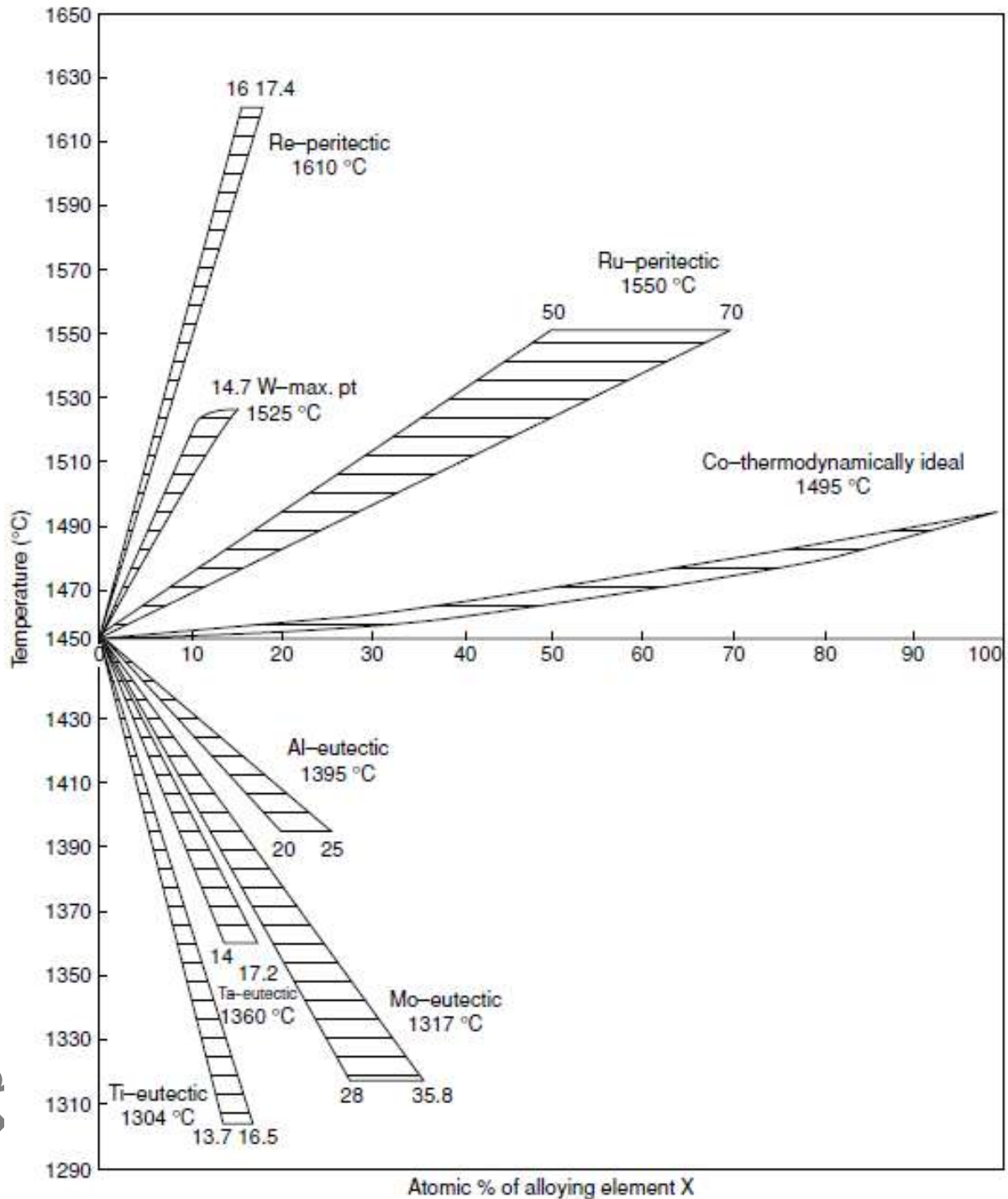


Fig.4.5 Liniiile lichidus și solidus ale sistemelor de aliaje binare Ni-X

După cum arată **Fig.4.6**, s-a constatat că există o dependență între solubilitatea unui element în rețeaua cfc a nichelului și numărul său atomic.

4. METALURGIA FIZICĂ A SUPERALIAJELOR PE BAZĂ DE NICHEL

Formulele chimice sunt: Ni_3Al , NiAl , Ni_2Al , NiAl_3 și Ni_2Al_9 . La fiecare compus, deosebit de importantă este entalpia de ordonare (amestec). **Fig.4.8** prezintă o comparație între variația entalpiei de formare la 25°C a compușilor (linie continuă) și cea a fazei cfc dezordonată (linie întreruptă).

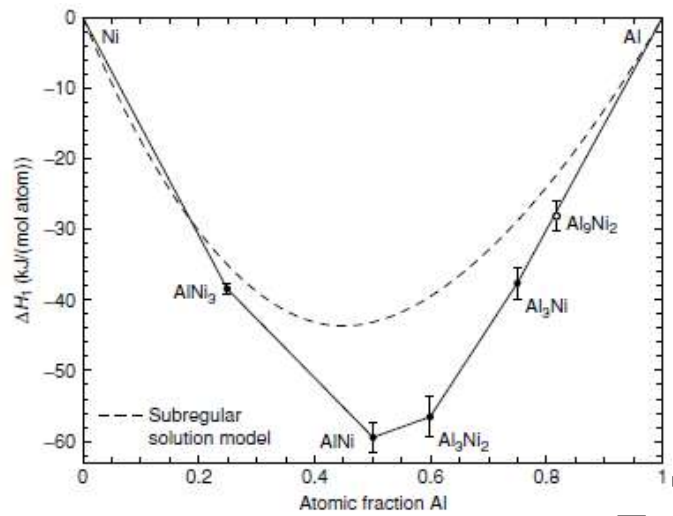


Fig.4.8 Variația entalpiei de formare pentru compuși intermetalici Ni-Al (linie întreruptă: entalpia de amestec a fazei cfc dezordonată)

Se observă că cea mai mare variație de entalpie este necesară pentru formarea fazei echiatomice $\beta\text{-NiAl}$ cu structură CsCl.

Faza γ (Ni_3Al) are o bună stabilitate și este principala fază durificatoare din superaliajele pe bază de Ni. Structura $L1_2$ este caracterizată prin dispunerea atomilor de Al în colțurile celulei și A atomilor de Ni în centrele fețelor. Celula cfc are numărul de coordinație 12 dar, conform **Fig.4.9**, speciile celor mai apropiați vecini diferă:

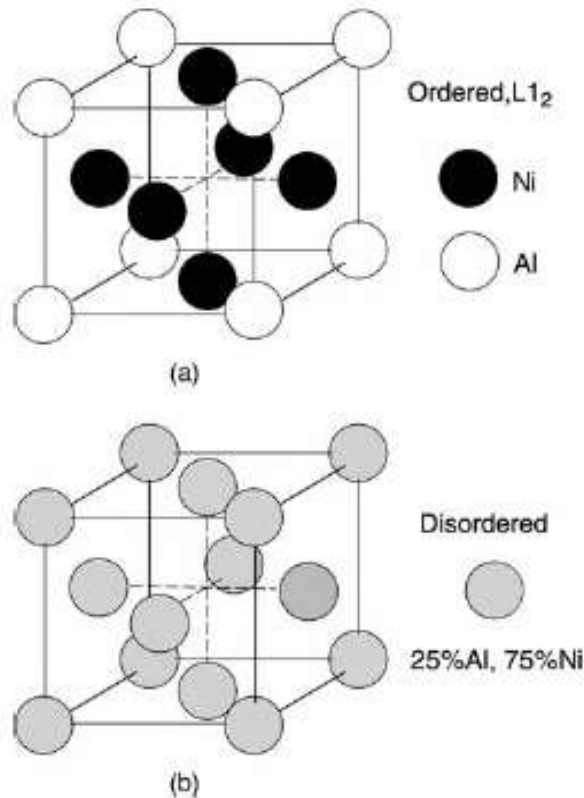


Fig.4.9 Aranjamentul atomilor de Ni și Al: (a) în faza ordonată Ni_3Al ; (b) după dezordonare

- Ni: 4 atomi de Al și 8 de Ni
- Al: 12 atomi de Ni.

Suprapunând secțiuni din diagramele ternare Ni-Al-X, se constată, în Fig.4.10, extinderea domeniului de stabilitate al fazei γ' pe o direcție care depinde de solubilitatea elementului X în faza γ' :

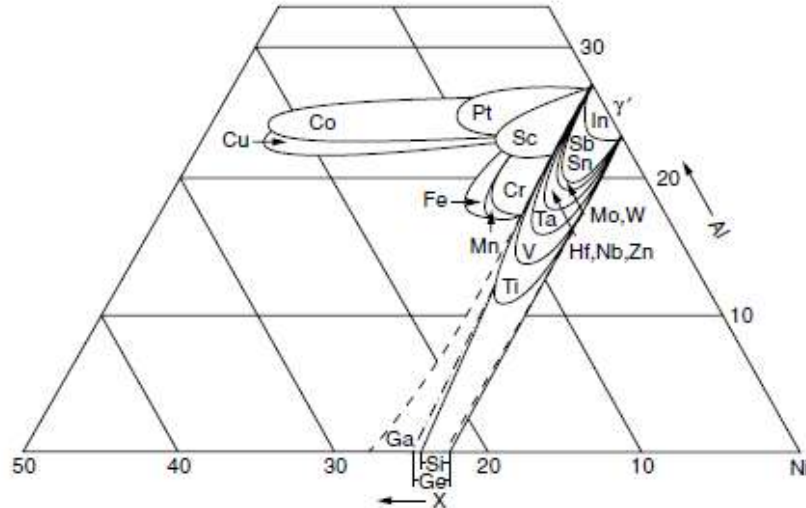


Fig.4.10 Diagrame ternare Ni-Al-X, suprapuse, ilustrând efectele celui de-al treilea element asupra domeniului de stabilitate al fazei γ'

- ❖ Co și Pt pot substitui Ni fiindcă produc regiuni paralele cu axa Ni-X (% Al = ct.)
- ❖ Ti și Ta pot substitui Al fiindcă produc regiuni paralele cu axa Al-X (% Ni = ct.)
- ❖ Cr, Fe și Mn au comportamente mixte.

Comportarea unui element de aliere X față de Ni și Al depinde de mărimea relativă a atomilor acestuia față de cele 2 elemente.

Parametrul de rețea (distanța dintre 2 atomi de Al) este $a_{\gamma'} = 0,357$ nm, fiind doar cu 1,5 % mai mare decât parametrul de rețea $a_{Ni} = 0,3517$ nm. Cum distanța dintre atomii de Ni și de Al este $a/\sqrt{2} \cong 0,2524$ nm, atunci este favorizată substituția Al cu elemente cu raze mari (Ta, Ti) și a Ni cu elemente cu raze mici (Co).

Aliajele Ni-Al binare, cu structură binară γ/γ' conțin precipitate γ' cu formă în general cuboidală.

Micrografiile TEM, ca cea din Fig.4.11, arată că există o relație de orientare cub-cub între γ și γ' (ca și cum cele 2 rețele cubice s-ar suprapune).

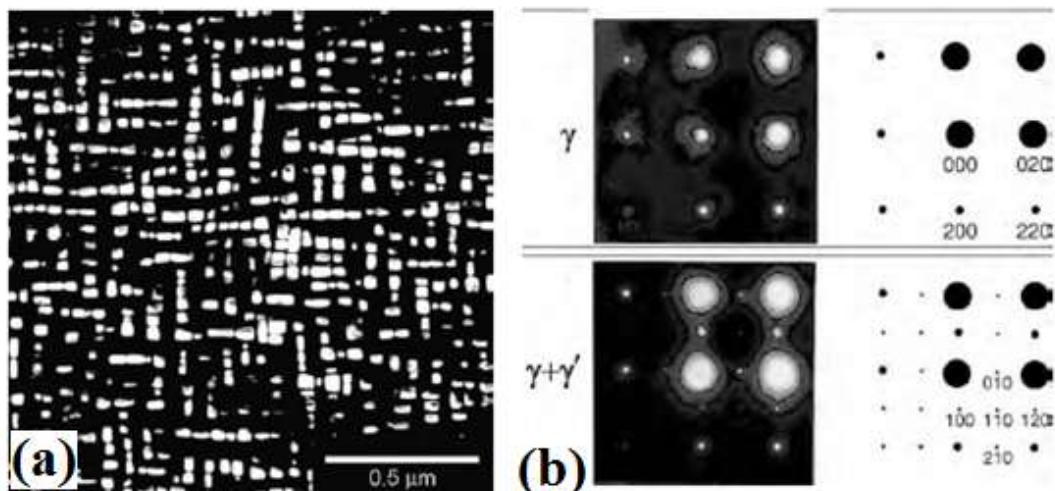


Fig.4.11 Structura fazei γ' : (a) micrografie TEM în câmp luminos; (b) modele de difracție pe zone selectate ale domeniilor monofazice și bifazice

Relația de orientare arată că planele $\{100\}$ și direcțiile $\langle 010 \rangle$ se suprapun: $\{100\}_\gamma // \{100\}_{\gamma'}$ și $\langle 010 \rangle_\gamma // \langle 010 \rangle_{\gamma'}$.

Cum nepotrivirea dintre parametrii rețelelor γ și γ' nu este prea mare, interfața γ/γ' rămâne coerentă iar energia interfacială rămâne scăzută.

Analizând comportarea la îmbătrânire a superaliajului Nimonic 115, pe micrografii TEM ca cea din Fig.4.12, s-a constatat că forma precipitatelor se modifică.

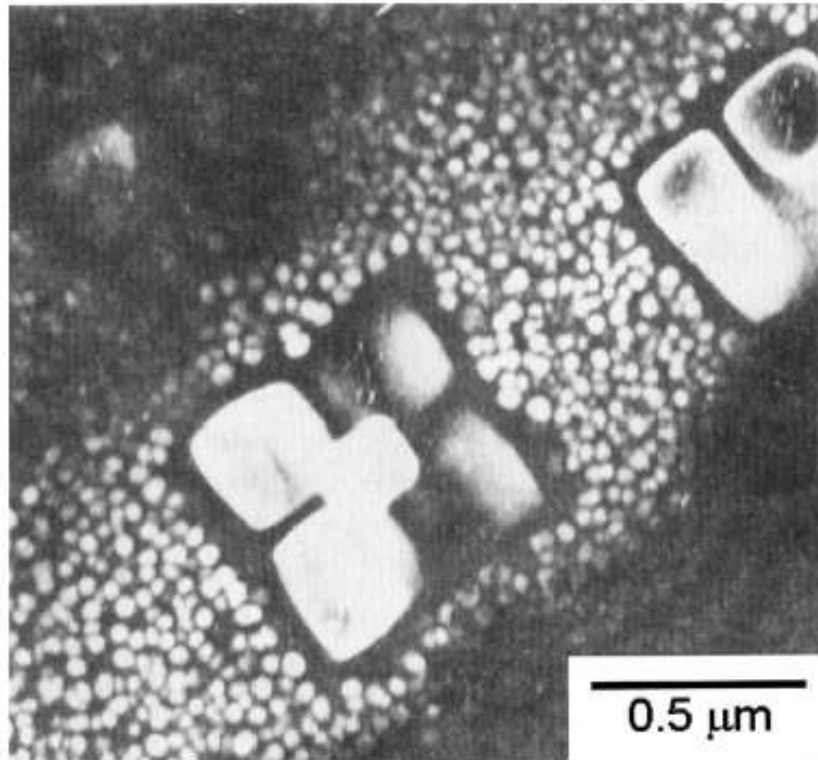


Fig.4.12 Micrografie TEM în câmp întunecat ilustrând precipitarea fazei γ' în aliajul Nimonic 115 îmbătrânit 24 de ore la 1418 K sub forma unei particule primare, înconjurată de o zonă lipsită de precipitate și a unei dispersii de particule sferoidale formate la răcire

Ordinea de dezvoltare a precipitatelor este:

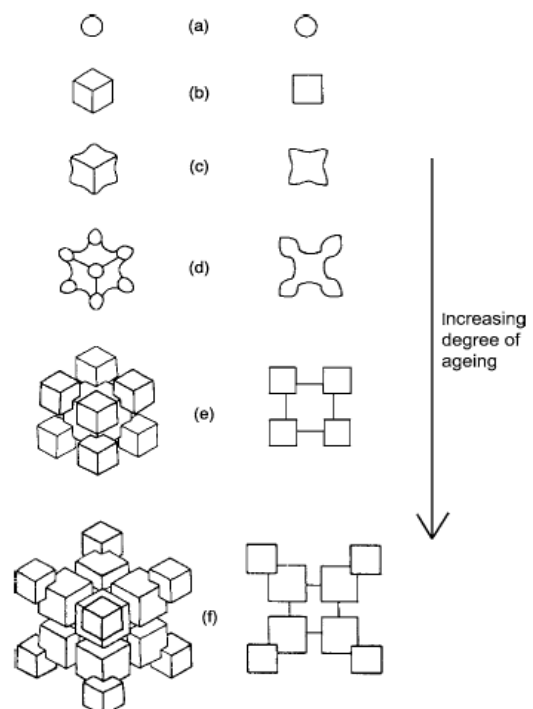
1. sferă
2. cub
3. sisteme de cuburi
4. dendrite în stare solidă, ca în schema din Fig.4.13

5.1.3 Alte faze

A. Faza γ''

La superaliajele Ni-Fe, cum ar fi IN718 și IN706 care conțin cantități sesizabile de Nb, faza durificatoare este γ'' , cu simetrie tetragonală cu volum centrat și rețea cristalină $D0_{22}$ și formulă stoechiometrică aproximativă Ni_3Nb . La IN718 parametrii rețelei cristaline a lui γ'' sunt $a=0,362$ nm și $c=0,74$ nm. Parametrul a este foarte apropiat de cel al fazei γ' însă parametrul c este aproape dublu.

Fig.4.13 Evoluția precipitatelor de γ' la îmbătrânire



În celula elementară, **Fig.4.14**, atomii ocupă un aranjament apropiat de structura $L1_2$ a fazei γ' (din acest motiv faza este numită tot γ). Relațiile de orientare cu matricea sunt similare celor ale fazei γ' : $\langle 001 \rangle_{\gamma} // \langle 001 \rangle_{\gamma'}$ și $\langle 100 \rangle_{\gamma} // \langle 100 \rangle_{\gamma'}$.

Faza γ'' prezintă o morfologie de tip disc, ca în **Fig.4.15**, cu grosimi de cca. 10 nm și diametre de aprox. 50 nm. Particulele sunt coerente cu matricea γ , deformațiile de coerență fiind de ordinul a câteva procente, și din acest motiv superaliajele durificate prin precipitarea de γ'' (cum ar fi IN718, cu cost relativ scăzut, utilizat în formă policristalină obținută în urma prelucrării prin turnare-forjare) prezintă excelente proprietăți la temperaturi înalte (650°C), la care contribuie numărul redus de sisteme de alunecare, existenet în matrice. Cinetica formării fazei γ'' este relativ greoaie, ca efect al valorilor ridicate ale deformațiilor de coerență.

Superaliajele Ni-Fe, durificate prin faza γ'' sunt predispușe la formarea fazei ortorombice δ , în stare supraîmbătrânită.

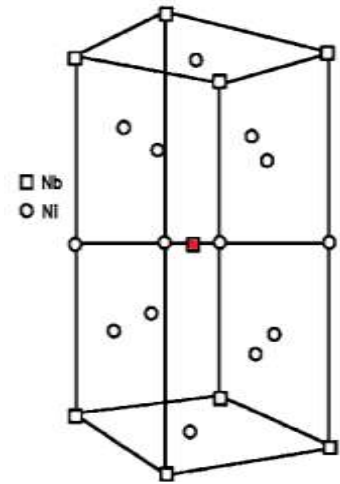
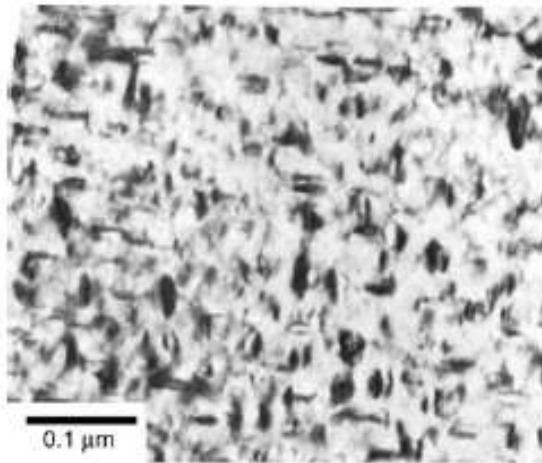
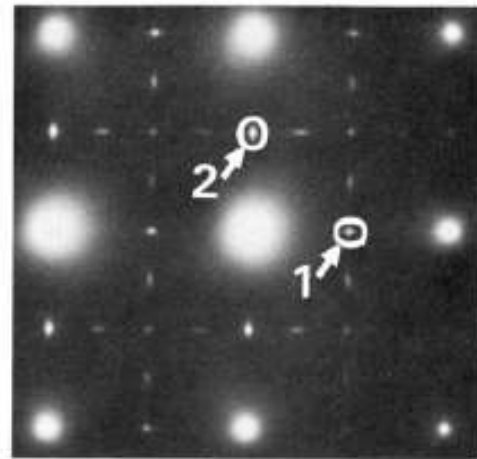


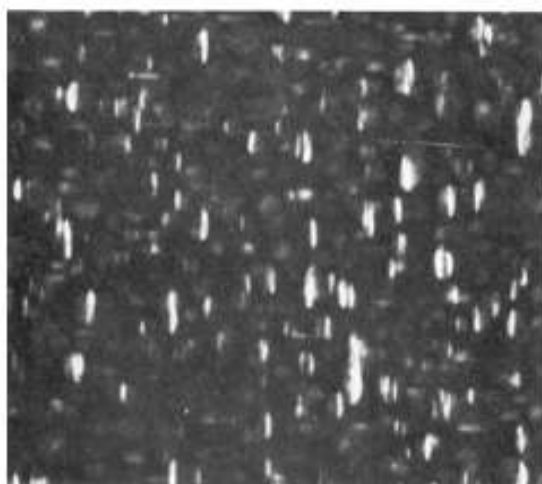
Fig.4.14 Celula elementară a precipitatelor de γ'' din superaliajele Ni-Fe



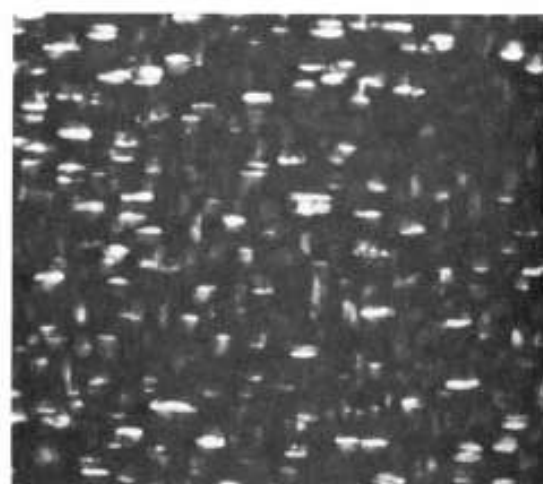
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig.4.15 Micrografii TEM ale fazelor γ și γ'' din superaliajul IN706 îmbătrânit 16 ore la 732°C : (a) imagine în câmp luminos; (b) model de difracție; (c) imagine în câmp întunecat utilizând spotul 1; (d) imagine în câmp întunecat utilizând spotul 2

B. Fazele topologic compacte

Cantitățile de mari de Cr, Mo, W și Re favorizează precipitarea unor faze bogate în aceste elemente, faze care au microstructura caracteristică ilustrată în micrografia din Fig.4.16.

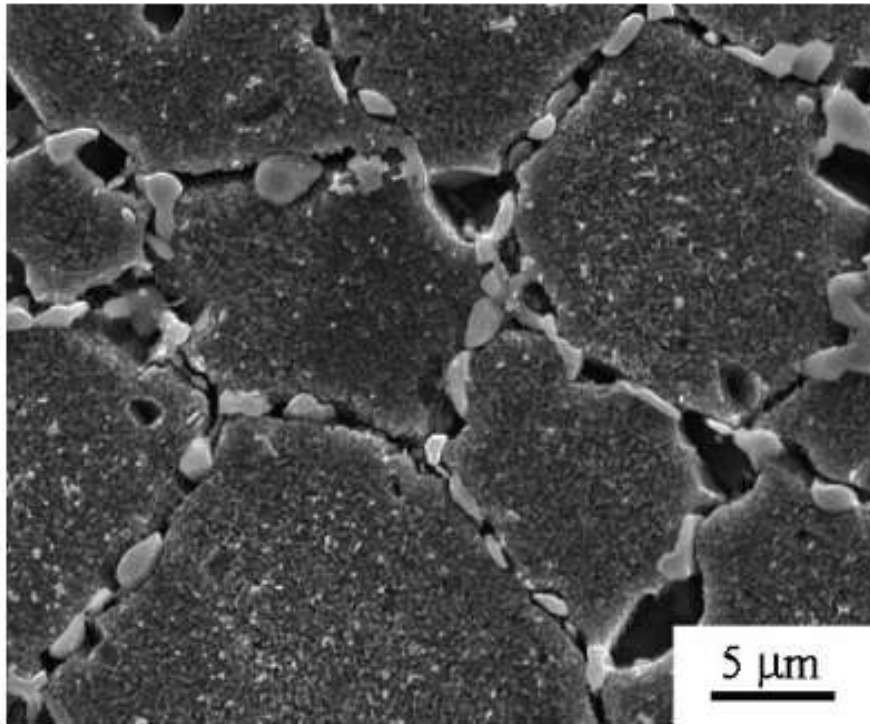


Fig.4.16 Micrografie SEM a superaliajului RR1000 ilustrând precipitarea fazei σ pe limitele grăunților de fază γ , după un tratament de 5000 de ore la 750°C

Aceste faze au următoarele caracteristici:

- o densitate ridicată și uniformă de împachetare a atomilor;
- un grad de legare direcțională, nemetalică;
- structuri cristaline complexe, bazate pe straturi în mozaic constând din sisteme de hexagoane, pentagoane și triunghiuri.

Din cauza variației compactității pe diverse straturi atomice, de exemplu pe direcția z în Fig.4.17, aceste faze se numesc topologic compacte (compacte din punct de vedere topologic)

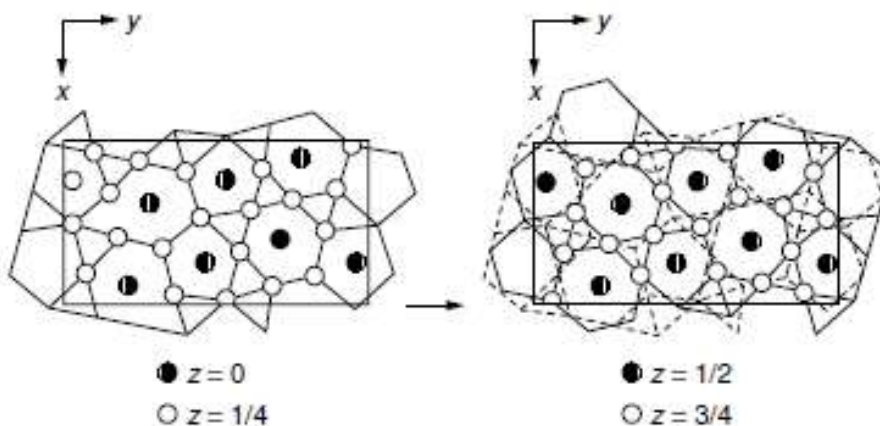


Fig.4.17 Celula elementară a fazei P prezentând straturi atomice situate pe diverse nivele xOy

Formula generală a fazelor topologic compacte este A_xB_y (ca în exemplele din Tab.4.1). A și B sunt metale de tranziție localizate de o parte și de alta a coloanei VIIB (Mn, Tc, Re) în tabelul periodic, conform Fig.4.18.

IIIB	IVB	VB	VIB	VIIIB	VIIIB	VIIIB	IB	IIB	
21 Sc 44.956	22 Ti 47.90	23 V 50.942	24 Cr 51.996	25 Mn 54.9380	26 Fe 55.847	27 Co 58.9332	28 Ni 58.71	29 Cu 63.54	30 Zn 65.37
39 Y 88.905	40 Zr 91.22	41 Nb 92.906	42 Mo 95.94	43 Tc [99]	44 Ru 101.07	45 Rh 102.905	46 Pd 106.4	47 Ag 107.870	48 Cd 112.40
* 57 La 138.91	72 Hf 178.49	73 Ta 180.948	74 W 183.85	75 Re 186.2	76 Os 190.2	77 Ir 192.2	78 Pt 195.09	79 Au 196.967	80 Hg 200.59

BCC

HCP

FCC

Liquid

Fig.4.18 Regiunea metalelor de tranziție din tabelul periodic

Tab.4.1 Exemple de faze compacte din punct de vedere topologic

Tip fază	Formulă stoichiometrică	Exemple	Nr. at./ cel. elem.	Tipul rețelei
μ	A_6B_7	W_6Co_7, Mo_6Co_7	13	romboedric
σ	A_2B	$Cr_2Ru, Cr_{61}Co_{39}, Re_{67}Mo_{33}$	30	tetragonal
P		$Cr_{18}Mo_{42}Ni_{40}$	56	primitivă ortorombică
R		$Fe_{52}Mn_{16}Mo_{32}$	53	romboedric

C. Carburi și boruri

Carburi: $MC, M_6C, M_{23}C_6, M_7C_3$;

Boruri: M_3B_2

Carburile primare MC sunt în general bogate în elementele cel mai puternic carburigene (Ti, Zr, Hf) și precipită prin cristalizare primară. Au fost observate sub mai multe morfologii, ca de exemplu: globulare, în blocuri, etc. Un exemplu este micrografia SEM din Fig.4.19.

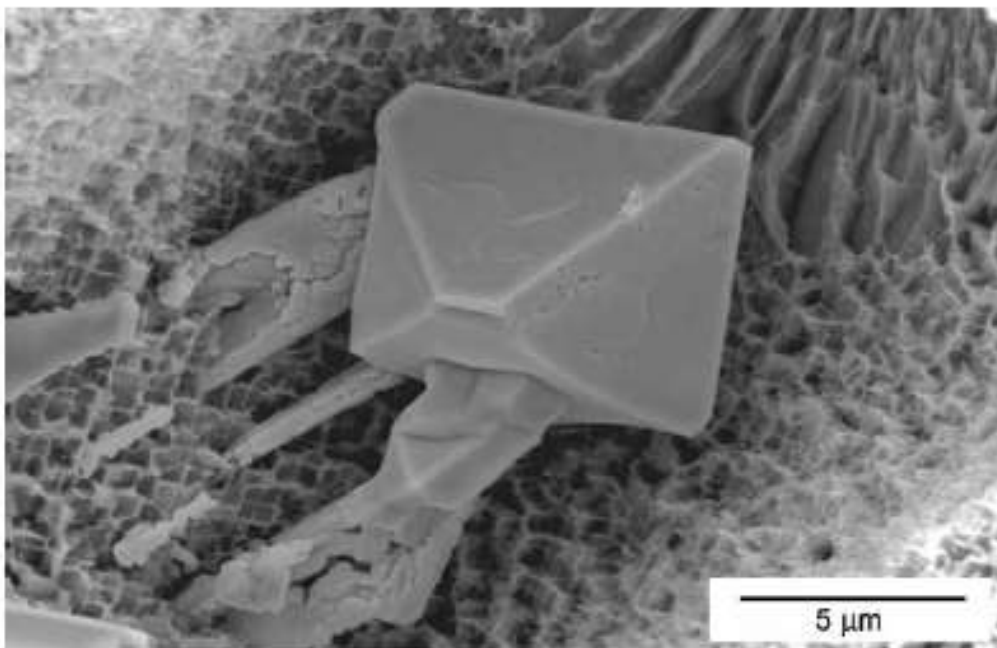


Fig.4.19 Bloc de carbură primară într-un monocristal de superaliaj pe bază de nichel

Carburile primare apar mai ales în regiunile interdendritice și nu prezintă relații de orientare cu matricea.

Carburile $M_{23}C_6$ precipită intercrystalin, la temperaturi de cca. $750^{\circ}C$, în timpul expunerilor îndelungate, în special la superaliajele bogate în Cr, prin descompunerea carburilor primare: $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$. Se consideră că rolul carburilor și borurilor este benefic comportării la fluaj datorită precipitării intercrystaline care ranforsează limitele de grăunți.

Prezența a 0,09 %C și 0,01 %B, (necesară numai la superaliajele policristaline sau solidificate direcțional), a mărit rezistența la fluaj de la 10 la 100 ore, măbind caracterul ductil,

Fig.4.20

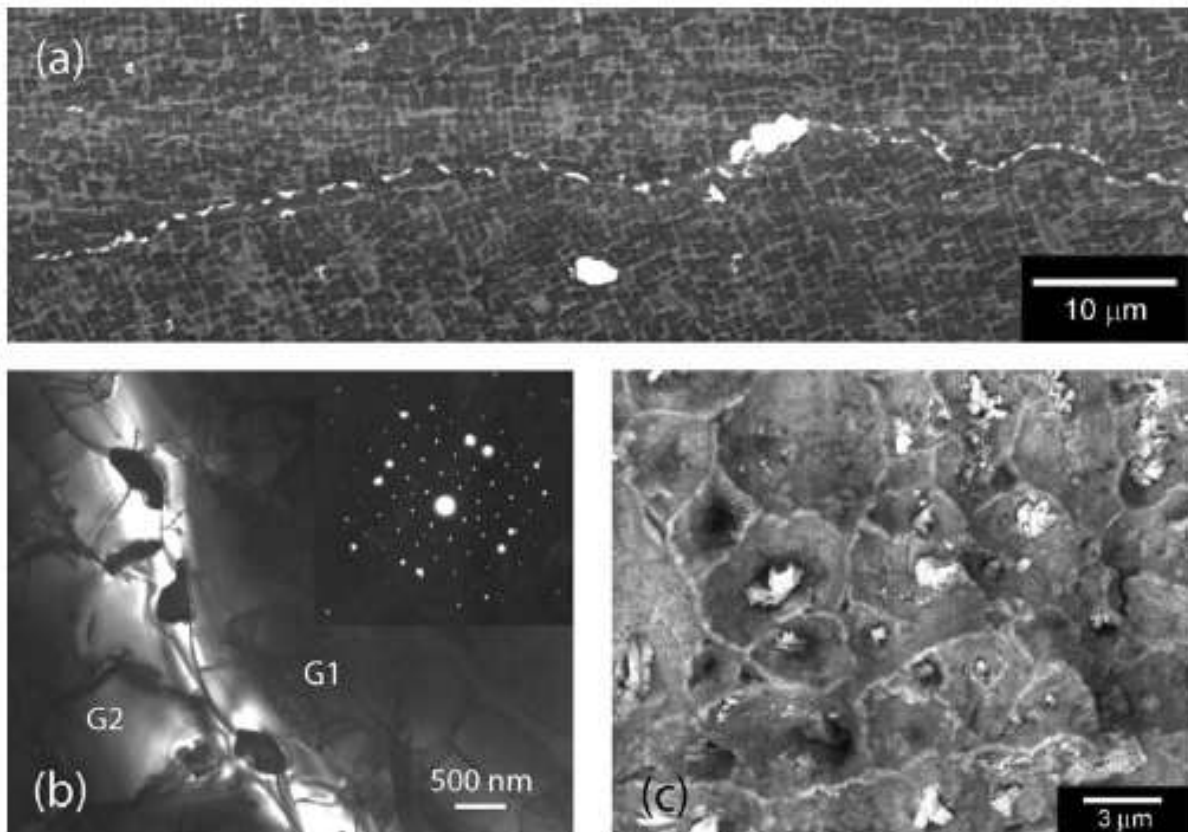


Fig.4.20 Precipitarea carburilor $M_{23}C_6$, într-un monocristal de superaliaj dopat cu C și B, în urma fluajului la $950^{\circ}C$ sub o tensiune aplicată de 290 MPa: (a) micrografie SEM; (b) micrografie TEM și model SAD de identificare a carburii; (c) suprafață de rupere la fluaj, cu scobituri, evidențiind caracterul ductil al rupei

4.2 Defecte în nichel și superaliajele pe bază de nichel

Superaliajele pe bază de nichel pot prezenta defecte:

- de suprafață (defecte de împachetare);
- liniare (dislocații);
- punctiforme (vacanțe, interstițiali).

4.2.1 Defecte în faza γ

Faza γ cu celula elementară cfc are ordinea de împachetare ABC (A, B și C fiind pozițiile planurilor atomice compacte) în **Fig.4.21**. Distanța dintre 2 atomi ai aceluiași plan compact este $a/\sqrt{2}$ (a fiind parametrul celulei). Distanța între 2 proiecții succesive ale atomilor planelor compacte, pe oricare dintre acestea, este $a/\sqrt{6}$. Distanța dintre 2 planuri compacte, succesive, este $a/\sqrt{3}$.

A. Defectele de împachetare (de suprafață) constau din intercalarea unor ordini de împachetare intermediare, în cadrul unui sistem de împachetare inițial, **Fig.4.22**.

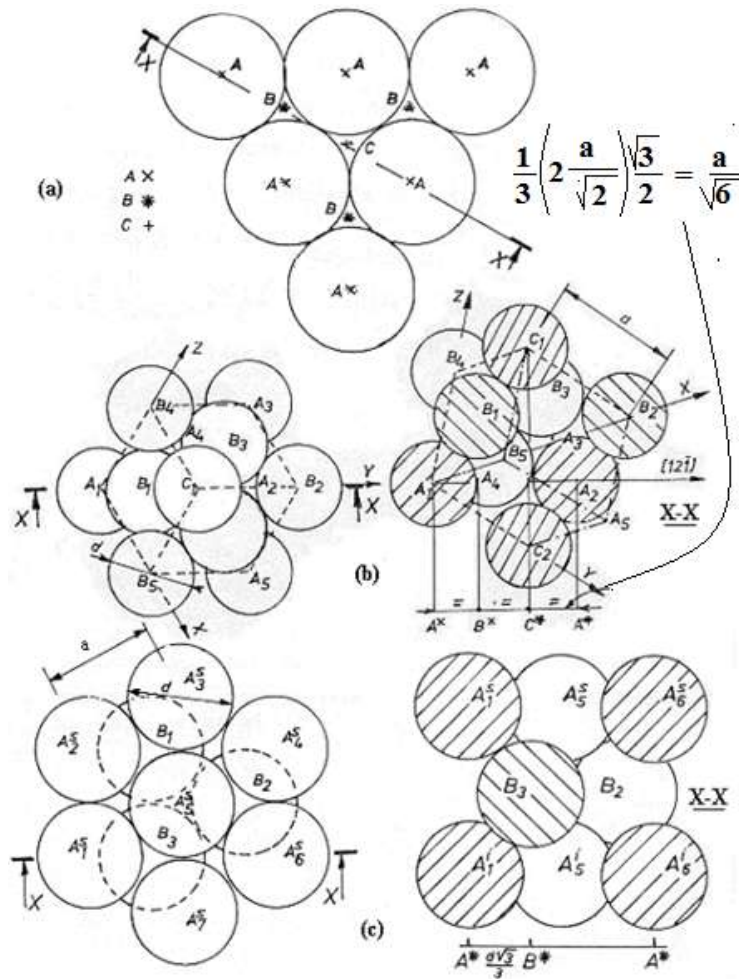


Fig.4.21 Împachetarea în straturi compacte: (a) poziții de împachetare; (b) celula cfc cu ordine ABC; (c) celula hc cu ordine AB

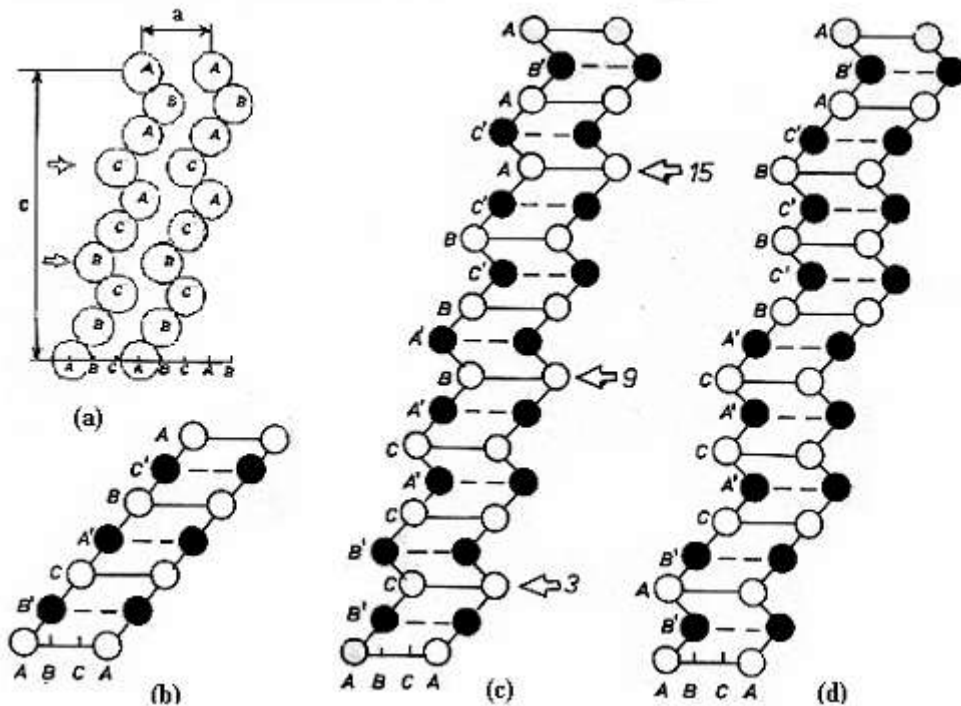


Fig.4.22 Diferite ordini de împachetare: (a) (b) ABC BCA CAB; AB'C A'BC'; (c) AB'C B'CA' CA'B A'BC' BC'A C'AB'; (d) AB'A B'CA' CA'C A'BC' BC'B C'AB'

Dacă, în cadrul ordinii de împachetare ABC a celulei cfc se consideră că primele două straturi sunt forfecate cu s , următoarele două cu $2s$ și așa mai departe, structura cfc se transformă în hc prin intermediul defectelor de împachetare, **Fig.4.23**.

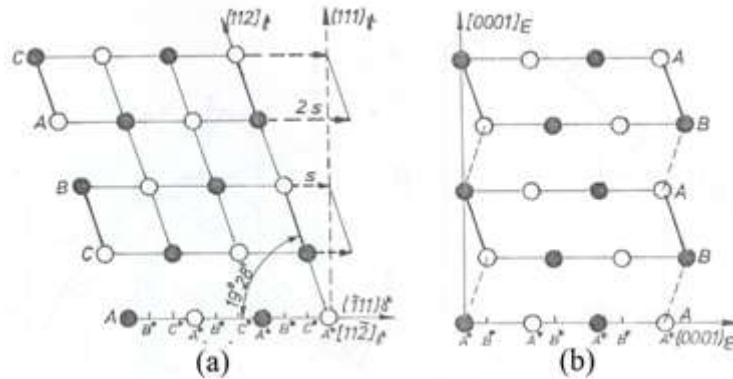


Fig.4.23 Rolul defectelor de împachetare în transformarea cfc \leftrightarrow hc: (a) ordinea de împachetare cfc; (b) ordinea de împachetare hc

Pe un plan compact $\{111\}$ dat, defectele de împachetare necesare formării structurii hc pot fi create prin intermediul a 3 vectori de deplasare posibili, cu forma generală $\frac{1}{6}\langle 112 \rangle$.

B. Dislocațiile (defecte liniare)

În rețeaua cfc sistemul de alunecare este $\frac{a}{2} \langle 110 \rangle \{111\}$ astfel încât vectorul Burgers (cel care dă mărimea deplasării la alunecare) este $\frac{a}{\sqrt{2}}$. Totuși deplasarea nu se poate face direct ci în două etape care marchează disocierea dislocației de alunecare, după cum ilustrează **Fig.4.24**.

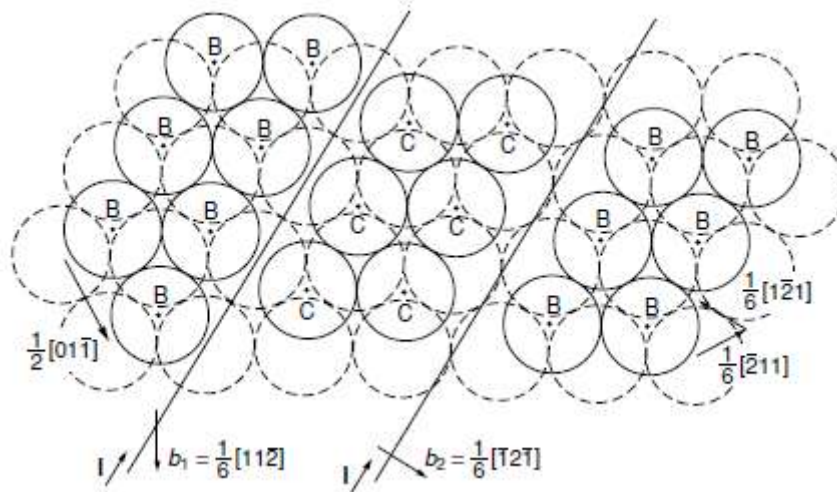


Fig.4.24 Disocierea dislocațiilor de pe un plan $\{111\}$ în două dislocații parțiale Shockley

Dislocația de alunecare disociază în două dislocații parțiale Shockley, conform reacției:
 $\frac{a}{2}\langle 110 \rangle \{111\} \rightarrow \frac{a}{6}\langle 211 \rangle \{111\} + \frac{a}{6}\langle 12\bar{1} \rangle \{111\}$.

Mărimea vectorului Burgers, al fiecărei dislocații Shockley, este $\frac{a}{\sqrt{6}}$, **Fig.5.25**, adică exact valoarea deplasării simple a unui plan atomic compact. Crearea fiecărei dislocații parțiale duce la introducerea câte unui defect de împachetare, care este înlăturat prin acțiunea defectului de împachetare

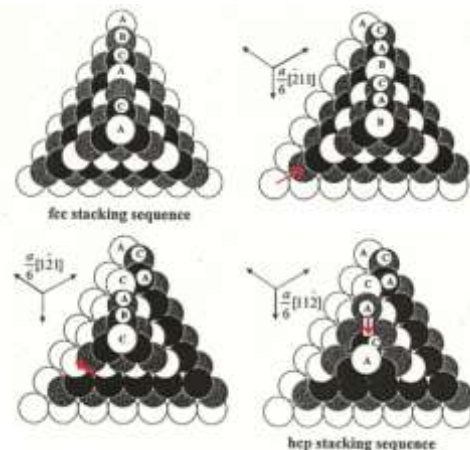


Fig.4.25 Alunecare schematică a dislocațiilor parțiale Shockley ($\frac{a}{6}\langle 112 \rangle$) la transformarea cfc \leftrightarrow hc

următor, Fig.4.26.

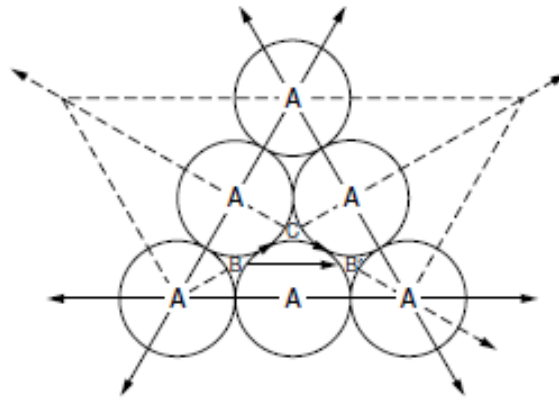


Fig.4.26 Geometria planului atomic compact, ilustrând disocieria în dislocații parțiale Shockley: săgețile lungi sunt dislocații de alunecare, $a/2\langle 110 \rangle$ iar cele scurte corespund dislocațiilor $a/6\langle 211 \rangle$ și $a/6\langle 121 \rangle$

Se notează γ_{SF} - energia defectelor de împachetare, reprezentând energia pe unitatea de suprafață a defectului de împachetare dintre două dislocații parțiale. Considerând o dislocație marginală, se notează cu d distanța dintre dislocațiile parțiale, de vector Burgers $a/\sqrt{6}$. Fiecare dislocație parțială se descompune într-o componentă marginală și într-una elicoidală. Considerând 30° unghiul dintre dislocațiile disociate și cele nedisociate, componenta marginală este $a \cos 30^\circ / \sqrt{6}$, conform Fig.4.27.

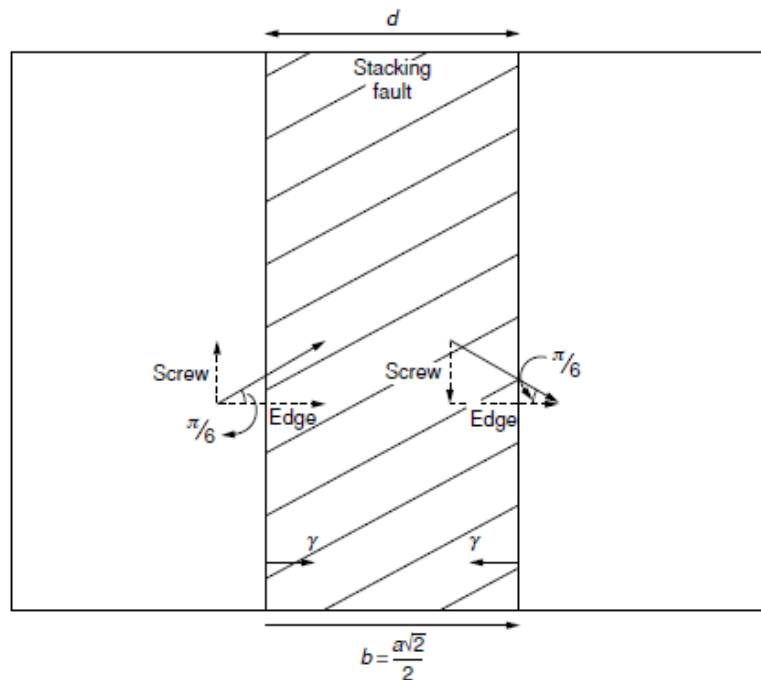


Fig.4.27 Ilustrare schematică a disocierii unei dislocații marginale în 2 dislocații parțiale Shockley cu componentă marginală și elicoidală

În mod analog, componenta elicoidală va fi $a \sin 30^\circ / \sqrt{6}$. Din Fig.4.27 se observă că cele două componente elicoidale ale dislocațiilor parțiale sunt de sens opus și exercită o forță de atracție ce contribuie la mărirea energiei defectelor de împachetare. Componentele marginale au același semn deci se resping, și acest efect constituie **forța motrice a disocierii**. Bilanțul de forțe din Fig.4.27 consideră forța de respingere, pe unitatea de lungime, dintre componentele marginale ale dislocațiilor parțiale, forța de atracție, pe unitatea de lungime, dintre componentelor elicoidale ale dislocațiilor marginale și energia însăși a defectelor de împachetare:

$$\gamma_{SF} + Gb_s^2/(2\pi d) = Gb_e^2/[2\pi d(1-\nu)], \quad (4.1)$$

în care:

$b_e = a \cos 30^\circ / \sqrt{6}$ – componenta marginală

$b_s = a \sin 30^\circ / \sqrt{6}$ – componenta elicoidală

G = modulul de forfecare

ν = coeficientul lui Poisson

Din relația de mai sus se obține expresia distanței dintre dislocațiile parțiale:

$$d = Ga^2 / (48\pi\gamma_{SF}) \times (2 + \nu) / (1 - \nu) \quad (4.2)$$

Se observă că distanța dintre dislocațiile parțiale Shockley, d , este invers proporțională cu energia defectelor de împachetare γ_{SF} .

Pentru aplicații la temperaturi ridicate, valoarea energiei defectelor de împachetare este foarte importantă. Dacă se doresc *valori ridicate ale proprietăților la temperaturi înalte* distanța dintre dislocații trebuie să fie mare iar *energia defectelor de împachetare-mică*. Fig.4.28 prezintă variația vitezei normalizate de fluaj în funcție de energia defectelor de împachetare.

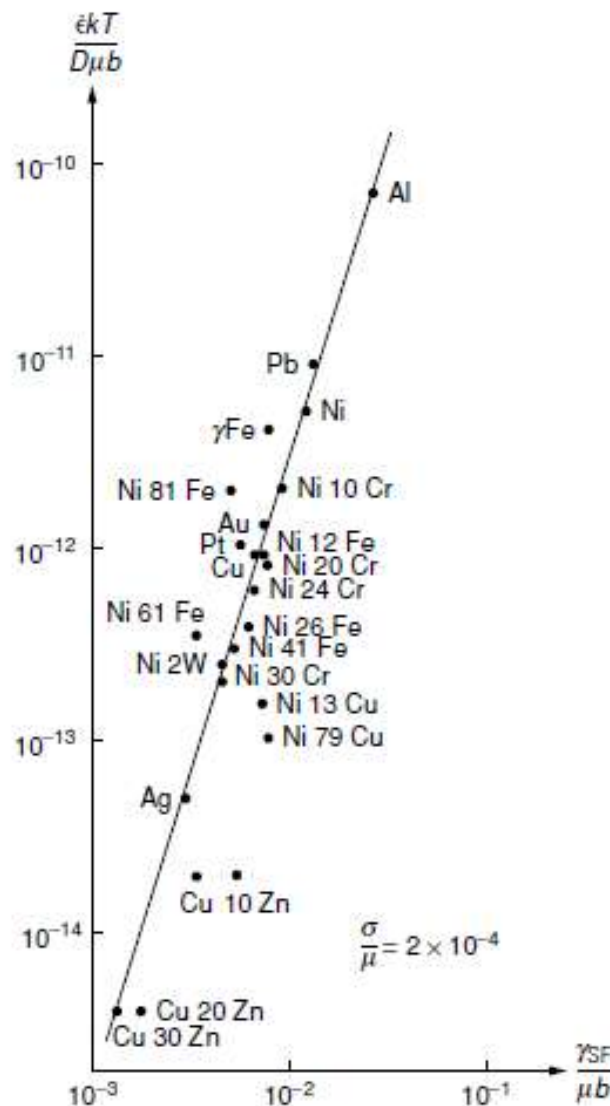


Fig.4.28 Dependența vitezei normalizate de fluaj de energia defectelor de împachetare

Elementele de aliere re-duc γ_{SF} , ca în Fig.4.29.

Fig.4.30 redă o serie de micrografii HTREM ilustrând formarea defectelor de împachetare cfc-hc-cfc.

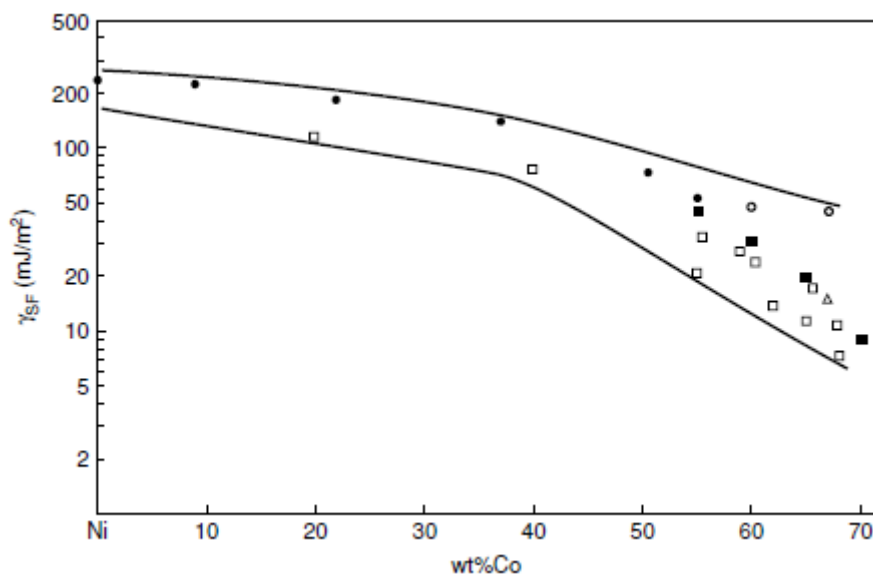


Fig.4.29 Variația energiei defectelor de împachetare cu compoziția la o serie de superaliaje Ni-Co

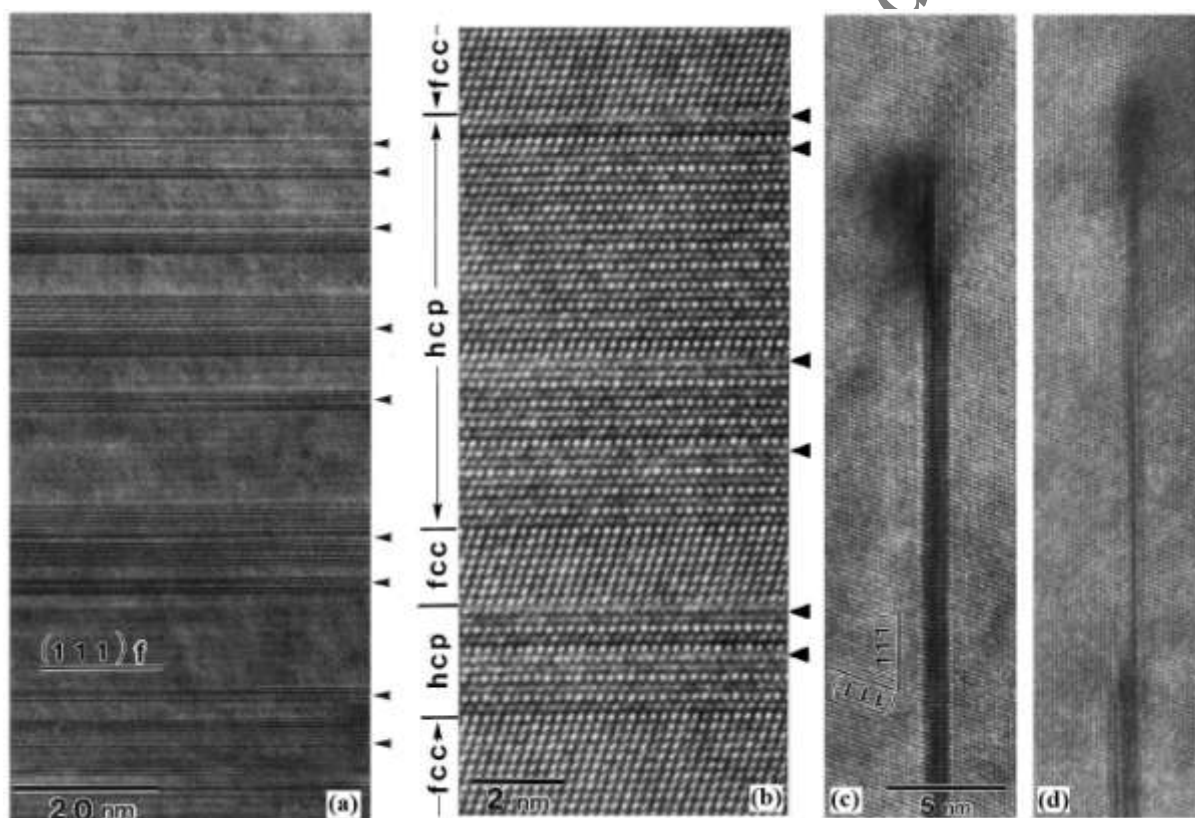


Fig.4.30 Micrografii HTEM ale transformării fcc-hc: (a) apariția defectelor hc pe grosimi de cca. 0,4 nm, după alungirea cu 4%; (b) identificarea defectelor de împachetare în hc; (c) formarea primelor plăci de martensită hp, în matricea fcc, pe doar aprox. 6 planuri atomice compacte; (d) vârful plăcii hc are o grosime de doar 2 planuri atomice compacte

C. Vacanțele (defecte punctiforme) apar în superaliajele de bază de nichel ca urmare a ruperii legăturilor interatomice din cauza valorii ridicate a entropiei de configurație. Prezența vacanțelor poate fi evidențiată prin *difractometrie* combinată cu *dilatometrie*, care permit determinarea constantei de rețea și respectiv a coeficientului de dilatare termică. Acest efect se datorează faptului că, de fiecare dată când se formează câte o vacanță, apare câte un atom

nou. **Fig.4.31** arată o întâziere a variației parametrului rețelei cristaline, la creșterea temperaturii, față de dilatarea termică.

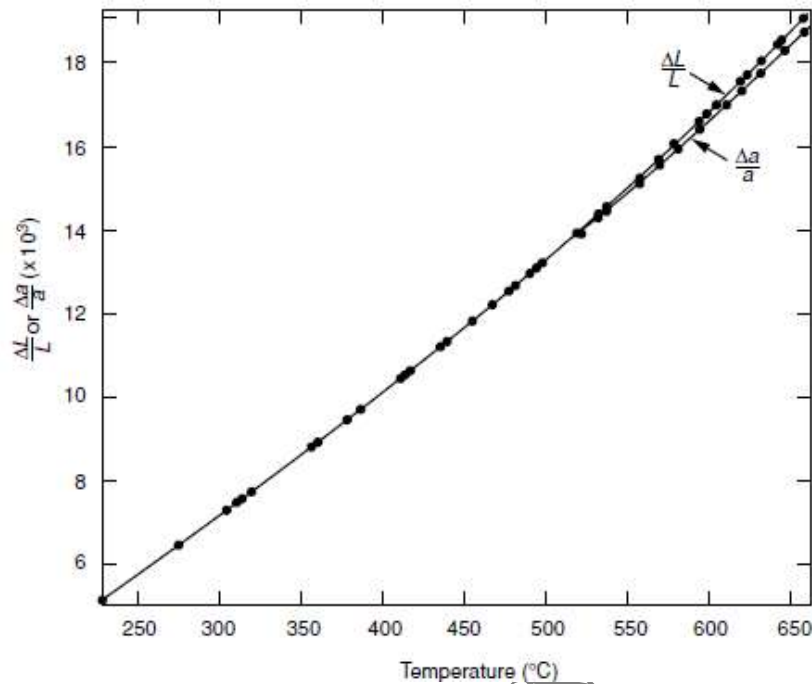


Fig.4.31 Întârzierea variației parametrului de rețea $\Delta a/a$, la creșterea temperaturii, față de dilatarea termică, $\Delta L/L$.

Această întâziere este datorată vacanțelor.

Vacanțele contribuie la următoarele fenomene dependente de curgerea difuzională:

1. fluajul;
2. creșterea grăunților de γ'
3. oxidarea

Analizând cuplurile de difuzie Ni/ aliaje binare de Ni cu metale de tranziție din liniile 4d și 5d, ilustrate în Fig.3.3(b), se constată în **Fig.4.32** că elementele din mijlocul liniilor au coeficienți de difuzie mai mici decât restul elementelor.

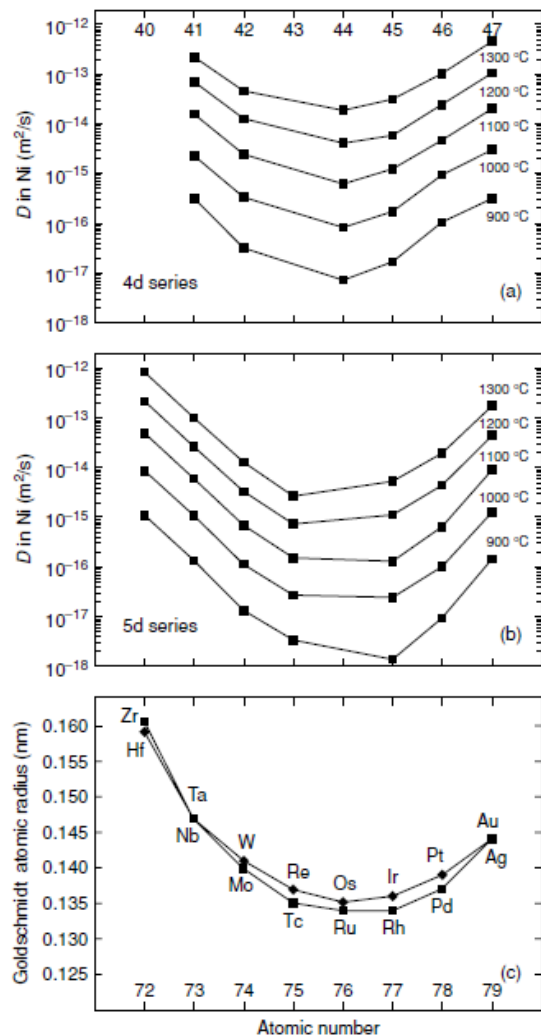
Acest rezultat dovedește că difuzia se produce mai lent în rețeaua solventului (Ni) atunci când solvitului (metalul de tranziție respectiv) este mai dens (are raza atomică mai mică).

5.2.2 Defecte în faza γ'

A. Defecte planare (limitele domeniilor de antifază)

După cum arată **Fig.4.33**, o limita de antifază se formează prin deplasarea una față de alta a două regiuni cristaline ordonate.

Fig.4.32 Efectele numărului atomic asupra difuziei în cuplurile de difuzie Ni/Ni-X: (a) coeficienți de difuzie în cazul metalelor 4d; (b) coeficienți de difuzie în cazul metalelor 5d; (c) variația razei metalice



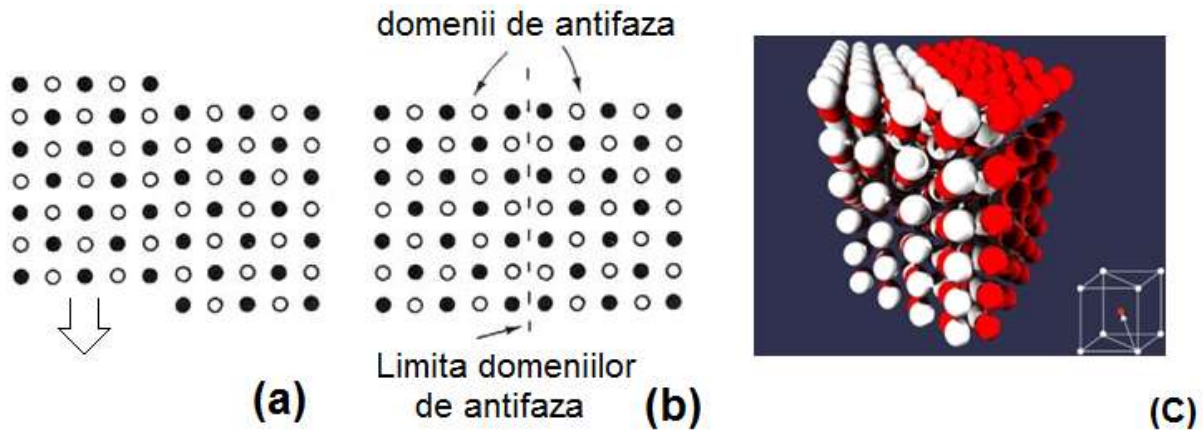


Fig.4.33 Domenii de antifază: (a) rețea cristalină ordonată bidimensională; (b) crearea unei limite de antifază prin deplasarea unei regiuni; (c) apariția unei limite de antifază într-o rețea cristalină ordonată, tridimensională

Pe limita de antifază se formează ”legături interzise” între atomi de același tip. În 3D, o limită de antifază se obține prin deplasarea unei anumite regiuni din cristalul ordonat cu vectorul $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$. Dacă cele două tipuri de atomi nu au aspecte diferite, un cristal cu limită de antifază arată ca un cristal perfect.

Dacă se consideră două cristale perfecte de fază γ' deplasate cu $a/2(101)$, domeniul de antifază (**anti-phase boundary=APB**) este interfața care separă cele două rețele cristaline perfecte.

În vecinătatea APB, numărul de legături interatomice Ni-Al este mult redus din cauza formării ”legăturilor ”interzise” Ni-Ni și Al-Al, care se apar în această zonă. Fig.4.34 arată APB de diverse sisteme de alunecare.

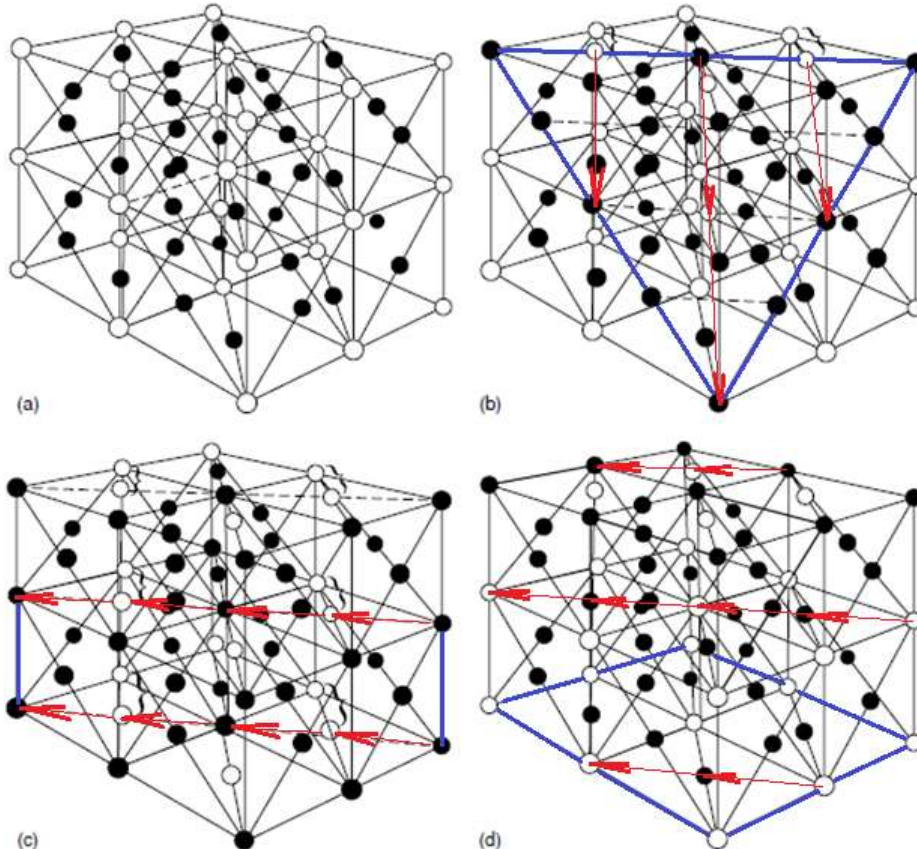


Fig.4.34 Structura rețelei L_{12} perfecte și a limitelor de antifază (APB) produse de pe diferite plane în faza γ' : (a) L_{12} ; (b) APB $(111)[110]$; (c) $(110)[110]$; (d) $(001)[110]$

Alte defecte planare din faza γ' sunt:

- *defectele de împachetare intrinseci de superrețea*, (SISF=superlattice intrinsic stacking fault) formate prin forfecarea cu $a/3\langle -211 \rangle$ a stratului atomic de sus, în **Fig.4.35(c)**;
- *defecte complexe de împachetare*, (CSF=complex stacking fault) formate prin forfecarea cu $a/6\langle -1-12 \rangle$ a stratului atomic de sus, în **Fig.4.35(d)**;

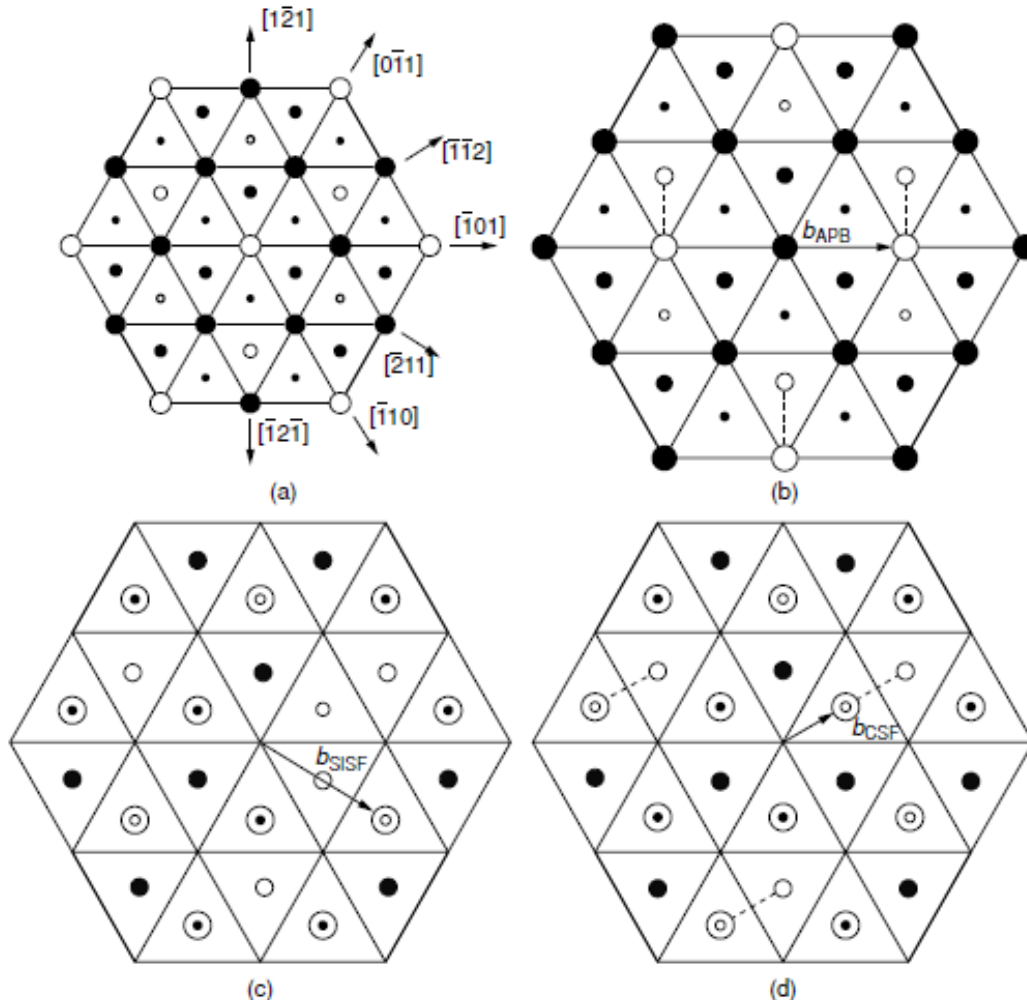


Fig.4.35 Diferite defecte posibile în faza γ' formate prin forfecarea planelor $\{111\}$: (a) 3 plane $\{111\}$ succesive de sus în jos (cercuri mari, medii și mici); (b) formarea unei limite ABP după forfecarea stratului de sus cu $a/2\langle -101 \rangle$; (c) formarea unui defect de împachetare intrinsec de superrețea (SISF) după forfecarea stratului de sus cu $a/3\langle -211 \rangle$; ; (d) formarea unui defect complex de împachetare (CSF) prin forfecarea cu $a/6\langle -1-12 \rangle$

B. Defectele liniare (dislocațiile) sunt mai lungi decât dislocațiile din faza γ , ca urmare a ordonării atomice. O serie de reacții de disociere a dislocațiilor sunt prezentate în **Fig.4.36**.

Se observă că atât formarea unei limite de antifază (APB) cât și a unui defect de împachetare intrinsec de superrețea (SISF) este însoțită de formarea a câte 2 dislocații.

C. Defectele punctiforme

Din cauza intervalului de stabilitate relativ îngust (23-27%Al) al fazei γ' , deviația de la relația stoechiometrică Ni_3Al este foarte mică. Aceste deviații sunt însoțite de formarea defectelor punctiforme:

1. *defectele de anti-locăție* (anti-site), apar când atomii de Al ocupă locurile celor de Ni sau vice-versa;
2. *vacanțe constituționale* care apar atunci când lipsesc atomi de Ni sau de Al.

Din cauza defectelor de anti-locație s-a constatat că formula stoechiometrică a fazei γ' trebuie scrisă sub forma $Ni_{3+x}Al_{1-x}$

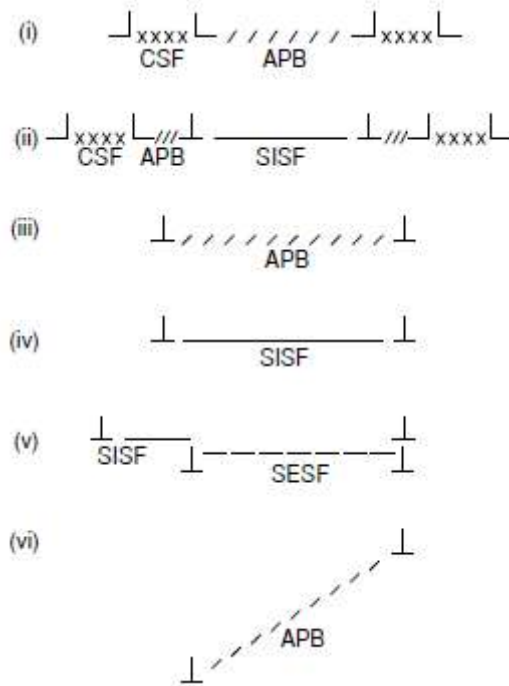


Fig.4.36 Reacții posibile de disociere a dislocațiilor din faza γ'

Din cauza defectelor de antilocație, densitatea și parametrul de rețea variază monoton atunci când concentrația de aluminiu variază în jurul valorii stoechiometrice, conform Fig.4.37.

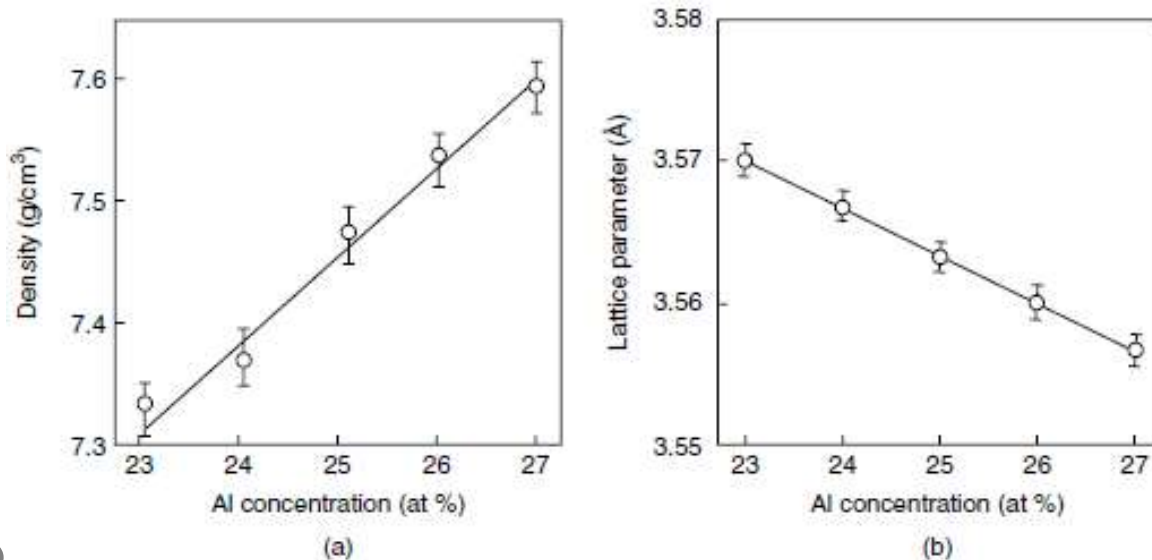


Fig.4.37 Influența defectelor de antilocație asupra variației unor proprietăți odată cu concentrația de Al, în jurul valorii stoechiometrice de 25 %at. Al: (a) densității; (b) asupra parametrului de rețea

La monocristalele de $Ni_3(Al,Ta)$ s-a măsurat variația frecării interne (IF=internal friction) la care contribuie și deplasarea defectelor punctiforme, dintr-o locație într-alta. Frecarea internă prezintă un maxim la frecvențe din intervalul 0,03-3 Kz. Valoarea maximului variază odată cu temperatura cum, de altfel, se întâmplă și cu coeficientul de difuziune, conform Fig.4.38.

Energia de activare, în jur de 3 eV, este mult mai mare decât valoarea necesară formării unei vacanțe constituționale dar rezonabilă dacă se consideră suma dintre energiile de activare

pentru formarea vacanței și migrația defectului de antilocație.

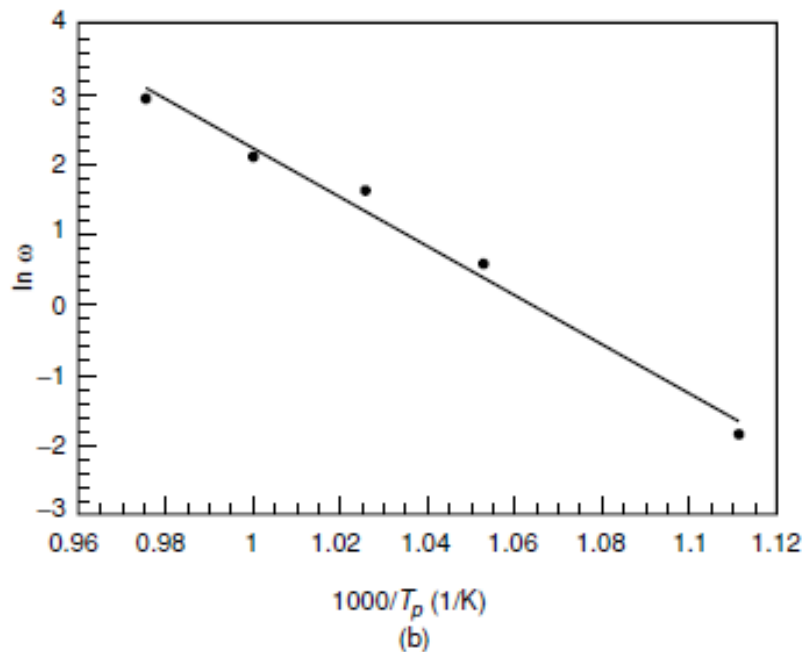
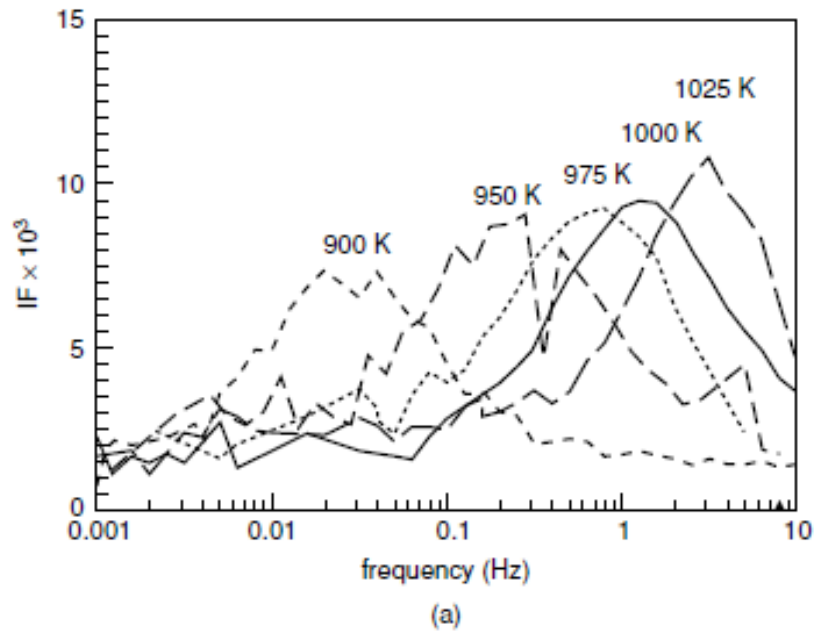


Fig.4.38 Efecte mecanice ale defectelor de antilocație: (a) frecarea internă; (b) curba Arrhenius de variație a coeficientului de difuzie cu temperatura

4.3 Efecte durificatoare în superaliajele pe bază de nichel

Proprietățile mecanice ale superaliajelor de bază de nichel depind puternic de microstructură care, la rândul ei, este controlată prin compoziția chimică și condițiile de prelucrare.

4.3.1 Durificarea prin particule de fază γ'

Fig.4.39 arată că prin TEM s-au observat dislocațiile de alunecare obișnuite, care se deplasează prin faza γ și nu pot traversa precipitatele de γ' **decât în perechi**: prima dislocație crează o limită de antifază iar cea de-a doua anulează această limită. Pentru forfecarea particulelor de γ' trebuie depășită bariera energetică γ_{APB} reprezentată de energia limitei de antifază care atinge valori ridicate când se produce *durificarea prin ordonare*.

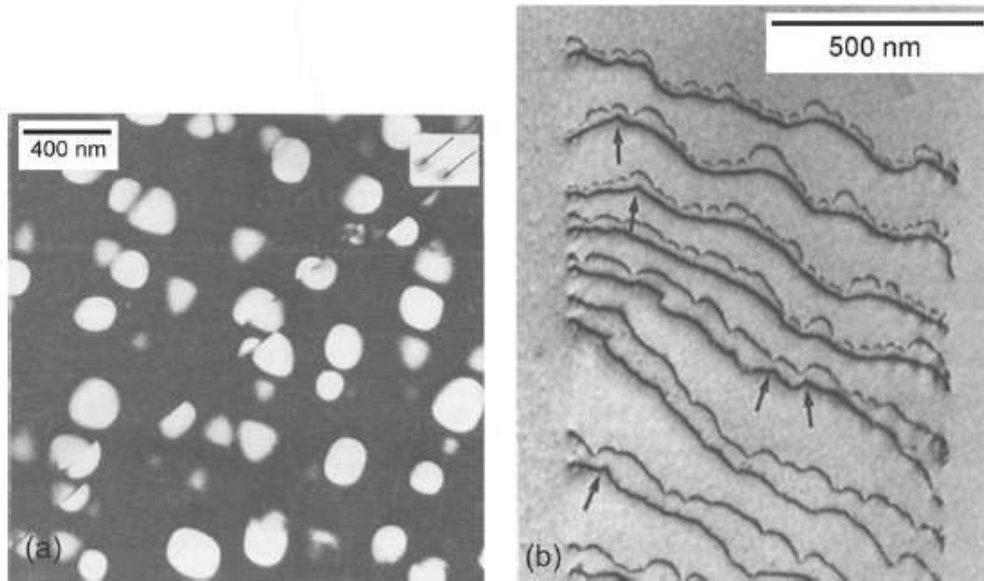


Fig.4.39 Micrografie TEM prezentând migrarea dislocațiilor în perechi printr-o structură bifazică γ/γ' : (a) micrografie în câmp întunecat a particulelor de fază γ' , forfecate, din superaliajul Nimonic 105; (b) pereche de dislocații în Nimonic PE16, deformat

În funcție de distanța dintre ele, cele două dislocații care produc forfecarea particulelor de fază γ' pot fi slab sau puternic cuplate, după cum s-a ilustrat în Fig.4.40.

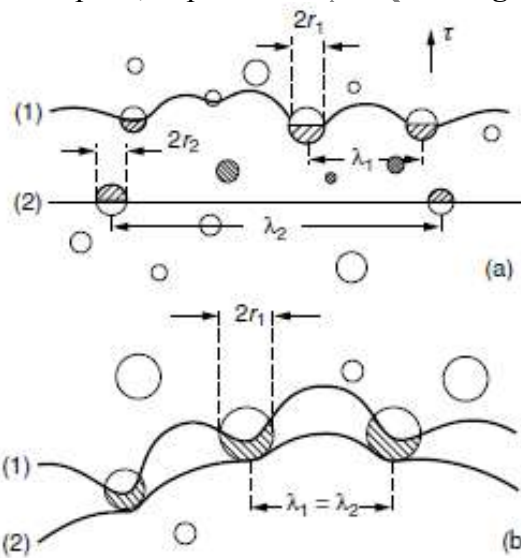


Fig.4.40 Caracterul cuplajului dintre perechea de dislocații care foarfecă particulele de γ' : (a) cuplaj slab; (b) cuplaj puternic

A. Dislocațiile cuplate slab sunt plasate la o *distanță mare în comparație cu diametrul particulelor de fază γ'* și din acest motiv, în timpul deplasării, apar particule între cele 2 dislocații. La forfecarea particulei de fază γ' apar forțe de:

- forfecare propriu-zisă sub acțiunea solicitării aplicate;
- respingere elastică, deoarece dislocațiile sunt de același sens;
- de fixare, ca efect al energiei limitelor de antifază

În aceste condiții pentru tensiune sa critică de forfecare s-a obținut expresia:

$$\tau_c \approx \gamma_{APB} [2r_1/\lambda_1 - 2r_2/\lambda_2] \quad (5.3)$$

în care: γ_{APB} -energia limitei de antifază; $r_{1,2}$ -razele particulelor de pe straturile atomice succesive 1 și 2; $\lambda_{1,2}$ -distanțele dintre particulele care intersectează cele 2 dislocații.

Deci tensiunea critică de forfecare a particulelor de fază γ' de către o pereche de dislocații cuplate slab depinde de dimensiunile particulelor și de distanța dintre acestea.

S-a constatat că, pentru a iniția forfecarea, prima dislocație se curbează atunci când învinge forțele de blocare induse de particule iar cea de-a doua dislocație rămâne dreaptă, ca în Fig.4.41.

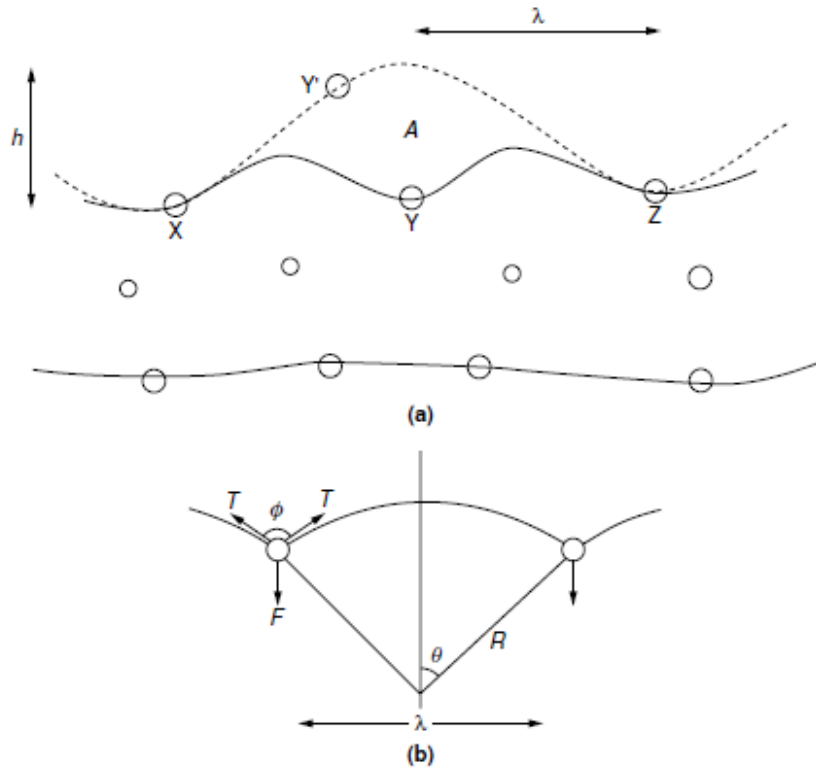


Fig.4.41 Forfecarea particulelor de fază γ' de către dislocațiile cuplate slab: (a) desprinderea dislocației conducătoare din punctul de blocare Y și deplasarea în Y' necesită deplasarea peste aria A; (b) echilibrul de forțe între tensiunea dislocației și forța de blocare produsă de durificarea prin ordonare

Prima dislocație este blocată în punctele X, Y și Z. După desprindere, și forfecarea particulei din Y, dislocația este din nou blocată în punctul Y' după ce a „măturat” aria A, de pe planul de alunecare. Considerând că noua curbare are raza R și unghiul la centru θ , atunci la echilibru tensiunea din dislocație (T) este egală cu forța de blocare (F):

$$2T\cos(\Phi/2)=F \quad (4.4)$$

unde $\Phi/2=\pi/2-\theta$.

Dacă, în relația (4.3) se consideră că cea de-a doua dislocație este liniară, atunci $2r_2/\lambda_2 \approx f$ (fracțiunea volumului de precipitat). Pentru particule de precipitat mari, **tensiunea critică de forfecare τ_c este proporțională cu \sqrt{fr}** . Așadar durificarea prin ordonare va fi cu atât mai intensă cu cât particulele de precipitat vor fi mai mari și vor ocupa o fracțiune de volum mai mare. Rezultatele experimentale, obținute pe monocristale de Ni-Al testate la comprimare la temperatura camerei, după ce au fost îmbătrânite, au arătat că proporționalitatea dintre τ_c și \sqrt{fr} este valabilă doar la fracțiuni mici de precipitat, conform Fig.4.42.

La fracțiuni mari distanța dintre dislocații trebuie să scadă și astfel acestea devin **puternic cuplate**.

B. Dislocațiile puternic cuplate sunt plasate la distanțe comparabile cu intervalele dintre particule (din cauză că particulele de fază γ' au crescut foarte mult ca, de exemplu, după supraîmbătrânire). Din acest motiv, particulele cuprind perechi de dislocații cuplate puternic, ca în Fig.4.40(b). În acest caz, reacția particulei depinde de forța de respingere elastică care condiționează pătrunderea celei de-a doua dislocații în particulă.

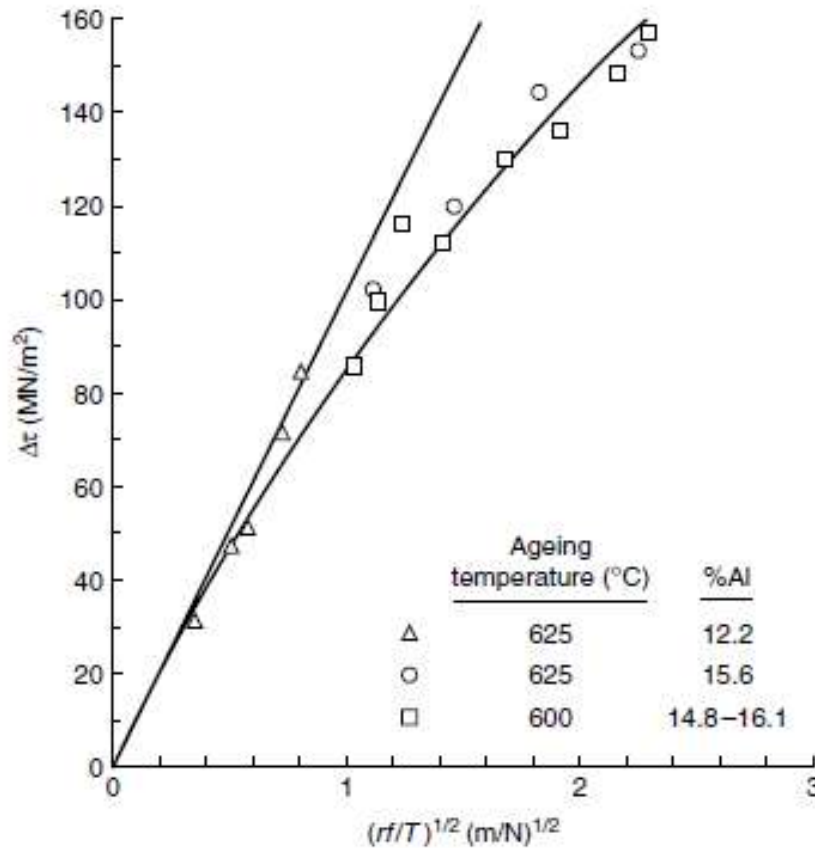


Fig.4.42 Dependența gradului de durificare prin ordonare ($\Delta\tau$), produsă în urma îmbătrânirii monocristalelor de Ni-Al încercate la compresiune la temperatura camerei, de produsul dintre fracțiunea de precipitat (f) și raza particulelor (r) împărțit la tenșiunea în dislocație (T)

Considerând x distanța de penetrare a dislocației în particula de rază r , Fig.4.43, atunci: $l\{x\} = 2\sqrt{r^2 - (r-x)^2} = 2\sqrt{2rx - x^2}$.

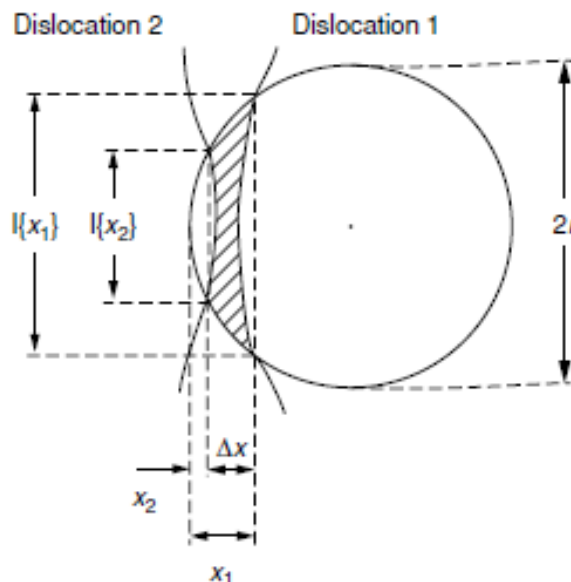


Fig.4.43 Interacțiunea dintre o pereche de dislocații cuplate puternic și o particulă mare, sferică de fază γ' . Zonă hașurată este limita de antifază

Tensiunea de forfecare critică se obține când cea de-a doua dislocație încearcă să penetreze particula iar prima dislocație a ajuns la distanța x_m , ca în Fig.4.44.

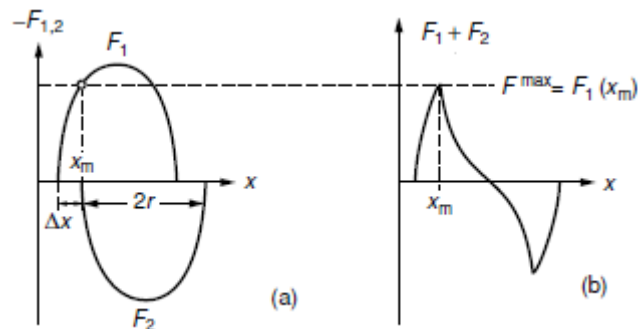


Fig.4.44 Variații forță-distanță ale dislocațiilor cuplate puternic care foarfecă a particulă de fază γ' : (a) forțele de blocare ce acționează pe cele 2 dislocații; (b) forța totală ce acționează asupra perechii de dislocații

S-a constatat că **tensiunea critică de forfecare τ_c este proporțională cu $1/\sqrt{r}$** deci durificarea nu se mai produce dacă particulele de fază γ' sunt prea mari.

Așadar, tensiunea critică de forfecare a particulelor de fază γ' este proporțională cu:

- \sqrt{r} în cazul forfecării produse de **dislocațiile cuplate slab**, care apar atunci când particulele au dimensiuni reduse;
- $1/\sqrt{r}$ în cazul **dislocațiilor cuplate puternic**, când particulele au dimensiuni mari

Durificarea optimă, prin precipitarea fazei γ' în superaliajele pe bază de nichel, **se produce atunci când dimensiunile particulelor fac tranziția** între cuplajul slab și cel puternic al dislocațiilor. Raza optimă a particulelor este:

- ❖ 26-30 nm la PE16
- ❖ 55-85 nm la Nimonic 105

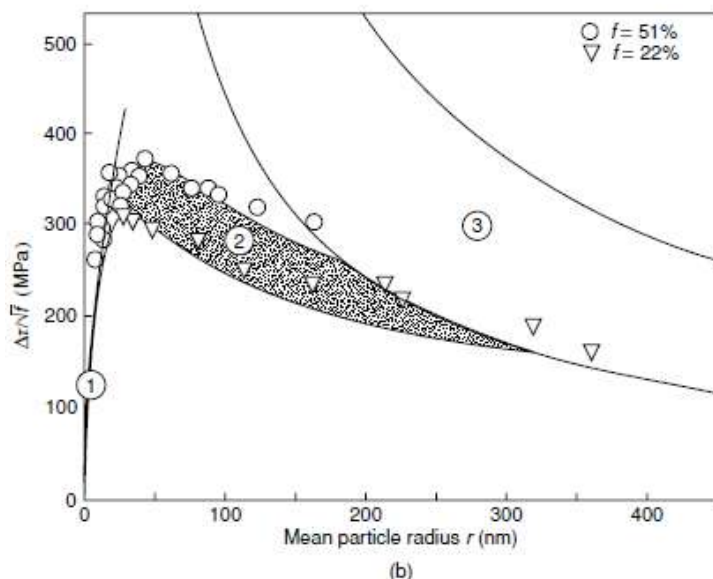
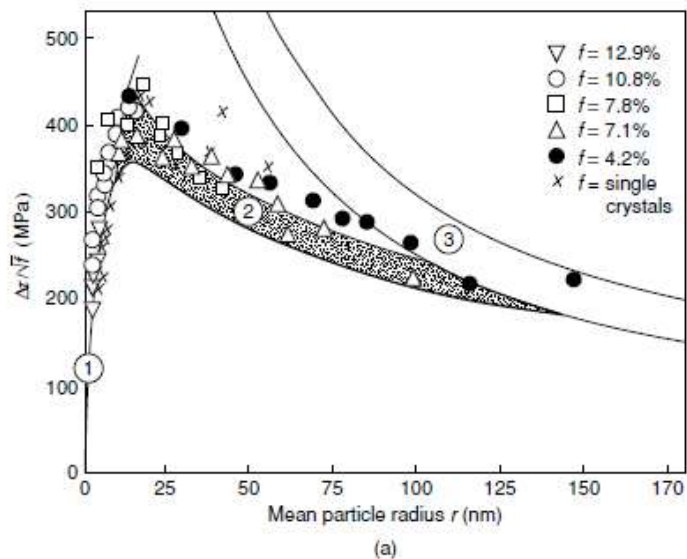
Conform Fig.4.45, durificarea se realizează prin:

- perechi de dislocații cuplate slab (1);
- perechi de dislocații cuplate puternic (2);
- multiplicarea dislocațiilor (3), mecanism Orowan

4.3.2 Dependența durificării de temperatură la superaliajele pe bază de nichel

La superaliajele pe bază de nichel rezistența la curgere nu scade puternic la creșterea temperaturii,

Fig.4.45 Variațiile tensiunii critice de forfecare împărțită la rădăcina pătrată a fracțiunii de volum ocupată de particule în funcție de raza medie a particulei, la două superaliaje pe bază de nichel: (a) Nimonic PE16; (b) Nimonic 105



ca în cazul majorității aliajelor. Ba mai mult chiar, în unele cazuri se constată o creștere ușoară până la cca. 800°C . Fig.4.46 arată că la o serie de superaliaje pe bază de nichel rezistența la curgere atinge un maxim mai mare de 1000 MPa.

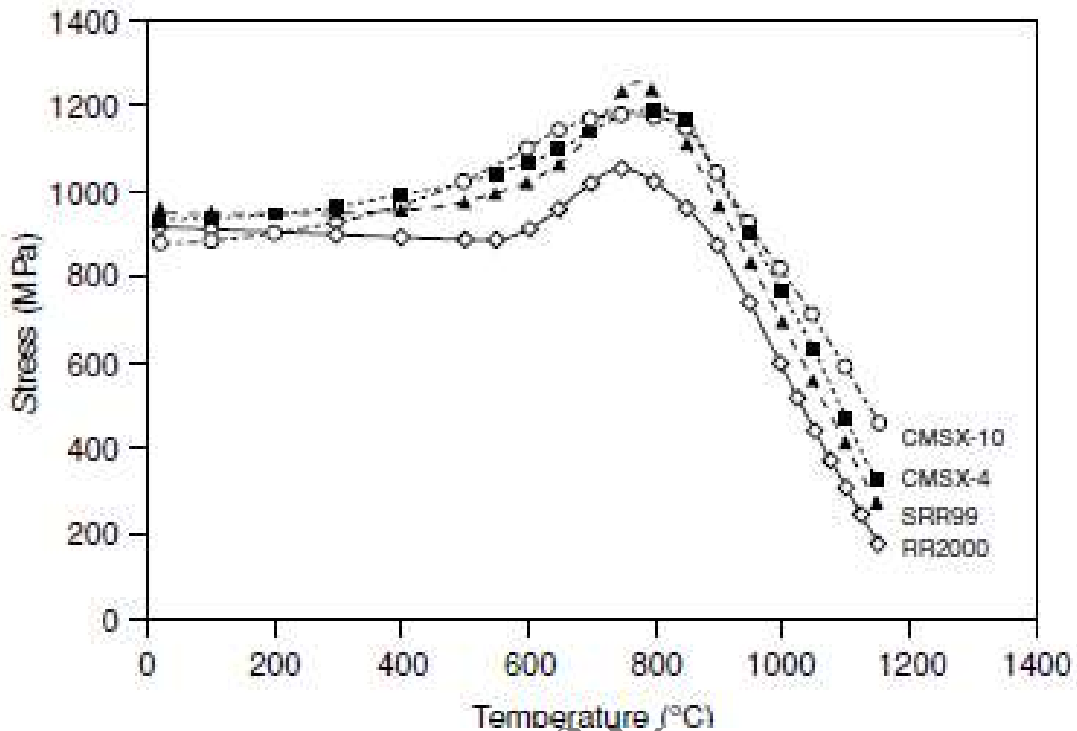


Fig.4.46 Variația tensiunii de curgere cu temperatura la câteva superaliaje monocristaline

Această valoare este de aprox. 50 de ori mai mare decât cea obținută la *Ni pur*, ceea ce confirmă intervenția unui efect substanțial de durificare metalurgică. Peste 800°C rezistența la curgere scade rapid.

Variația rezistenței la curgere cu compoziția și temperatura, în cazul aliajelor Ni-Al binare este ilustrată în Fig.4.47.

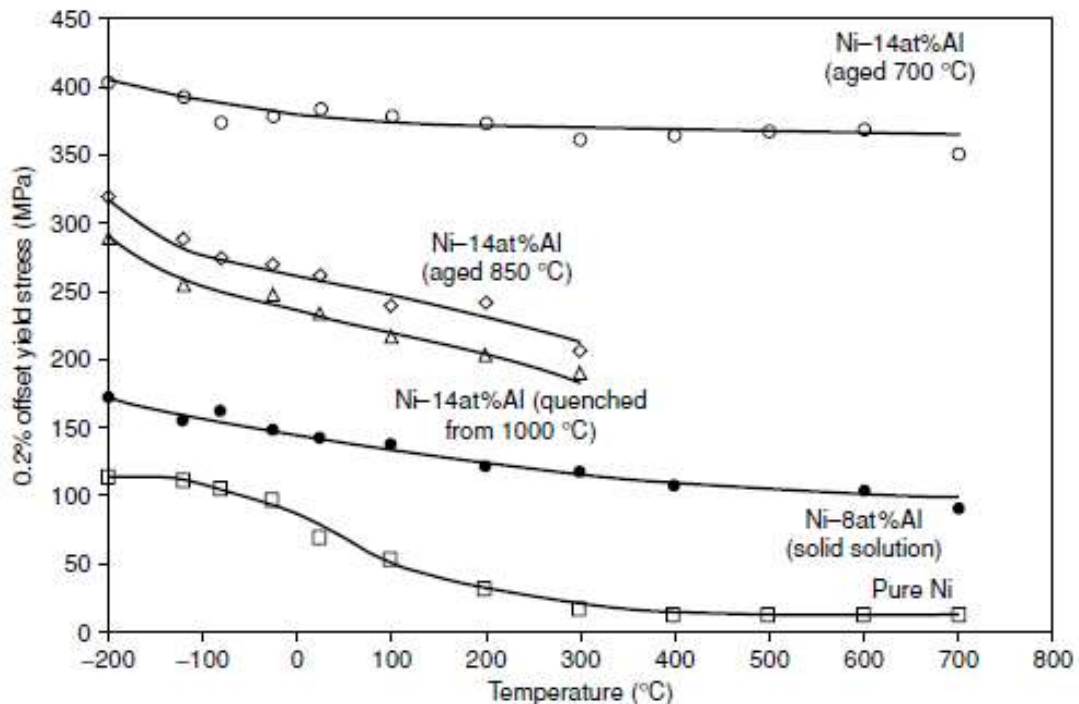


Fig.4.47 Variația cu temperatura și compoziția chimică a rezistenței de curgere a aliajelor Ni-Al

Din analiza Fig.4.47, se constată că:

- Ni-8 %Al este insuficient aliat pentru a favoriza precipitarea fazei γ' și de aceea prezintă doar durificare prin alierea fazei γ , la rezistențe de curgere între 50 și 100 MPa;
- Ni-14 %Al a prezentat durificare prin dispersie într-o măsură care depinde de **fracțiunea, mărimea și distribuția** particulelor de fază γ' :
 - călirea de la 1000°C a produs doar precipitate foarte fine de γ' , greu de observat chiar și cu TEM;
 - îmbătrânirea la 850°C a dus la precipitarea unor particule de γ' distanțate la 200-250 nm, ceea ce a favorizat durificarea prin **multiplicarea** dislocațiilor;
 - îmbătrânirea la 700°C a dus la precipitarea unor particule de γ' distanțate la 40-60 nm, ceea ce a favorizat durificarea prin **forfecarea** dislocațiilor, însoțită de o variație aproape constantă a limitei de curgere cu temperatura.

Atunci când s-au analizat variația cu temperatura a limitei de curgere la monocristalele de superaliaj MAR-M200, care conține cca. 60 % fază γ' și la monocristalele de Ni₃Al, care conțin 100 % fază γ' , s-a constatat că aliajul monofazic prezintă o creștere clară a rezistenței de curgere cu temperatura, de la temperatura ambiantă până la cca. 800°C, conform Fig.4.48.

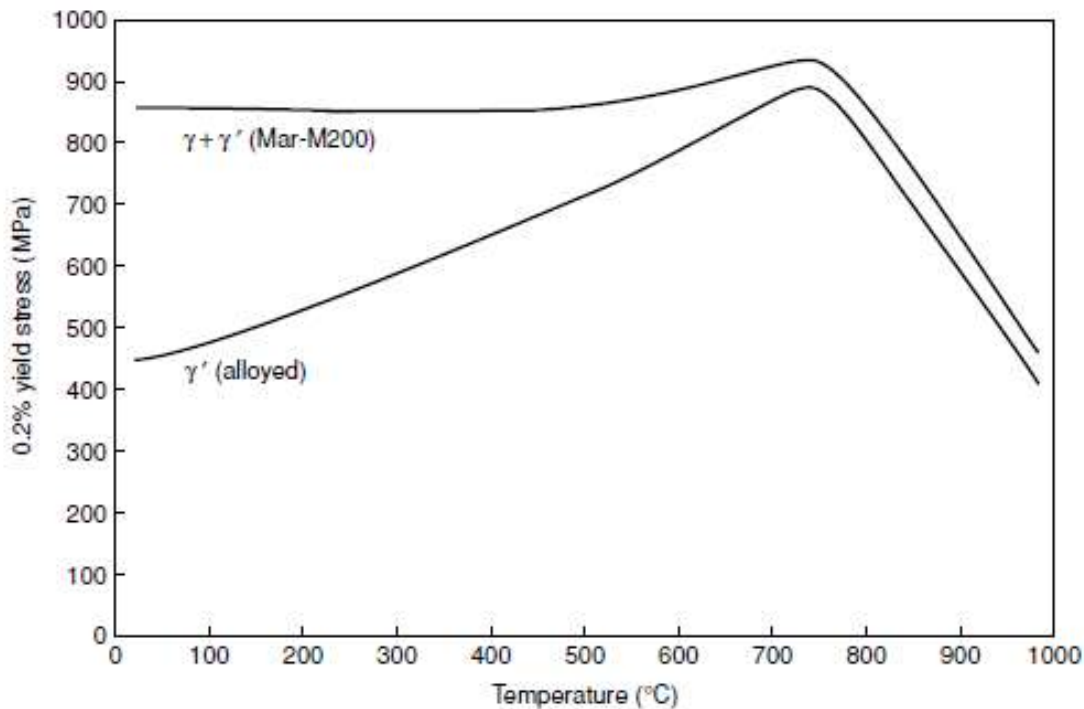


Fig.4.48 Variația rezistenței la curgere cu temperatura la monocristalele de superaliaj MAR-M200 și la un aliaj Ni₃Al monofazic

Analizând variația rezistenței la curgere cu temperatura, la o serie de superaliaje care conțin fracțiuni diferite de fază γ' , s-a constatat că aliajul care conținea 100 % fază γ' a prezentat **cea mai clară tendință de creștere a limitei de curgere cu temperatura**, de la temperatura ambiantă până la cca. 800°C. În plus, valoarea maximă a limitei de curgere atinsă la 800°C se supune regulii amestecurilor, reflectând proporția cantităților de faze γ'/γ , pentru 80 și 60 % γ' , ca în Fig.4.49. Însă la temperaturi scăzute această regulă nu este valabilă.

4.3.3 Efecte anormale de curgere la superaliajele pe bază de nichel durificate prin precipitarea de fază γ'

S-a constatat că la creșterea temperaturii în superaliajele pe bază de nichel se produce alunecarea încrucișată (**cățărare**) a dislocațiilor care forfecă faza γ' .

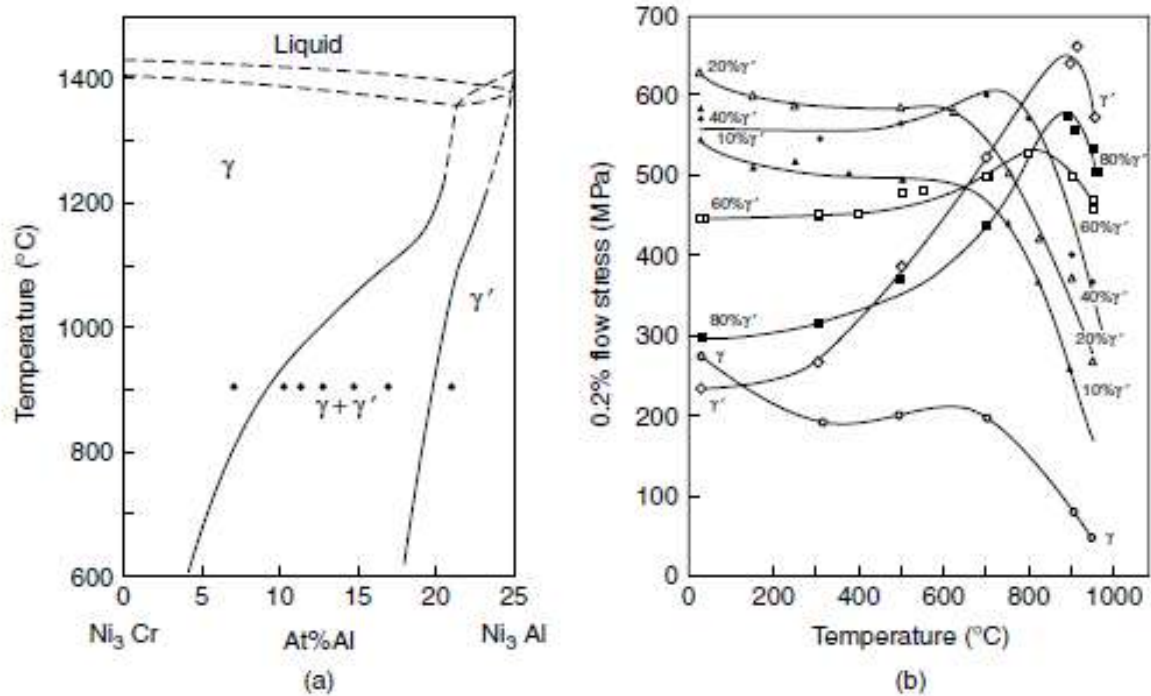


Fig.4.49 Influența fazei γ' asupra rezistenței la curgere: (a) secțiunea prin diagrama ternară de fază Ni-Cr-Al, la 75 %Ni, ilustrând superaliajele situate pe o linie care leagă Ni_3Al și Ni-25%Al; (b) variația rezistenței la curgere cu temperatura pentru aliajele nominalizate

Dislocațiile migrează de pe planul octaedric $\{111\}$ pe planul cubic $\{001\}$. Experimentele au arătat că tensiunea critică de alunecare este *mai mare la tracțiune decât la compresiune*, în Fig.4.50, pentru orientări apropiate de (001) .

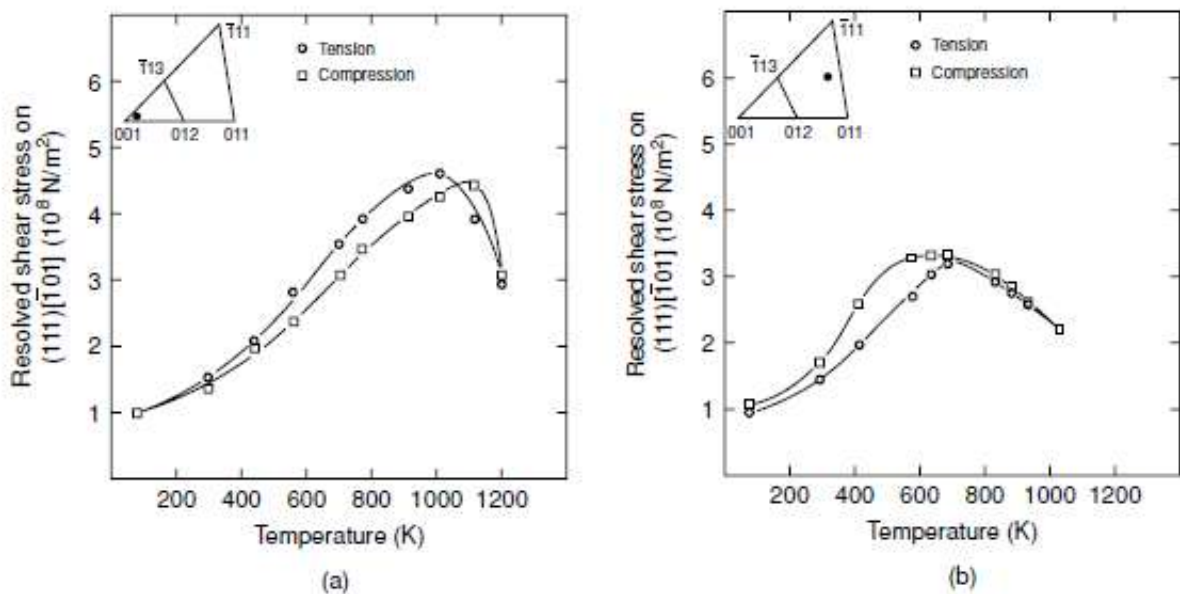


Fig.4.50 Variația tensiunii critice de alunecare cu temperatura, pentru alunecarea $[-101]\{111\}$ la monocristalele de $Ni_3(Al,Nb)$ având două orientări, testate la tracțiune și compresiune

Atât creșterea limitei de curgere cu temperatura cât și obținerea unor valori mai mici la compresiune decât la întindere sunt efecte anormale de curgere.

Pentru explicarea acestor efecte a fost enunțat **mecanismul Kear-Wilsdorf**, de *blocare* și de *cățărare prin disociere* a superdislocațiilor elicoidale (superparțiale), de pe planele octaedrice pe cele cubice.

Mecanismul KW ia în considerație **activarea complexă**,

- prin încălzire (**termică**) și
- prin deformare plastică (**mecanică**) prin intermediul:
 - ❖ macroîngenunchierilor (macrokink=MK),
 - ❖ a salturilor complexe (complex jogs=CJ)

și cu formarea unor segmente blocate Kear-Wiltsdorf complete sau incomplete (KW, respectiv IKW), cu contribuția limitelor de antifază (APB) între cele 2 dislocații ce foarfecă particula de faza γ' .

După deformarea plastică, superdislocațiile disociază complet pe planul cubic (010) însă în planul octaedric se păstrează **segmente blocate incomplete, IKW** pe care se găsește o porțiune a limitei de antifază. Segmentele blocate incomplete, **IKW sunt mecanic instabile** și se formează mai ales după deformația la temperaturi scăzute.

Prin TEM a fost confirmată blocarea dinamică a dislocațiilor elicoidale prin cățărare. Surprinzător, superdislocațiile nu se curbează ci rămân drepte.

Blocarea superdislocațiilor se produce pe lungimi semnificative care rămân aproape liniare. În timpul disocierii superdislocațiilor pe planele octaedrice, viteza lor este foarte ridicată însă mișcarea este întreruptă, după cum s-a ilustrat în **Fig.4.51**.

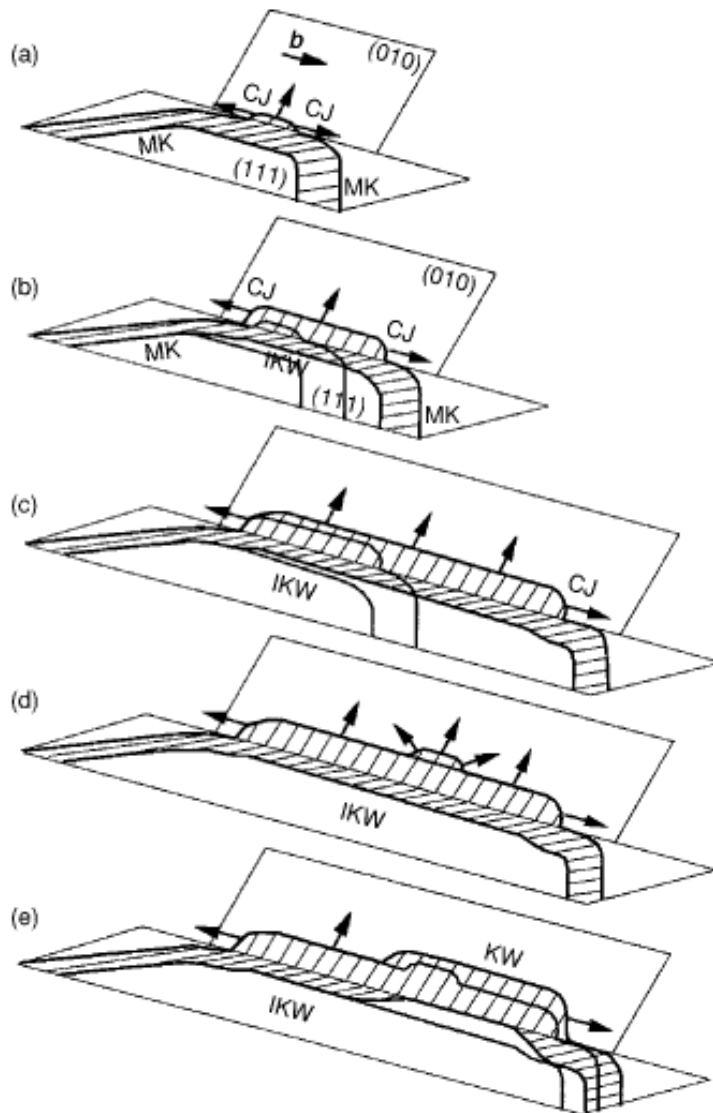


Fig.4.51 Pași în transformarea unei superdislocații elicoidale prin cățărare pe un plan cubic, prin intermediul salturilor complexe (CJ), al macroîngenunchierilor (MK) și al segmentelor blocate Kear-Wiltsdorf, complete și incomplete (KW și respectiv IKW)

Pe măsură ce superdislocația conducătoare se cățără **pe planul cubic**, ea se extinde lateral, prin intermediul unor salturi complexe în direcții opuse, ca efect al deplasării laterale a macroîngenunchierilor pe **planul octaedric**.

Macroîngenunchierile pot fi de două tipuri, simple și comutate. După cum arată **Fig.4.52**, MK simplu se formează pe super-dislocația conducătoare ($L=leading$) în timp ce MK comutat se formează pe dislocația condusă ($T=trailed$).

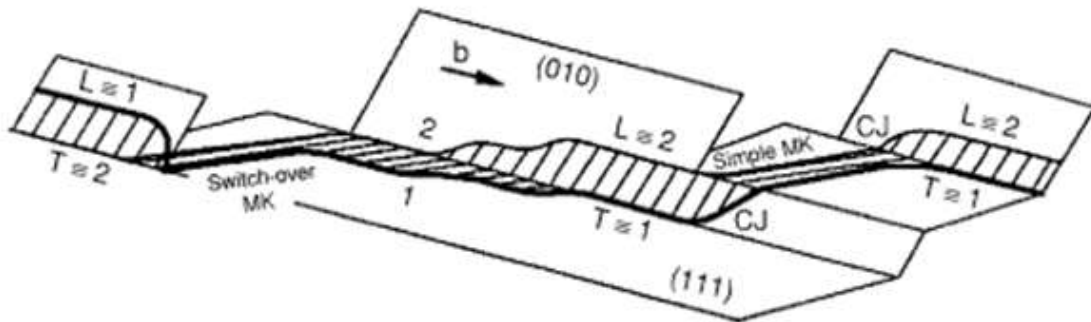


Fig.4.52 Bandă de superdislocații cățarate cu macroîngenunchieri de tip simplu și comutat, după cum se suprapun peste superparțialul conducător sau peste cel condus

Astfel, în urma cățărărilor multiple, apare o „bandă” de superdislocații, care include **segmente blocate** prin mecanismul Kear-Wilford (**KW**) și **macroîngenunchieri simple (SK)**. Micrografia TEM din **Fig.4.53** arată că înălțimea macroîngenunchierilor este de ordinul a zece limite de antifază.

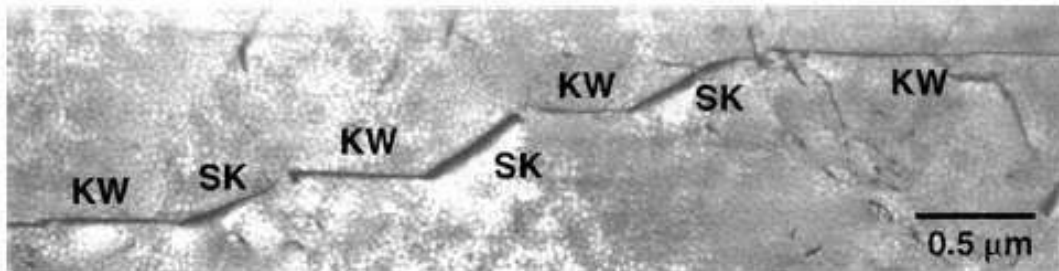


Fig.4.53 Micrografie TEM a unei superdislocații în apărute în urma deformării fazei γ'

S-a observat că H_f are o puternică influență asupra creării defectelor de împachetare complexe, formate prin disocierea superdislocațiilor L și T .

La dezvoltarea unui model al comportării la curgerea macroscopică a fazei γ' s-a ținut cont de influențele pe care le au atât rezistența opusă de obstacole cât și distanța dintre obstacole asupra modului de deplasare a dislocațiilor. Din acest motiv, după cum ilustrează **Fig.4.54**, s-au formulat teorii care încearcă să explice curgerea anormală.

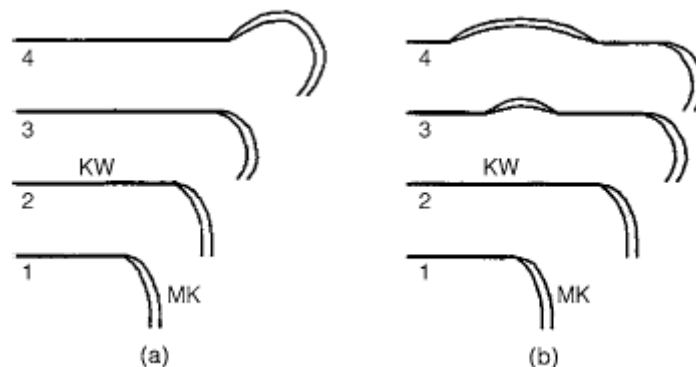


Fig.4.54 Ilustrare schematică a metodelor prin care poate fi depășit un blocaj KW: (a) prin macroîngenunchiere care se extinde; (b) prin formarea unei configurații glisile cu dublă îngenunchiere

Aceste teorii iau în considerație:

- ❑ blocarea-deblocarea dislocațiilor prin intermediul procesului de desprindere, prin care apar dislocații mobile (glisile) la nivelul miezurilor superdislocațiilor ceea ce explică durificarea sub efectele dopării cu Hf, Ta, Ti;
- ❑ depășirea obstacolelor prin propagarea macroîngenunchierilor.

4.4 Comportarea la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel

În practica proiectării curente se consideră că, în condiții date de sarcină și de temperatură, superaliajele pe bază de nichel suferă o anumită valoare a deformării plastice acceptabile. Cu toate acestea, la temperaturi ridicate, deformarea plastică se acumulează în timp, în urma apariției fenomenului de fluaj.

4.4.1 Comportarea la fluaj a nichelului

Durificarea la fluaj a aliajelor policristaline se datorează durificării soluției solide de către atomii de solvit și precipitării fazelor durificatoare cum ar fi γ' . În Fig.4.55 sunt prezentate datele de fluaj ale nichelului pur, supus la sarcini constante, între 147 și 220 MPa, la temperatura de 371°C.

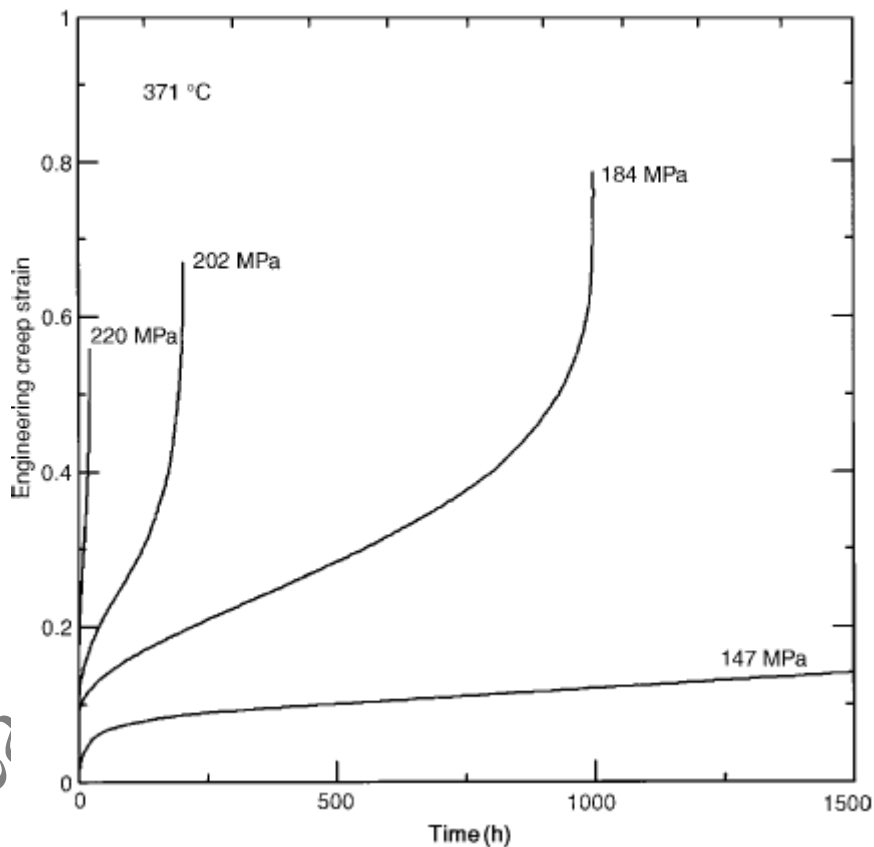


Fig.4.55 Curbe de fluaj ale nichelului pur testat la 371°C

Se remarcă reducerea timpului până la rupere și creșterea deformăției la fluaj odată cu creșterea tensiunii aplicate.

Curbele de fluaj din Fig.4.55 sunt împărțite în 3 stadii:

- fluaj primar, care cuprinde regiunea inițială tranzitorie, cu deformăție rapidă;
- fluaj secundar, care cuprinde regiunea de mijloc, pe care viteza de fluaj este aproximativ constantă;
- fluaj terțiar, care include inițierea ruperii și creșterea vitezei de deformare.

Fig.4.56 prezintă curbele de fluaj ale nichelului dopat cu ThO₂ și ilustrează timpul până la rupere sub o sarcină de 28 MPa, la diverse temperaturi.

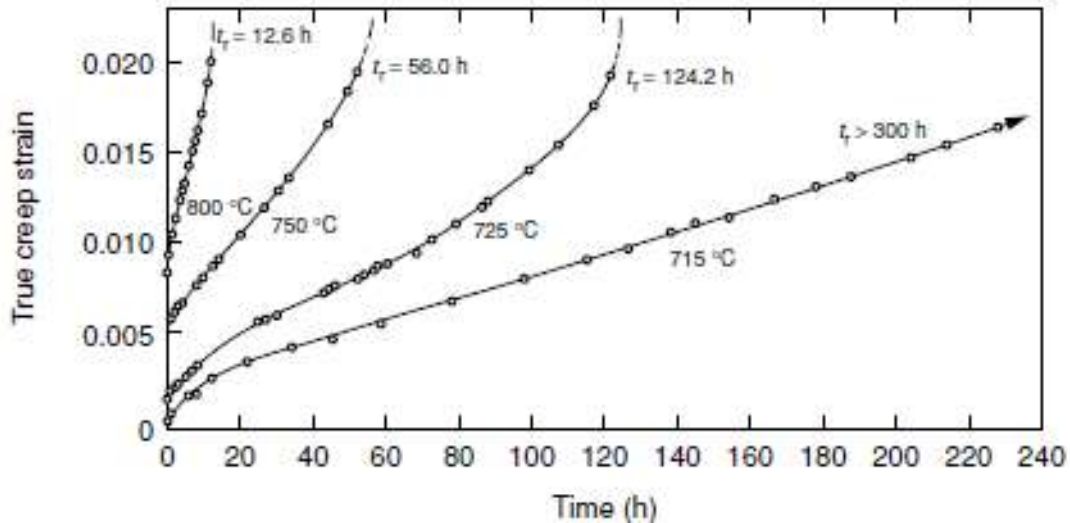


Fig.4.56 Curbe de fluaj ale nichelului policristalin dopat cu particule de ThO₂, prezentând timpul până la rupere la diverse temperaturi sub efectul unei sarcini de 28 MPa

Se observă o creștere puternică a vitezei de fluaj la creșterea temperaturii cu doar 25⁰C : practic viteza de fluaj se dublează la creș-terea temperaturii de la 725⁰C la 750⁰C. Viteza fluajului secundar este dată dă:

$$\dot{\epsilon}_{ss} = A\sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (4.5)$$

în care:

A-constantă;

σ -tensiunea aplicată;

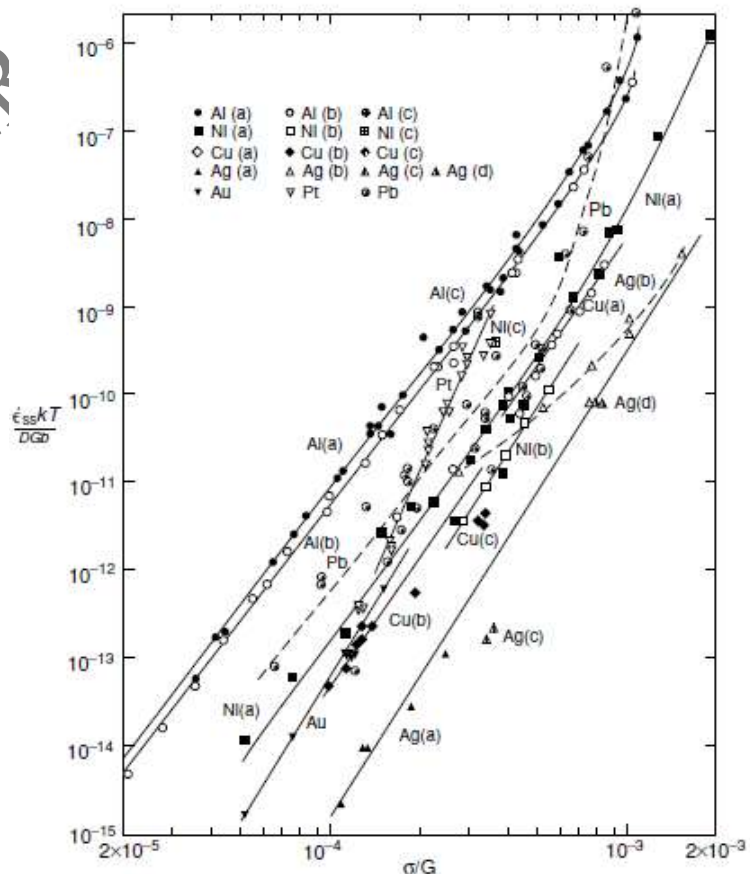
Q-energia de activare a fluajului, (energia de activare a auto-difuziei), n-coeficient de fluaj.

Datele experimentale de fluaj au arătat că în relația (4.5) coeficientul de fluaj este $n \approx 5$.

Dependența vitezei de fluaj secundar (stabilizat) de puterea a cincea a tensiunii aplicate s-a observat la majoritatea metalelor pure, după cum se observă în **Fig.4.57**, în coordonate logaritmice.

Viteza constantă de fluaj din etapa stabilizată a fost explicată prin compensarea modului de înmuiere (anihilarea dislocațiilor) de către modul de durificare (multiplicarea dislocațiilor) astfel încât densitatea de dislocații rămâne constantă.

Fig.4.57 Efectul tensiunii aplicate asupra vitezelor de fluaj în etapa curgerii stabilizate



La temperaturi suficient de mari, fluajul se produce printr-un mecanism combinat de cățărare și alunecare (atunci când o dislocație devine blocată, intervine cățărarea și blocajul este îndepărtat).

În regim staționar, prin TEM, au fost observate substructuri de dislocații bine stabilite, cu sublimate asociate, formate prin fluaj. În general, formarea subgrăunților apare ca rezultat al poligonizării, în urma cățărării dislocațiilor marginale prin difuzie intergranulară, ilustrată schematic în Fig.4.58.

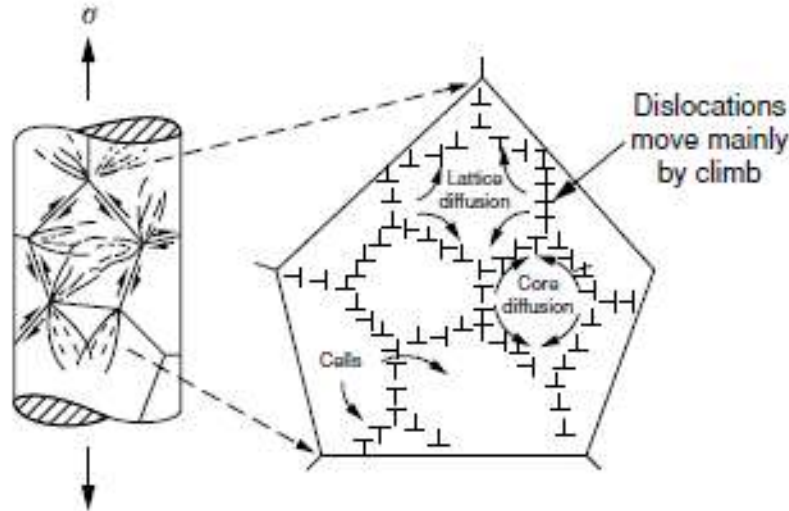


Fig.4.58 Ilustrare schematică a formării celulelor prin cățărare în timpul fluajului

Subgrăunții și dezorientarea ating o valoare constantă în timpul fluajului primar, mărimea subgrăunților fiind invers proporțională cu tensiunea aplicată. În faza fluajului stabilizat se dezvoltă aceeași mărime de subgrăunți, indiferent de stările anterioare de ecrusare și de pre-fluaj.

În continuare se caută un mod de raționalizare a dependenței vitezei de fluaj stabilizat, $\dot{\epsilon}_{ss}$, de σ^5 . Se obișnuiește să se exprime dimensiunea unei dislocații, λ , în funcție de densitatea de dislocații, ρ , sub forma:

$$\lambda = \frac{1}{\sqrt{\rho}} \quad (4.6)$$

în care λ și ρ sunt variabile de stare, ce caracterizează defectele din material.

Densitatea de dislocații acumulate este proporțională cu viteza de fluaj, sub forma:

$$\dot{\rho} = M\dot{\epsilon} \quad (4.7)$$

unde M este o constantă de multiplicare a dislocațiilor.

Considerând că creșterea structurii cu celule de dislocații, care este cauza înmuierii prin fluaj, este analogă creșterii tridimensionale a grăunților, atunci se poate presupune că dimensiunea dislocațiilor va varia în timp, de la o dimensiune inițială λ_0 , după:

$$\lambda^3 - \lambda_0^3 = KDt \quad (4.8)$$

unde D-coeficient de difuzie și K-constantă cinetică.

O viteză constantă de fluaj necesită o structură de subgrăunți constantă astfel încât λ și ρ să fie **invariabili în timp**. În aceste condiții variațiile elementare ale densității de dislocații, $d\rho_{hardening}$ și $d\rho_{softening}$, produse de variații elementare ale deformației, $d\epsilon$ și respectiv ale mărimii subgrăunților, $d\lambda$, se pot scrie:

$$d\rho_{total} = d\rho_{softening} + d\rho_{hardening} = 0 \quad (4.9)$$

Considerând $d\rho_{hardening} = M d\epsilon$, conform ecuației (4.7), se exprimă:

$$d\rho_{softening} = -2\rho\sqrt{\rho}d\lambda = -\frac{2\rho\sqrt{\rho}KD}{3\lambda^2} dt \quad (4.10)$$

atunci ecuația (4.9) devine:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{2\rho\sqrt{\rho}KD}{3\lambda^2 M} = \frac{2}{3} \times \frac{1}{\lambda^5} \times \frac{KD}{M} \quad (4.11)$$

unde s-a considerat $\rho\sqrt{\rho}=1/\lambda^3$, conform relației (4.6). Relația (4.11) arată că viteza de fluj stabilizat este proporțională cu puterea a cincea a mărimii subgrăunților.

Tensiunea care crează această viteză de fluj trebuie să depășească obstacole dispuse la distanța λ și este aproximativ egală cu tensiunea de generare a dislocațiilor $\sigma=Gb/\lambda$. Înlocuind valoarea lui λ , astfel exprimata, rezultă:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{2}{3} \left(\frac{\sigma}{G}\right)^5 \frac{KD}{Mb^5} \quad (4.12)$$

Exprimând coeficientul de difuzie $D=D_0e^{-(Q/RT)}$ și substituind $A=2KD_0/(3Mb^5)$, rezultă:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = A \left(\frac{\sigma}{G}\right)^5 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (4.13)$$

în care se consideră că factorul constant A depinde de energia normalizată a defectelor de împachetare:

$$A = A' \left(\frac{\gamma_{SF}}{Gb}\right)^3 \quad (4.14)$$

Rezultă:

$$\frac{d\epsilon}{dt} = A' \left(\frac{\gamma_{SF}}{Gb}\right)^3 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^5 e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (4.15)$$

Viteza normalizată a flujului secundar $\dot{\epsilon}_{ss}kT/DGb$ e proporțională cu energia normalizată a defectelor de împachetare γ_{SF}/Gb , în coordonate logaritmice.

Fig.4.59 ilustrează această proporționalitate pentru o serie de metale pure.

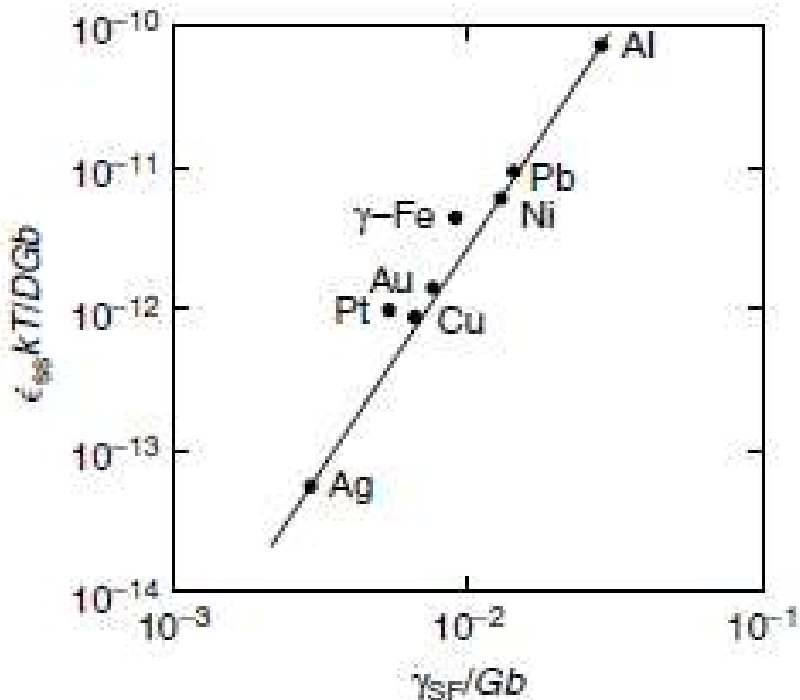


Fig.4.59 Variația vitezei normalizate a flujului secundar în funcție de energia normalizată a defectelor de împachetare, pentru câteva metale pure

Deși există o oarecare împrăștiere a datelor obținute de la metalele pure, vitezele de fluj stabilizat ale metalelor cvc sunt cu până la două ordine de mărime mai mari decât cele ale metalelor cfc, după cum ilustrează **Fig.4.60**

În Fig.4.60 se observă că, la metalele hc, vitezele normalizate de fluj stabilizat sunt mai mici decât la metalele cvc și cfc, din cauza numărului mai redus de sisteme de alunecare.

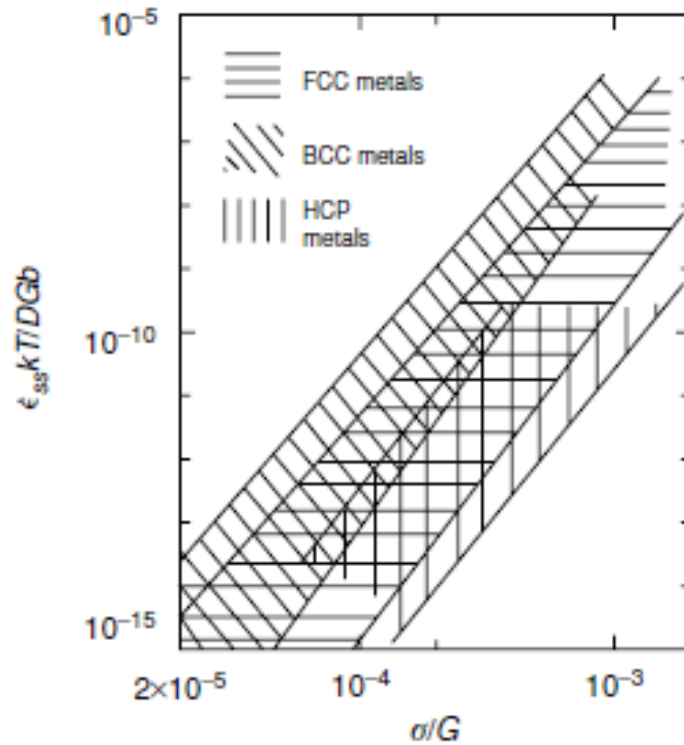


Fig.4.60 Evidențierea efectului sistemului de cristalizare asupra variației vitezei normalizate de fluaj stabilizat

4.4.2 Durificarea la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel durificate prin alierea soluției solide

S-au analizat efectele adărilor a 0,1 % solviți (Au, Pd, Rh, Ir) la pulberea de Ni cu granulația medie de 80 μm , asupra timpului de rupere la 500°C, la tensiune constantă. Fig.4.61 arată timpii de rupere pentru Ni pur și pentru cele 4 aliaje binare.

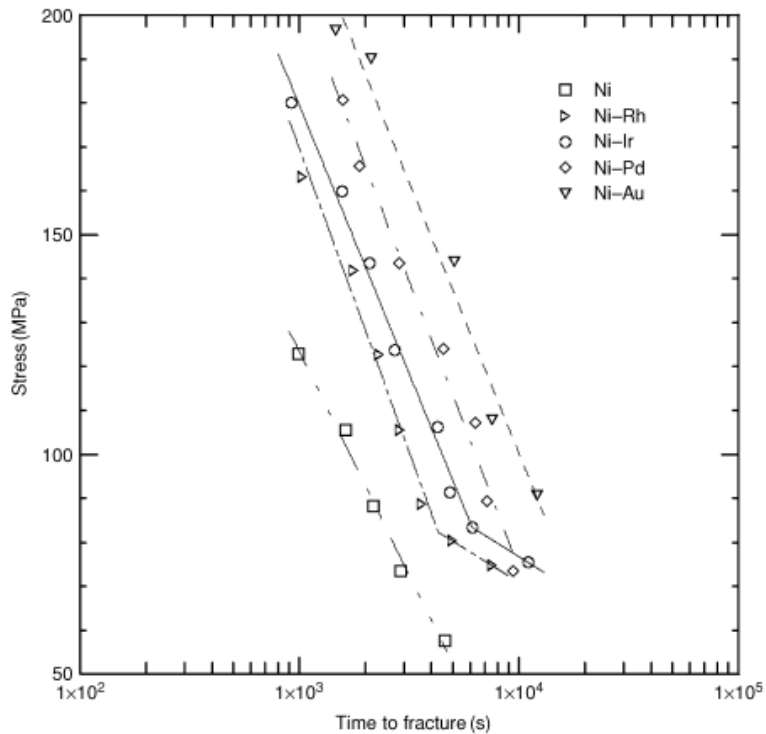


Fig.4.61 Relația dintre tensiunea aplicată și timpul până la rupere, la 500°C, al nichelul policristalin dopat cu diverse elemente în cantitate de 0,1 %at.

Se constată că solvitul cu cel mai puternic efect de durificare este **aurul** iar solvitul cu cel mai slab efect este rhodiul.

Valoarea deformației din faza fluajului primar a crescut în ordinea: 1.Ni (2 %) → 2.Rh (4 %) → 3.Ir (5 %) → 4.Pd (6 %) → 5.Au (6 %).

Cumulând efectele alierii separate a nichelului cu cobalt, iridiu, aur, siliciu, rhodiu, paladiu și staniu, **Fig.4.62** prezintă corelația dintre creșterea durificării la fluaj și diferența procentuală dintre diametrele atomice ale solvenților (Ni) și solviților

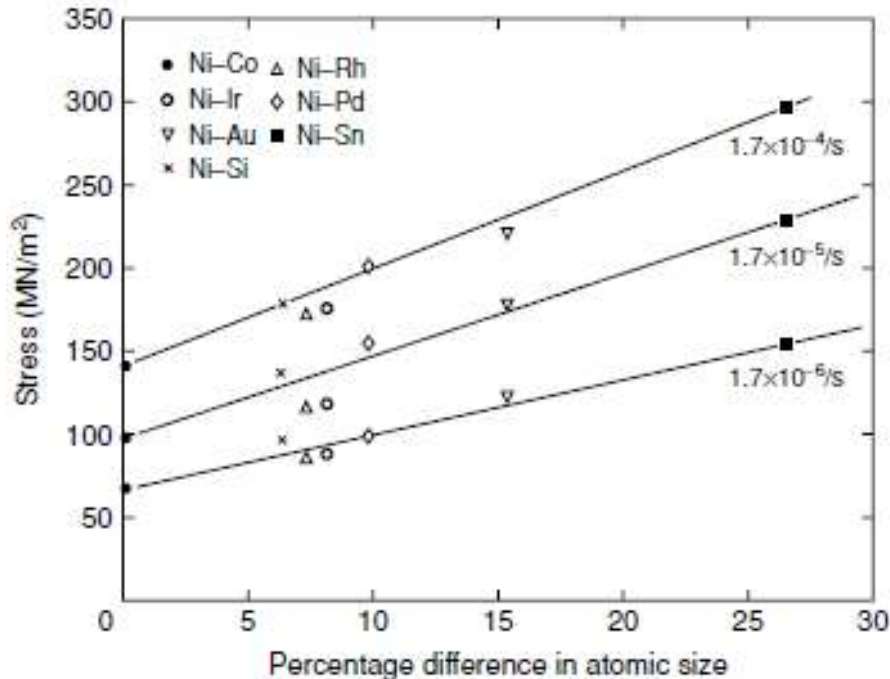


Fig.4.62 Variația rezistenței la fluaj (definită ca tensiunea de atingere a unei viteze constante de fluaj stabilizat) în funcție de diferența procentuală dintre diametrele atomice de solvit și solvent, pentru mai multe aliaje pe bază de nichel la 500°C

În **Fig.4.63** se observă creșterea durificării la fluaj (însoțită de scăderea vitezei de fluaj secundar) odată cu creșterea cantității de solvit.

Pentru materialele durificate prin alierea soluției solide s-a introdus un sistem de clasificare care interpretează efectele alierii:

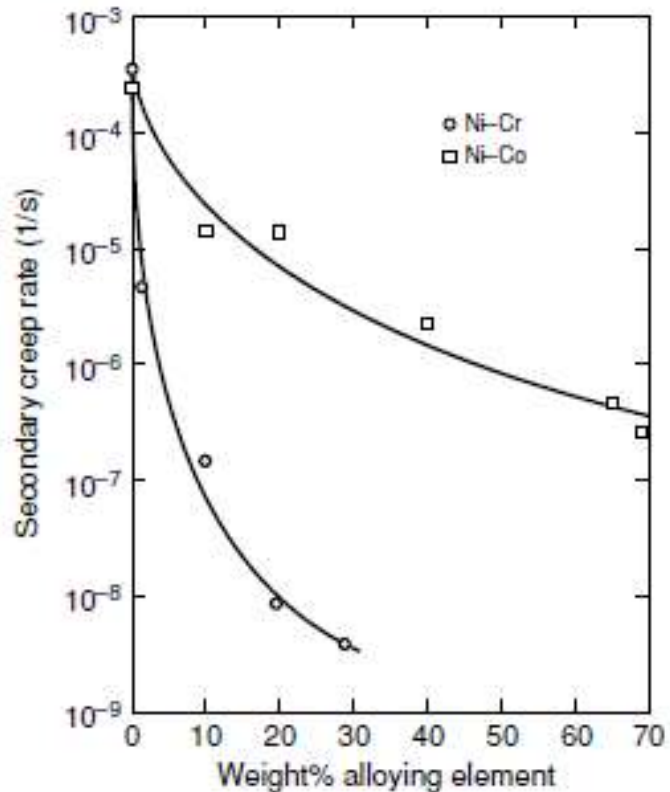
Aliajele de clasa I – sunt aliajele care se comportă diferit față de metalele pure;

Aliajele de clasa II – sunt aliajele care nu se comportă diferit față de metalele pure.

Aliajele de clasa II:

- prezintă o dependență de gradul 5 a exponentului tensiunii în expresia vitezei

Fig.4.63 Variația vitezei de fluaj secundar, la 500°C, al aliajelor nichelului cu crom și cobalt



de fluaj secundar,

- au valori ridicate ale deformației fluajului primar
- sunt influențate de energia defectelor de împachetare

Aliajele de clasă I au $n \approx 3$, valori mici ale deformației fluajului primar și nu sunt influențate de energia defectelor de împachetare

Fig.4.64 arată că, în cazul aliajului Au-Ni, cu solubilitate totală, exponentul tensiunii din expresia vitezei de fluaj stabilizat variază (scade) de la 5, în cazul componentelor pure, la aprox. 3 pentru majoritatea aliajelor.

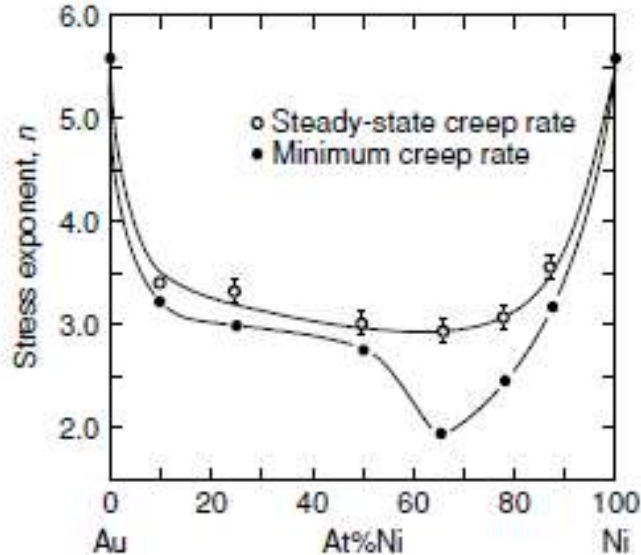


Fig.4.64 Variația exponentului tensiunii în funcție de compoziția aliajelor Ni-Au, în timpul fluajului prin comprimare sub tensiune constantă, la 860°C

Se consideră că, la aliajele de clasă I interacțiunea dintre atomii de solvit și dislocații induce o mișcare de tip „vâscos-liniară” a dislocațiilor. Comportarea de clasă I apare atunci când diferența dintre diametrele atomilor de solvent și de solviți sunt mari, din cauză că în acest caz sunt favorizate interacțiunile elastice cu dislocațiile.

La aliajele de clasă I diferențele de rază atomică sunt mari iar modulul de elasticitate este mic, după cum arată **Fig.4.65**.

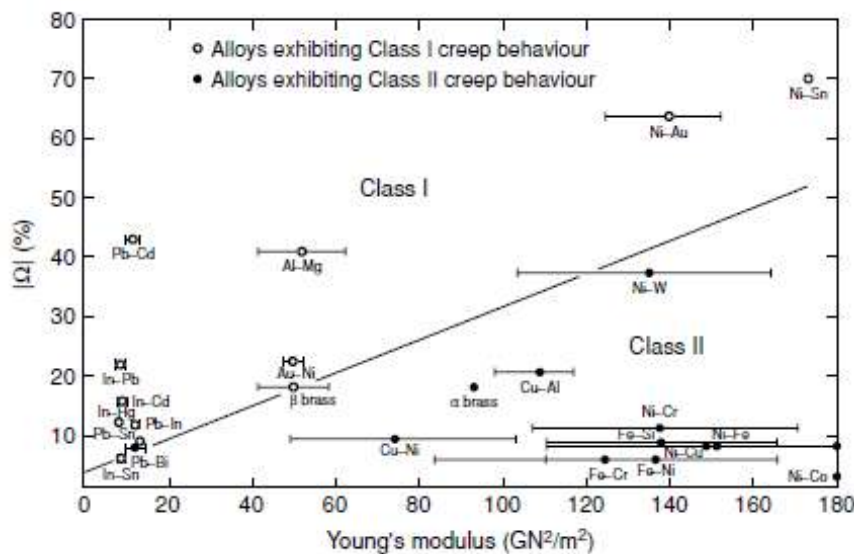


Fig.4.65 Împărțirea în clase de comportament la fluaj, în funcție de relația dintre valoarea diferenței Ω , dintre atomii solventului și ai solvitului și modulul de elasticitate

Expresia generală a vitezei de fluaj este:

$$\dot{\epsilon}_{net} = \frac{KA^n \sigma^5}{E^3 (KE^2 + A^n \sigma^2)} \quad (4.16)$$

Dacă $KE^2 \ll A^n \sigma^2$, aliajele sunt de clasa I:

$$\dot{\epsilon}_{net} = \frac{K\sigma^3}{E^3} \quad (4.17)$$

Dacă $KE^2 \gg A^n \sigma^2$, aliajele sunt de clasa II:

$$\dot{\epsilon}_{net} = \frac{K\sigma^5}{E^5} \quad (4.18)$$

Din Fig.4.65 se observă că superaliajele comerciale au modulul de elasticitate în jur de 130 MPa. Aliajele Ni cu elemente de tranziție Fe, Co și Cr au diferențe de raze atomice mici și module relativ mari și din acest motiv de aceea aparțin clasei II.

4.4.3 Durificarea la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel durificate prin călirea de punere în soluție urmată de precipitare

Prezența fazei γ' , favorizată prin alierea cu Al, Ti și Ta, are puternică influență asupra rezistenței la fluaj a superaliajelor pe bază de nichel. La superaliajele Nimonic 101, cu diverse cantități de Al și Ti, s-au obținut fracțiuni diferite de fază γ' , conform Tab.4.2.

Tab.4.2 Compozițiile superaliajelor Nimonic

Denumirea	C	Cr	Ti	Al	Co	Mo	Ni	γ'
Nimonic 80A	0,07	19,5	2,4	1,4	-	-	Rest	17 %
Nimonic 90	0,08	19,5	2,4	1,4	17	-	Rest	18 %
Nimonic 105	0,13	15,0	4,7	1,3	20	5,0	Rest	32 %
Nimonic 115	0,15	14,5	3,8	5,0	13	3,3	Rest	62 %

Fig.4.66 arată că, dacă tensiunea aplicată nu este prea ridicată, creșterea proporției de fază γ' produce o substanțială mărire a rezistenței de rupere la fluaj.

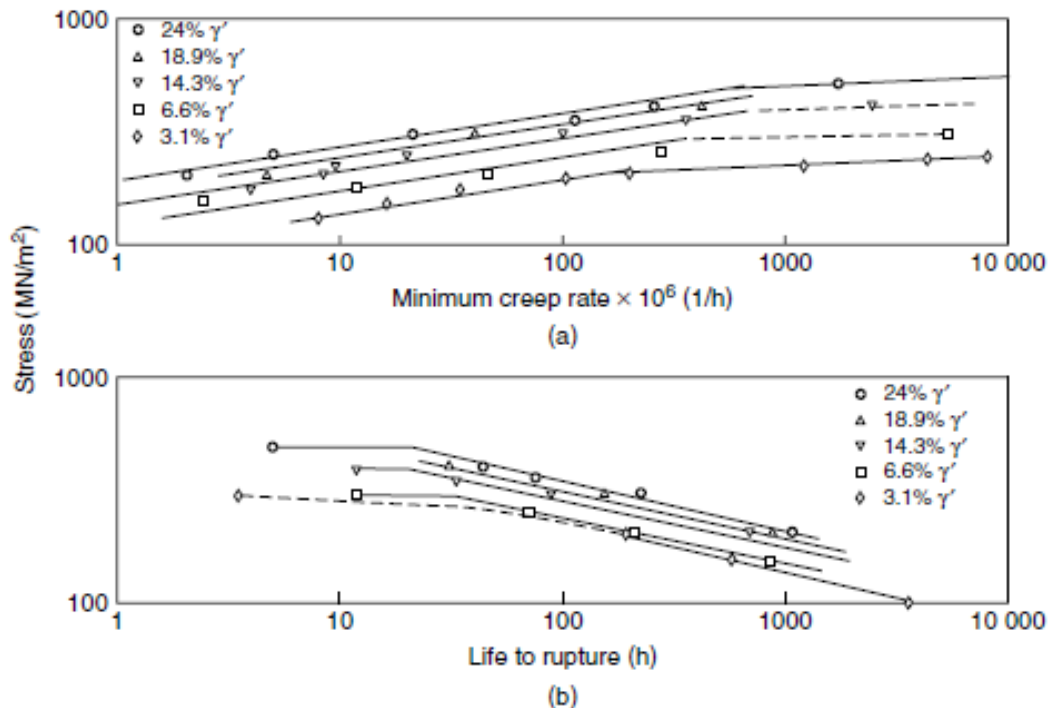


Fig.4.66 Variația rezistenței la fluaj, a unor superaliaje cu diferite fracțiuni de fază γ' în funcție de: (a) viteza minimă de fluaj; (b) durata până la rupere

Acest puternic efect de durificare prin precipitare a fost fructificat de superaliajele Nimonic în anii '40-'50.

La superaliajele Nimonic s-a măsurat rezistența la fluaj sub forma temperaturii de rupere după cel puțin 1000 ore de funcționare, sub efectul unei tesuni aplicate de 137 MPa. S-a constatat că între Nimonic 80A (cu cea mai mică cantitate de fază γ' și Nimonic 115 (cu cea mai mare cantitate de fază γ') s-a produs o creștere a temperaturii de rupere cu cca. 120°C, după cum arată Fig.3.2. În plus, Fig.4.67 arată că efectul durificator al fazei γ' este cu atât mai puternic cu cât grăunții acestei faze sunt mai mari (când viteza minimă de fluaj este mai mică.

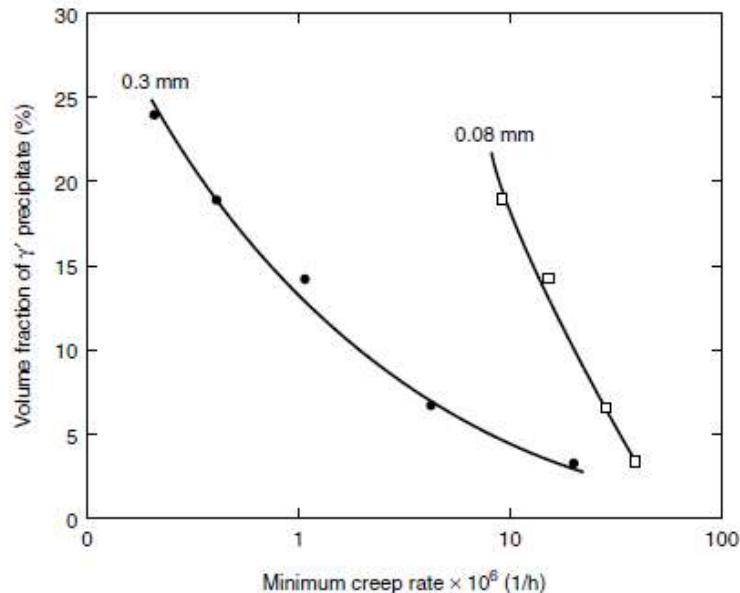


Fig.4.67 Relația dintre fracțiunea de volum de precipitat și viteza minimă de fluaj, la 800°C și 150MPa, pentru superaliaje cu granulații fine și grosolane

La limită, cele mai bune rezultate se obțin la monocristale. Comportamentul la fluaj al superaliajelor monocristaline de nichel este foarte diferit de cel al policristalelor:

- ❖ nu există etapa de fluaj stabilizat ci o creștere progresivă a vitezei de fluaj,
- ❖ exponentul tensunii este $n > 8$ iar energia de activare este de 3 ori mai mare decât cea a autodifuziei în Ni;
- ❖ se constată creșterea continuă a densității de dislocații.
- ❖ pre-tensionarea reduce rezistența la fluaj a superaliajelor monocristaline.

Un comportament similar s-a constatat și la superaliajul policristalin Nimonic 80A, care conține cca. 17 % fază γ' , conform Fig.4.68.

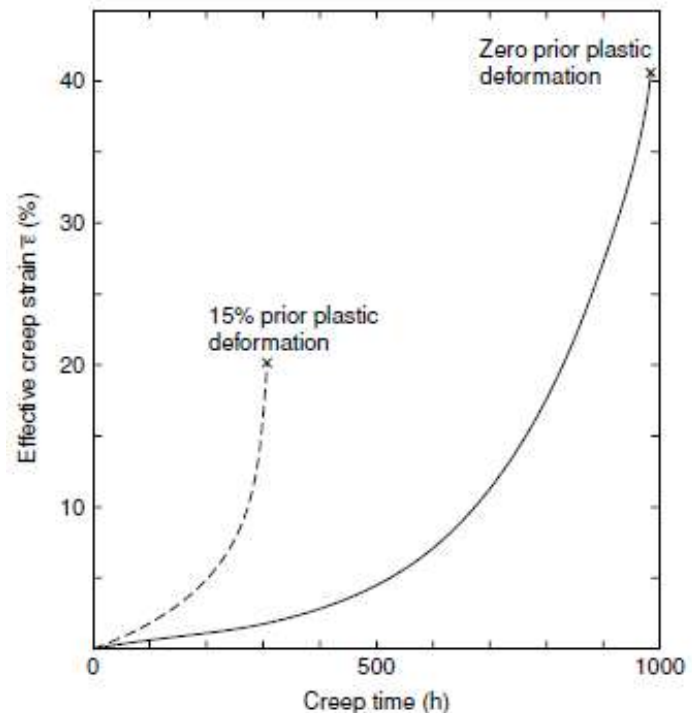


Fig.4.68 Date obținute prin fluaj la torsiune al pieselor goale de superaliaj policristalin Nimonic 80A, testate la 750°C, sub o tensiune de 234 MPa

Deoarece superaliajele mono-cristaline pe bază de nichel,, sunt puternic anizotrope, rigiditatea aliajului (care dă valoarea tensiunii atunci când trebuie menținută o anumită valoare a deformației) depinde de orientarea cristalografică în raport cu axa tensiunii aplicate.

Din acest motiv, probele prelucrate în mod întâmplător, din monocristale pot avea proprietăți diferite. În practică lamele turbinelor au adesea structuri monocristaline sau columnare, conform Fig.4.69, cu texturi după <100>.

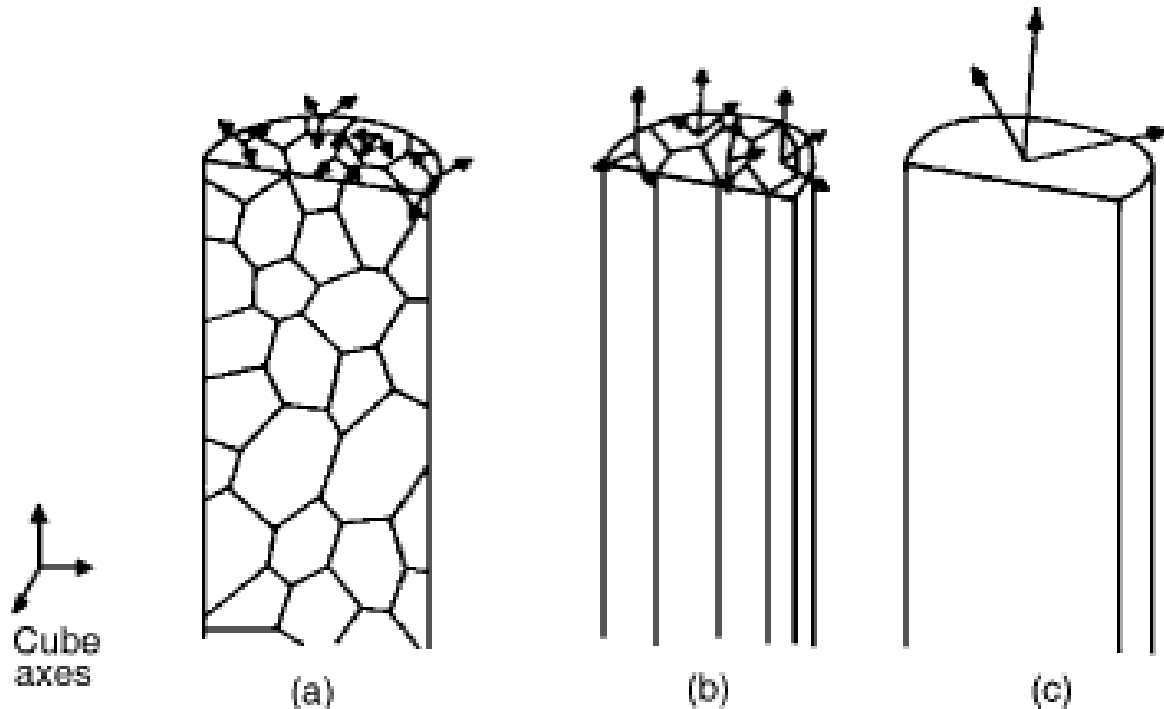


Fig.4.69 Ilustrare schematică a structurilor utilizate pentru lame de turbine: (a) policristalin echiaxial; (b) columnar; (c) monocristal

Considerând rigiditatea ca inversa modulului longitudinal de elasticitate, se obține:

$$E_{\langle 100 \rangle} = \frac{\sigma_{11}}{\epsilon_{11}} = \frac{1}{S_{11}} \quad (4.19)$$

Considerând pe direcția <100> $S_{11}=0,799 \times 10^{-5} \text{ MPa}^{-1}$, se obține $E_{\langle 100 \rangle}=125 \text{ GPa}$, pentru nichelul monocristalin cu textură după direcția <100>. Cum pentru nichelul policristalin s-a obținut un modul de elasticitate de cca. 207 GPa, rezultă în mod clar că nichelul texturat după <100> este mai puțin rigid decât cel policristalin. Acest aspect este valabil pentru majoritatea celorlalte metalele cubice.

Din cauza anizotropiei cristaline, se obțin valori diferite ale modulului de elasticitate al nichelului, după direcții diferite:

$$E_{\langle 100 \rangle} = 125 \text{ GPa}; E_{\langle 110 \rangle} = 220 \text{ GPa}; E_{\langle 111 \rangle} = 294 \text{ GPa};$$

Valorile modulului de elasticitate diferă în funcție de direcția cristalografică și la superaliajele comer-ciale, după cum arată Fig.4.70, în cazul mărcilor Thymonel și AM1.

La fel se întâmplă și cu modulul de forfecare:

$$G_{\text{Ni} \langle 100 \rangle} = 73 \text{ GPa};$$

$$G_{\text{Ni policristalin}} = 82 \text{ GPa}$$

Anizotropia elastică este dată de:

$$A = \frac{2C_{44}}{C_{11} - C_{12}} \quad (5.20)$$

În care C_{11} , C_{12} și C_{44} sunt constantele de rigiditate. În urma determinărilor experimentale s-au obținut următoarele valori ale anizotropiei elastice:

$$A_{\text{Ni}}=2,44; A_{\text{Cu}}=3,19; A_{\text{Ag}}=2,97; A_{\text{Au}}=2,9; A_{\text{Ge}}=1,65; A_{\text{Si}}=1,57; A_{\text{Al}}=1,22$$

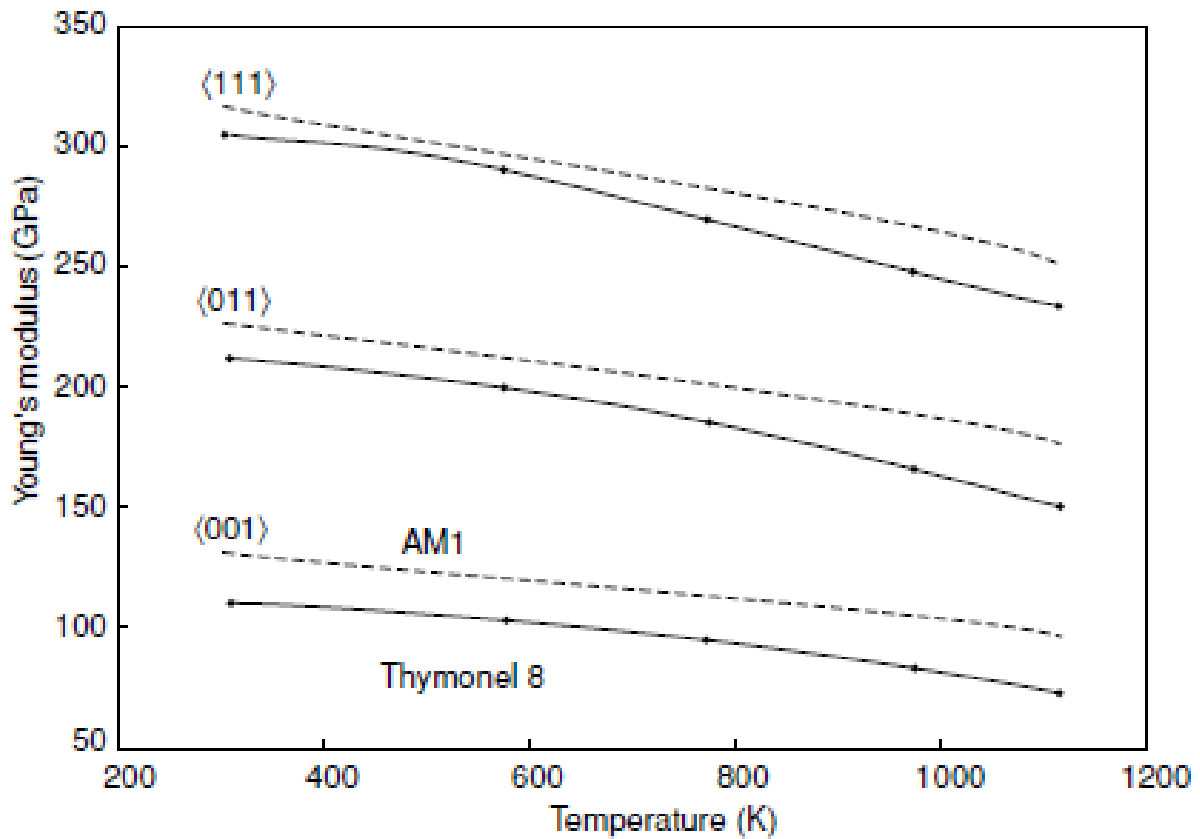


Fig.4.70 Variația moduluiui elastic al monocristalelor de superaliaj Thymonel (linie continuă) și AM1 (linie punctată) în funcție de orientarea cristalografică și de temperatură

5. SUPERALIAJE MONOCRISTALINE PENTRU LAME DE TURBINE

În componența turbinei, lamele sunt de cea mai mare importanță deoarece multe caracteristici ale agregatului (ca de exemplu economia de carburant, forța de propulsie, etc.) depind de condițiile de lucru pe care acestea le pot suporta. De fapt, materialul lamelor de turbină este supus la temperaturi și tensiuni extreme, foarte apropiate de limita sa de rezistență. Un caz aparte îl reprezintă lamele de turbină de înaltă presiune, care sunt plasate foarte aproape de gazele incandescente care ies din camera de ardere.

Aceste lame au funcția de a extrage energia din curentul de gaz și de a o transforma în lucru mecanic, transmis la un arbore rotitor, care acționează un compresor de înaltă presiune.

Un exemplu îl oferă lamele de turbină de înaltă presiune de la motoarele de avion Rolls Royce la care temperatura de ieșire este de 1750 K, depășind temperatura de topire a superaliajelor din care sunt făcute lamele. Arborele turbinei dezvoltă o putere de 50 MW iar fiecare dintre cele 100 de lame extrage câte 500 kW, ceea ce ar satisface cererea de energie a cca. 500 de locuințe. Fiecare rând de lame trebuie să funcționeze 3 ani, 9000 zi, ceea ce echivalează cu aprox. 5 milioane de mile, adică cca. 500 de ocoluri ale Pământului. Cum lamele au peste 10.000 rot./min vârful lor se rotește cu viteză mai mare de 1200 km/h.

Tensiunea suportată de lamele de turbină este produsă de forța centrifugă. Considerând drept uniformă secțiunea transversală a lamei, tensiunea la baza acesteia va fi:

$$\sigma = \int_{r_{baza}}^{r_{varf}} \rho \omega^2 r dr = \frac{\rho \omega^2}{2} (r_{varf}^2 - r_{baza}^2) \quad (5.1)$$

Considerând densitatea superaliajului $\rho=9000 \text{ kg/m}^3$, viteza unghiulară $\omega=2\pi$ (unde $r=10 \text{ cm}$ este lungimea lamelor), $r_{varf}=0,55 \text{ m}$ și $r_{baza}=0,45 \text{ m}$, se obține $\sigma=180 \text{ MPa}$.

Pentru prelucrarea lamelor de turbină se obișnuiește să se utilizeze turnarea cu model fuzibil, uneori chiar și sub formă de monocristale.

Pentru îmbunătățirea performanțelor lamelor de turbină s-au acționat în următoarele direcții:

- optimizarea compoziției chimice;
- proiectarea optimă a formei lamei.

5.1 Prelucrarea lamelor de turbină prin turnare cu model fuzibil

Primele lame de turbine au fost obținute prin extrudare și forjare însă în anii '70 a devenit evident că această abordare este limitată, din două motive:

- greutatea lamelor nu a putut fi redusă prin obținerea unor forme goale;
- era favorizată fisurarea și topirea incipientă.

Din aceste motive, în clipa de față, lamele de turbină se obțin întotdeauna prin turnare cu model fuzibil, cifra de afaceri în domeniu atingând 3 miliarde de dolari pe an. Avantajele turnării cu model fuzibil: 1-permite obținerea unor aerofolii goale, cu canale interne care asigură răcirea cu aer; 2- elimină limitelor de grăunți, permițând mărirea rezistenței la fluaj.

5.1.1 Practica turnării cu model fuzibil: solidificarea direcțională

Procesul turnării cu model fuzibil ("cu ceară pierdută") implică următorii pași, Fig.5.1:

- pregătirea modelului prin injectarea cerii într-o formă metalică;
- obținerea unui înveliș fuzibil prin înmuierea modelului de ceară într-o zgură ceramică, constând din agenți de legătură și amestecuri de silicat de zirconiu (ZrSiO_4), alumina (Al_2O_3) și silice (SiO_2), urmată de stucarea cu particule mai mari din aceleași materiale (de 3-4 ori);
- coacerea formei pentru mărirea rezistenței: 1-îndepărtarea cerii în aer cald; 2-arderea
- turnarea în vid la cca. 1550°C
- îndepărtarea învelișului fuzibil după terminarea solidificării și dizolvarea miezului prin mijloace chimice.
- finisarea (unele etape sunt surprinse în Fig.5.2).

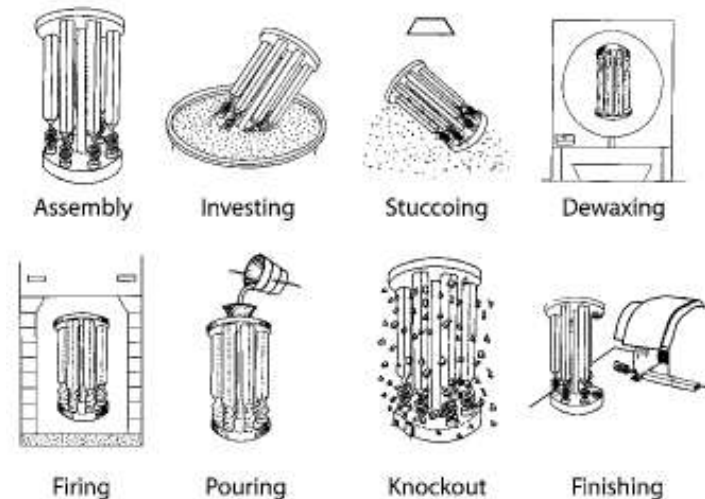


Fig.5.1 Ilustrarea diferitelor stadii ale procesului de turnare cu model fuzibil

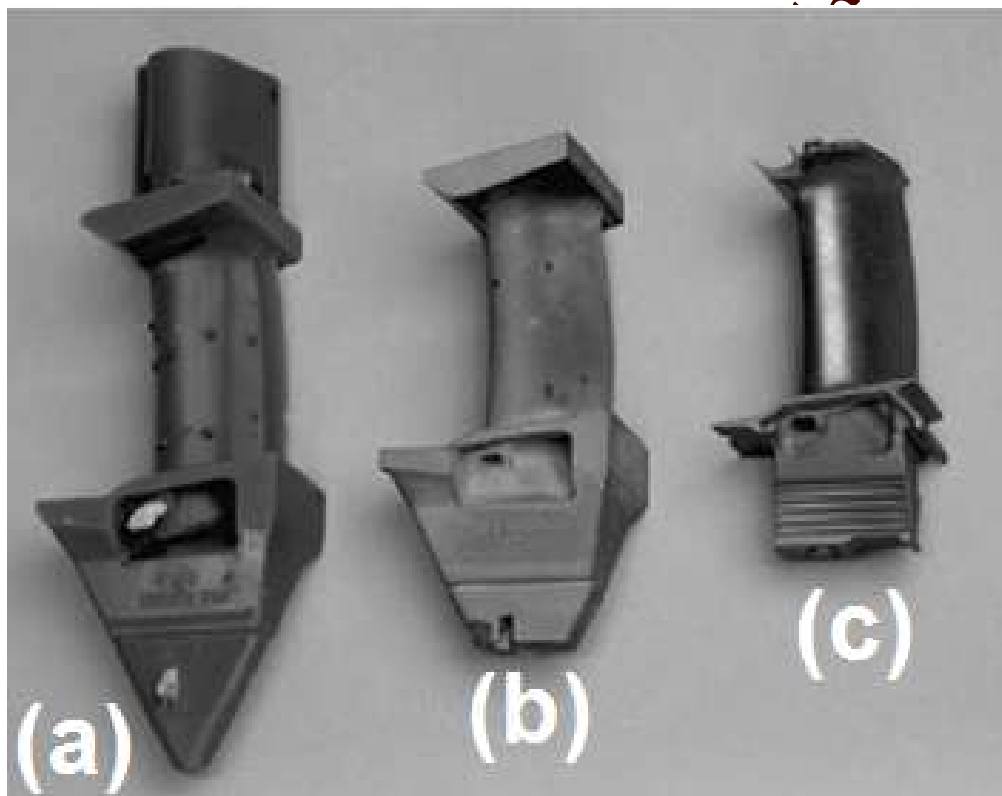


Fig.5.2 Lama de turbină Trent 800 în diferite stadii de producție prin turnare cu model fuzibil: (a) model de ceară cu miez ceramic, pregătit să primească învelișul fuzibil; (b) piesă turnată, cu retasura îndepărtată; (c) lamă finisată, după prelucrare

La începuturile aplicării turnării cu model fuzibil, se obțineau piese turnate cu grăunți schiaxiali prin tehnica „power-down” care implică oprirea cuptorului după turnarea metalului lichid. Ulterior s-a constatat că pentru îmbunătățirea substanțială a proprietăților de fluaj trebuie să se utilizeze **tehnica solidificării direcționale**, dezvoltată în anii ‘70 de către *Versnyder et al.* la compania Pratt & Whitney. Prin această tehnică s-au obținut lame de turbină solidificate direcțional din superaliajul PWA1422, în anii ‘80.

După turnare, piesa este retrasă din cuptor, cu viteză controlată de ordinul câtorva cm/h, astfel încât interfața solid/ lichid se deplasează treptat, de-a lungul piesei, începând de la baza acesteia. În felul acesta se obțin grăunți columnari mari, alunșiți pe direcția tragerii, astfel încât limitele transversale ale grăunților sunt absente. Într-o variantă de solidificare

directională limitele de grăunți dispar complet. Această variantă implică introducerea unui „selector de grăunți”, Fig.5.3, la baza formei din ceară, având configurația unei spirale tip coadă de porc (pig tail).

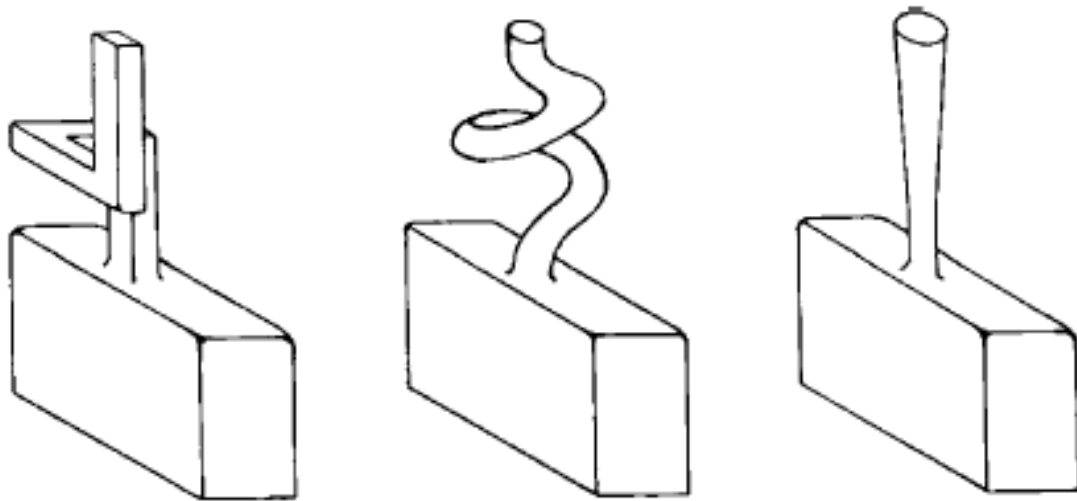


Fig.5.3 Diferite modele de selectoare de grăunți, pentru producerea piese turnate cu model fuzibil sub formă de monocristale

Cum secțiunea selectorului are mărimea unui grăunte cristalin, la turnare doar un singur grăunte poate trece prin această cavitate și din acest motiv, după solidificare, se obține un monocristal. O altă variantă a solidificării unidirecționale cu cristal port-amorsă presupune introducerea acestuia sub forma unei „semințe” la baza piesei turnate.

Condițiile de turnare trebuie astfel alese încât: 1- cristalul port amorsă să nu fie complet topit iar 2-orientarea sa să fie reprodusă de creșterea mono-cristalului. Două configurații de turnare la care cristalul port-amorsă este introdus sub forma unei „semințe” la baza piesei turnate, sunt redată în Fig.5.4.

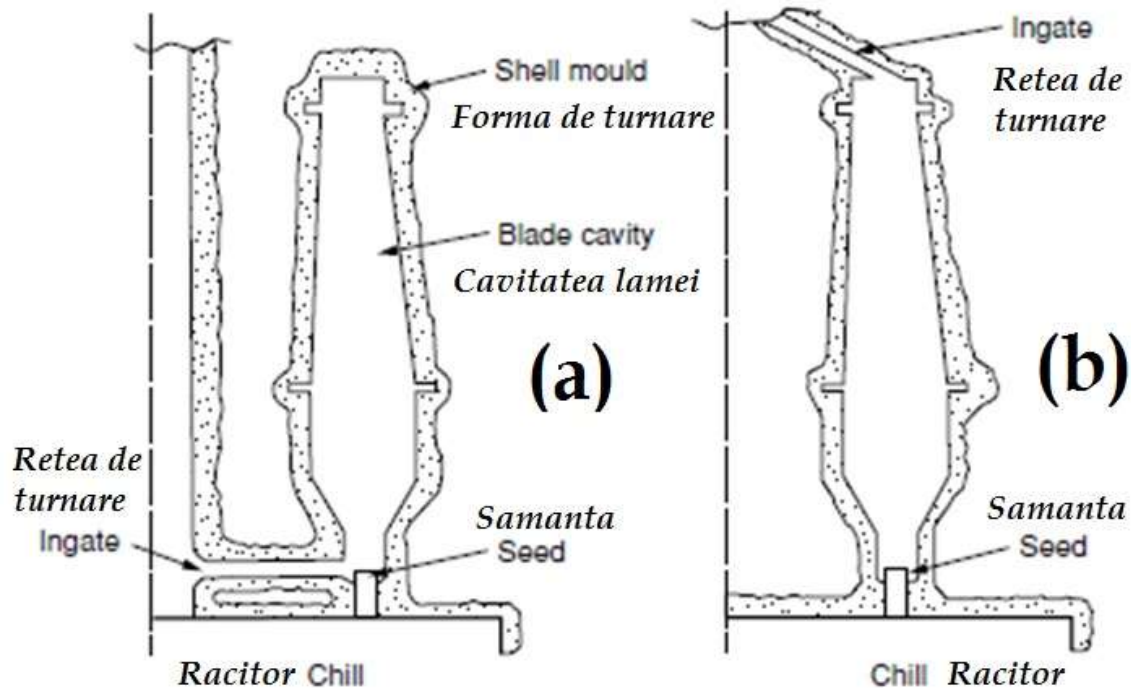


Fig.5.4 Două configurații prin care pot fi crescute lamele de turbină sub formă de monocristale, folosind tehnica prin însămânțare la baza forme: (a) metalul topit intră dintr-o lingotieră, prin rețeaua de turnare, în partea inferioară a forme; (b) lingotieră în partea superioară în așa-numita configurație „top-pouring”

Fig.5.5 redă o lamă de turbină de înaltă pre-siune în care se mai poate vedea selectorul de grăunți, cu forma sa tipică de coadă de porc.

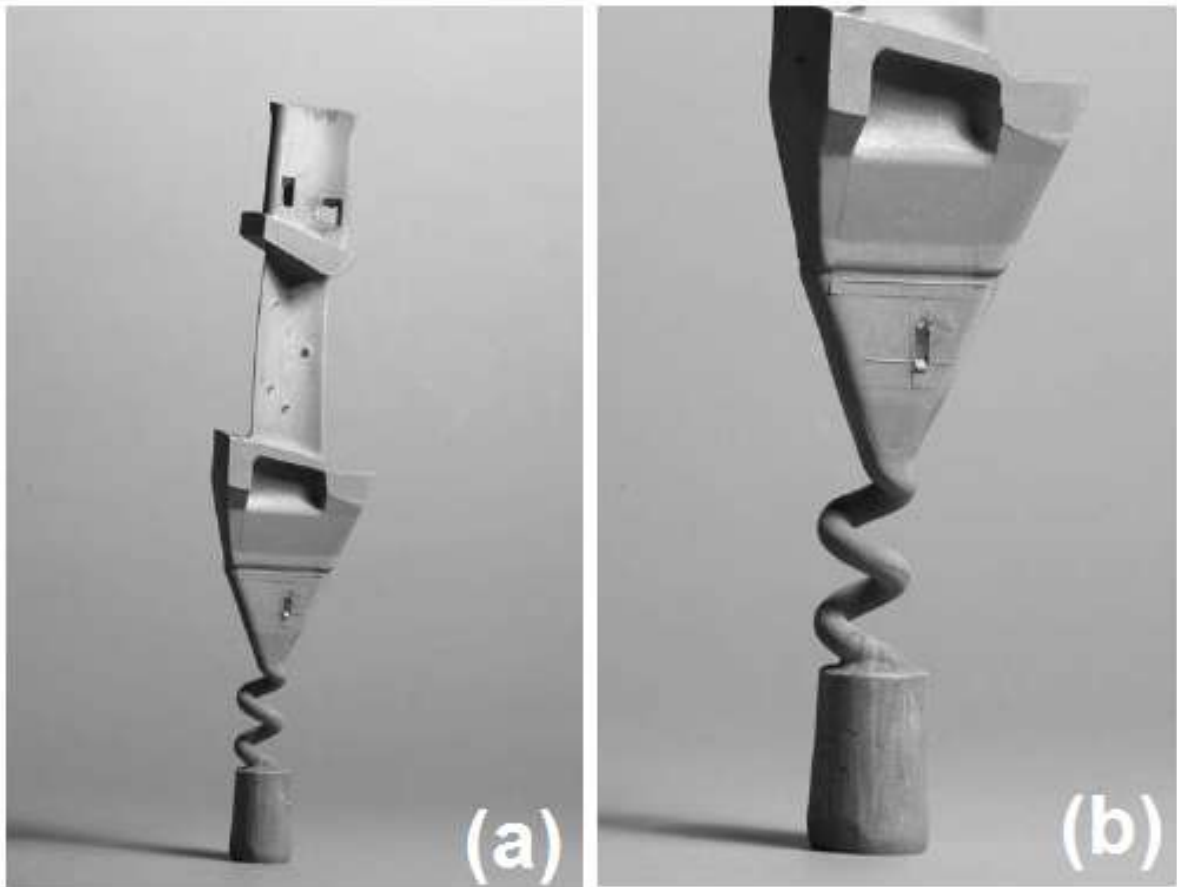


Fig.5.5 Lamă de turbină Rolls-Royce Trent 800, de înaltă presiune: (a) formă finită după îndepărtarea învelișului fuzibil; (b) detaliu al maselei cu selector de grăunți și formă în coadă de porc

În detaliul bazei acesteia, unde se poate observa structura columnară a grăunților în regiunea selectorului, Fig.5.5(b).

În cuptorul de producere a lamelor de turbină la Rolls-Royce, forma este așezată pe o placă $\varnothing 14$ cm, de răcire, din Cu și permite obținerea simultană a 5 lame de turbină de înaltă presiune pentru un motor de avion civil sau a 20 de lame mai mici de motor de elicopter, conform Fig.5.6. Umplerea formei se face de jos în sus, fiind utilizate de filtre ceramice integrale ce împiedică aspirarea particulelor ceramice în cavitățile lamelor, care sunt umplute în mod controlat.

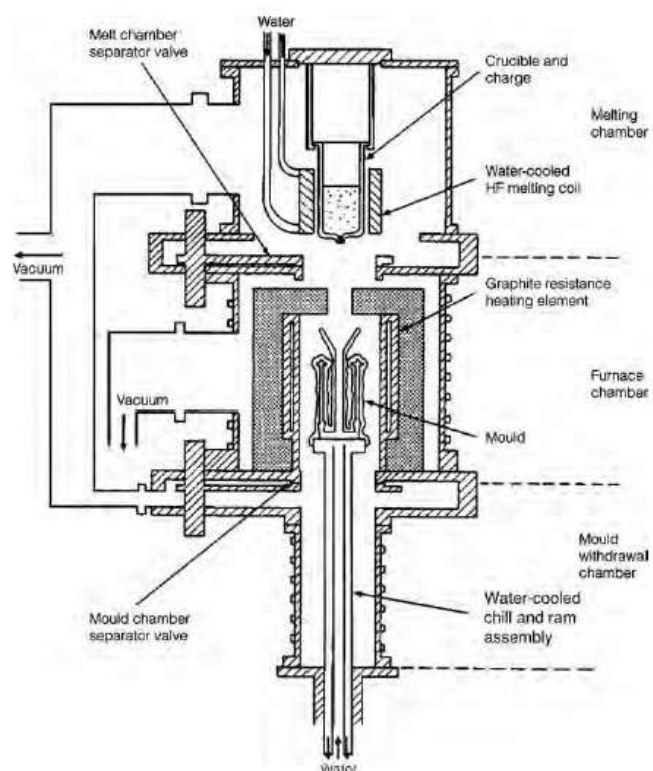


Fig.5.6 Ilustrare schematică a cuptorului de turnare cu model fuzibil utilizat de Rols Royce pentru obținerea de lame de turbină monocristaline

Șarja are 5 kg fiind topită în 2 minute într-un cuptor de inducție de înaltă frecvență cu creuzet de unică folosință, din fibre refractare. Cuptorul are o cameră superioară de topire, o cameră centrală care conține forma și o cameră inferioară de retragere, izolate prin supape și vidate în mod individual. După atingerea vidului corespunzător, forma este ridicată în camera centrală care este menținută deasupra temperaturii lichidus cu ajutorul unei rezistențe din grafit. Imediat după turnare forma este retrasă cu viteză controlată.

În practică se obține un gradient de 4000 K/m, ceea ce este suficient pentru a produce microstructuri de formă dendritică, cu distanțe între brațele primare de ordinul a 100-500 μm ilustrate în Fig.5.7.

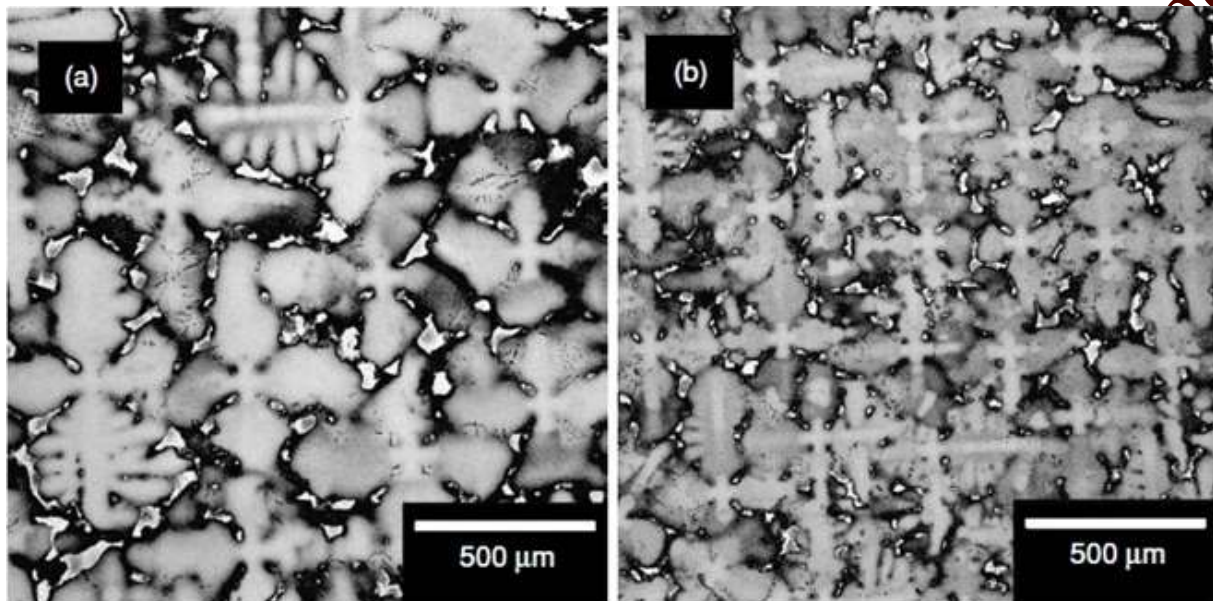
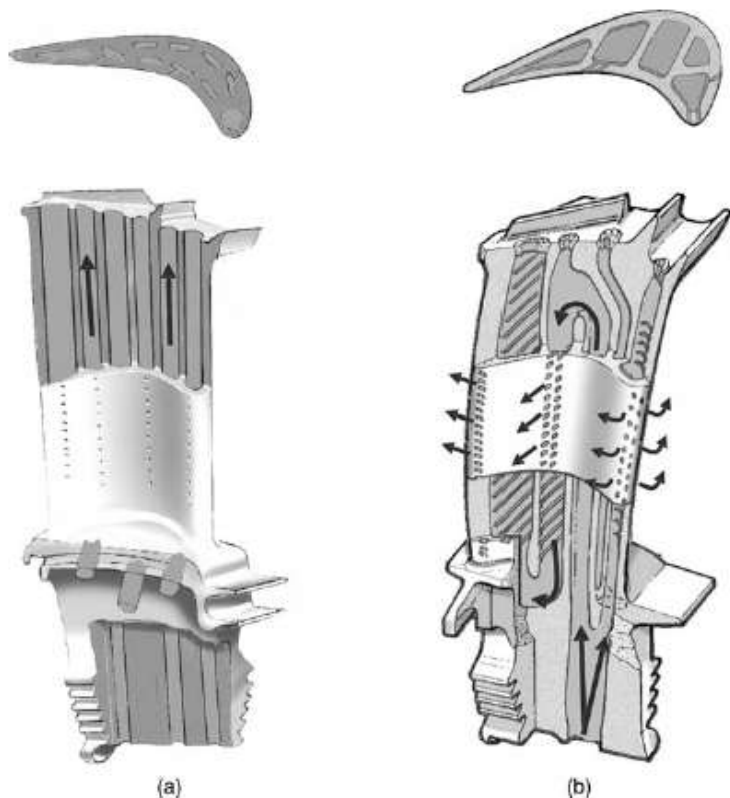


Fig.5.7 Micrografiile SEM ale microstructurii dendritice a unui superaliaj monocristalin: (a) 2,5mm/min în cuptor Bridgman convențional; (b) 2,5mm/min, cu staniu lichid, ca agent de răcire, (LMC)

Timpul de răcire între temperaturile critice de 1400^oC și 1000^oC este de cca 20 minute.

Prin această metodă s-au putut turna lame de turbine cu modele complicate ale canalelor de răcire, care au putut evolua în mod semnificativ de-a lungul timpului. Fig.5.8(a) ilustrează configurațiile inițiale de răcire cu o singură trecere utilizate la lamele de turbină, extrudate și forjate echiaxial, ale motoarelor Rolls-Royce din anii '70.

Fig.5.8 Ilustrare schematică a configurațiilor de răcire, cu găuri pentru răcirea filmului, utilizată pentru lamele de turbină: (a) răcire cu o singură trecere; (b) răcire cu serpentină cu treceri multiple



În interiorul lamei, aerul parcurgea un traseu relativ scurt, ceea ce limita potențialul său de absorbție a căldurii la contactul cu metalul. Ultima generație de lame de turbină utilizează o configurație de răcire cu serpentină, cu treceri multiple, la care traseul aerului este considerabil mărit, ca în **Fig.5.8(b)**. În felul acesta, temperatura jetului de gaz de la intrarea în turbină a putut fi mărită cu cca, 250⁰C.

Îmbunătățirea proprietăților de fluaj prin utilizarea structurilor columnare sugerează că limitele de grăunți sunt o sursă de deteriorare a proprietăților. **Fig.5.9** ilustrează un experiment efectuat pe superaliajul CMSX-4 monocristalin.

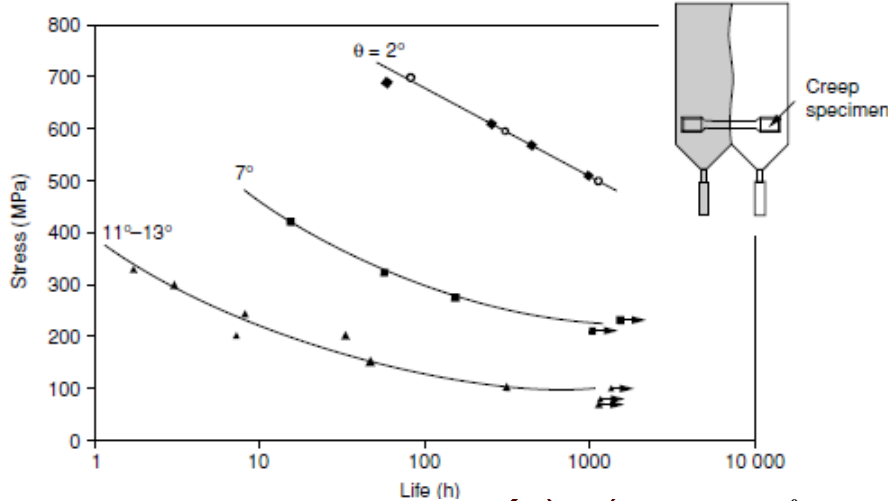


Fig.5.9 Variația proprietăților de rupere la fluaj ale superaliajului CMSX-4 la 850⁰C, măsurate pe probe cu o singură limită de grăunțe de dezorientare introdusă, θ . Se remarcă scăderea foarte puternică a rezistenței din cauza limitei de grăunți

S-au turnat piese cu o singură limită între două monocristale care au crescut pe baza unor cristale port-amorsă cu orientări diferite. Proba de fluaj avea, prin urmare, o dezorientare stabilă, θ , între cele două regiuni monocristaline diferite ale sale. S-a constatat că monocristalul perfect cu dezorientare $\theta=0^0$, supus la o tensiune de 300 MPa la 850⁰C rezistă peste 10.000 de ore. O dezorientare $\theta \neq 0^0$ reduce limita de rupere la fluaj la 100 de ore. Atunci când dezorientarea crește peste 10⁰, atunci limita de fluaj scade la câteva ore. Deci este evident că rezistența la rupere prin fluaj depinde foarte mult de dezorientare. Din acest motiv au apărut superaliaje monocristaline „tolerante la limita de grăunți”.

Superaliaje monocristaline „tolerante la limita de grăunți” conțin elemente de durificatoare ale limitelor de grăunți, cum ar fi carbonul și borul. **Fig.5.10** redă influența modului de turnare asupra limitei de rezistență la fluaj în cazul mărcii Mar-M200, unul dintre primele superaliaje obținute sub forma de monocristale.

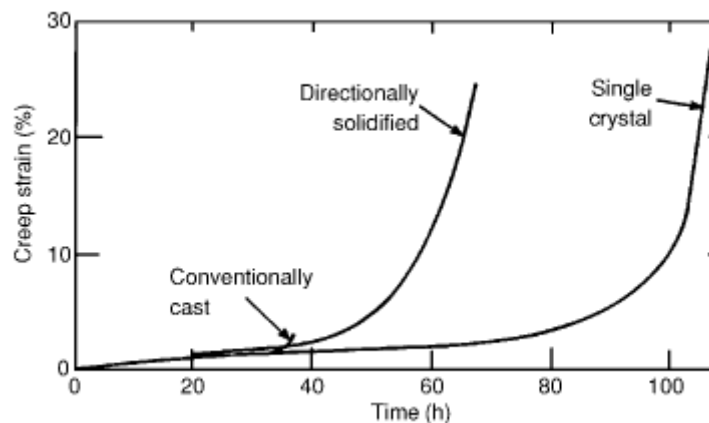


Fig.5.10 Evoluția în timp a deformației de fluaj a superaliajului Ma-M200 solicitat cu 206 MPa la 982⁰C, în stările turnată convențional (cu grăunți echiaxiali), solidificată direcțional și respectiv monocristalină

Se observă că, sub efectul unei sarcini aplicate de 206 MPa la 982⁰C, trecerea de la turnarea convențională la solidificarea direcțională (însoțită de formarea grăunților columnari, fără limite trans-versale) mărește deformația de fluaj de la mai puțin de 5 % la peste 25 %.

Pe de altă parte, la trecerea de la solidificarea direcțională la monocristale, nu se constată creșteri ale deformației de fluaj însă durata de viață la fluaj crește de la cca. 70 la peste 100 de ore.

Prezența limitelor de grăunți duce la apariția golurilor și a cavitației în urma fluajului, după cum se observă în micrografiile SEM din Fig.5.11.

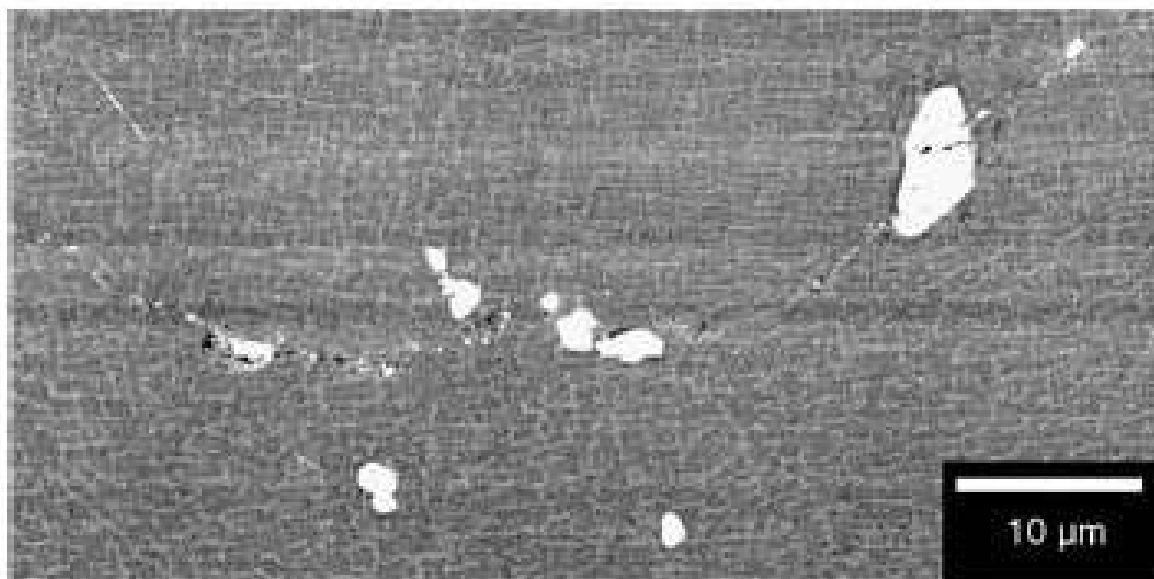
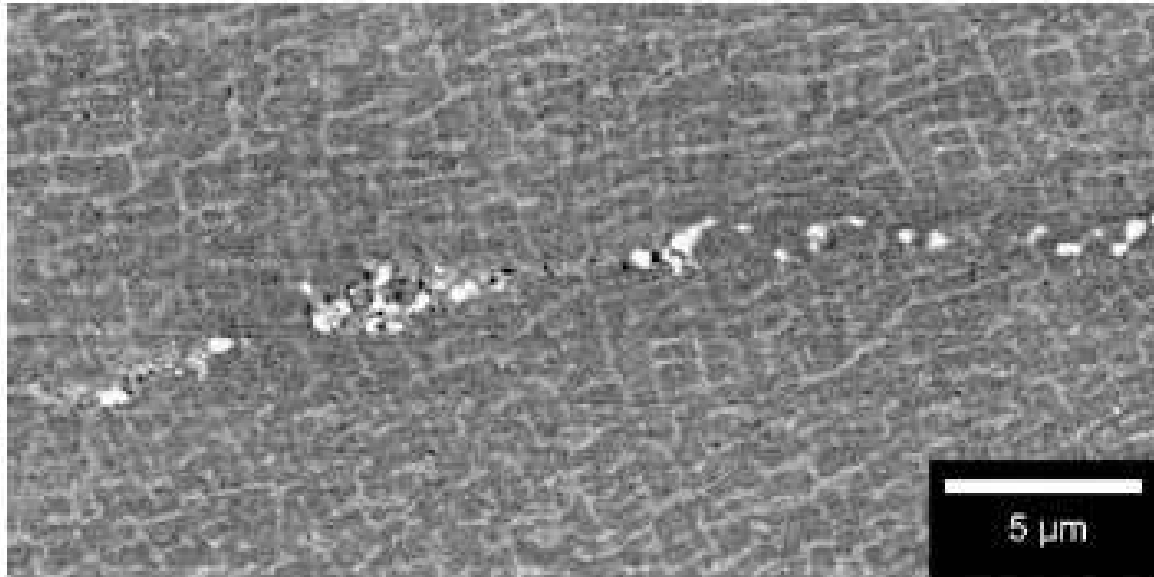


Fig.5.11 Micrografii SEM ale limitelor de grăunți la superaliajul RR2072 solidificat direcțional, modificat cu 0,05 %C și 0,005 %B: (a) dezorientare 18,8⁰, după un fluaj de 64 ore (80 % din limita de fluaj); (b) dezorientare 10,5⁰ după un fluaj de 100 ore (50 % din limita de fluaj)

Atunci când s-au adăugat durificatori ai limitelor de grăunți se produce în mod obișnuit fisurarea precipitatelor sub formă de carburi și desprinderea acestora de pe limitele de grăunți.

Dispariția limitelor de grăunți, ca urmare a utilizării unui selector de grăunți sau a unui cristal port-amorsă, exemplificată în Fig.5.12, face deosebit de importantă orientarea cristalografică a monocristalelor.

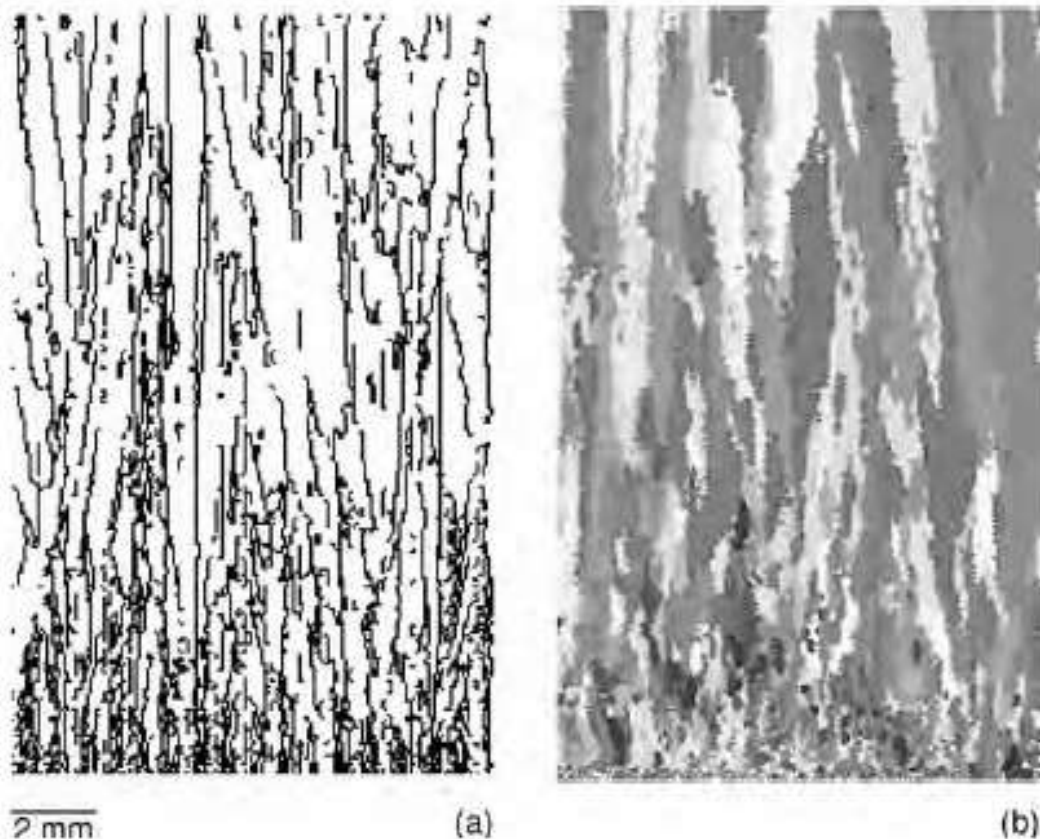


Fig.5.12 Structura de grăunte a unui cristal port-amorsă (starter block) al unei lame de turbină monocristalină din CMSX-4, blocul de răcire este în partea de jos iar direcția de creștere este în sus: (a) rezultatele calculelor teoretice bazate pe teoria transformărilor de fază; (b) analiză experimentală utilizând modelele de difracție cu împrăștiere inversă (back scattered) ale cristalului port-amorsă din Fig.5.5(b), confirmând textura $\langle 001 \rangle$

Direcția preferențială de creștere a nichelului și a superaliajelor pe bază de nichel (ca de altfel a tuturor aliajelor cfc) este $\langle 001 \rangle$. Din acest motiv, lamele de turbină au **axa longitudinală** apropiată de direcția $\langle 001 \rangle$. Textura apare ca urmare a creșterii competitive a dendritelor în selectorul de grăunți.

Germeii care se formează în vecinătatea blocului de răcire au orientări întâmplătoare dar după o creștere de numai 1mm apare o puternică textură $\langle 001 \rangle$. Acest efect apare din cauză că *dendritele cresc cu o viteză controlată de difuzia solventului* deoarece faza solidă crește din cea lichidă cu o compoziție chimică diferită de aceasta. Din această cauză subrăcirea de la vârful dendritei, ΔT_{tip} , variază în același fel cu viteza de creștere a dendritei, v , măsurată de-a lungul gradientului de temperatură. Din acest motiv, dendritele care sunt dezorientate cu unghiul θ , față de cele perfect aliniat, trebuie să crească la o suprarăcire mai mare și din acest motiv rămân în urma frontului de creștere. Această întârziere oferă ocazia brațelor secundare sau terțiare ale dendritelor corect aliniat să suprimă creșterea brațelor principale care sunt mai puțin corect aliniat, conform Fig.5.13.

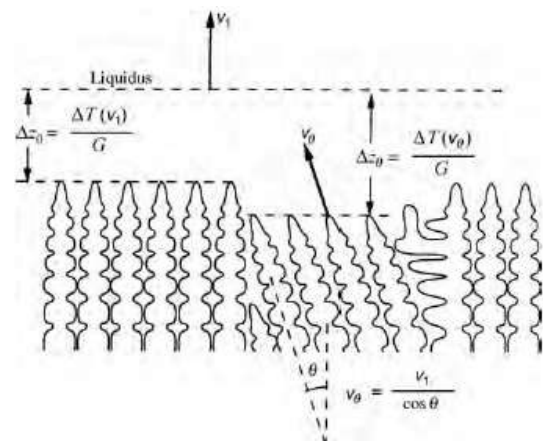


Fig.5.13 Ilustrarea procesului competitiv de creștere prin care dendritele nealiniat sunt blocate de către brațele secundare ale celor bine aliniat. G – gradient de temperatură

Rezultatul este o reducere a numărului limitelor de grăunți și apariția unei puternice texturi orientate după <001>.

5.1.2 Analiza transferului de căldură în timpul solidificării direcționale

În practică, solidificarea direcțională necesită un control atent al vitezei cu care este îndepărtată căldura din piesa turnată. **Estimarea vitezei maxime de retragere** pornește de la ipoteza că piesa turnată este o bară infinită care se deplasează cu viteza v , de la temperatura cuptorului T_1 până într-un mediu aflat la temperatura ambiantă T_0 , fluxul de căldură fiind unidirecțional de-a lungul direcției axiale, notată x , ca în Fig.5.14.

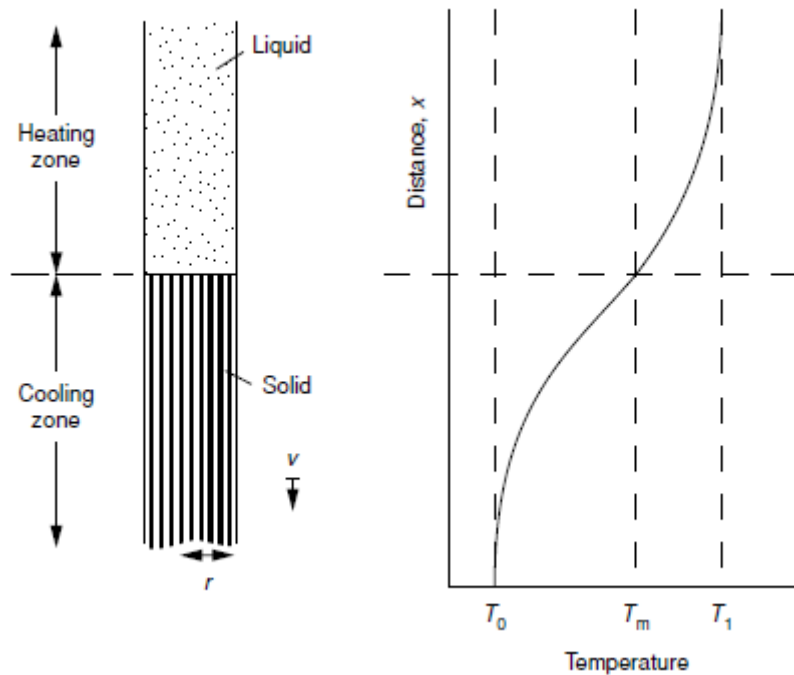


Fig.5.14 Solidificare direcțională a unei bare infinite care se crește dintr-un cuptor semi-infinit într-o cuvă semi-infinită, la o viteză în concordanță cu temperatura de la ieșirea cuptorului egală cu temperatura de topire

Câmpul de temperatură $T(x)$ atinge a stare stabilă ce satisface ecuația fluxului de căldură în interiorul zonei lichide aflată în mișcare:

$$k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + vc \frac{\partial T}{\partial x} + \dot{Q} = 0 \quad (5.2)$$

unde \dot{Q} - viteza volumetrică locală de producere sau de îndepărtare a căldurii, c -căldura specifică volumetrică și k -conductivitatea termică

La temperatura de topire, când $T=T_m$ (de reținut că $T_1 > T_m > T_0$) începe să fie degajată căldură latentă care trebuie îndepărtată. Pentru aceasta trebuie satisfăcute condițiile de limită pe interfața solid/ lichid:

$$k_s \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_s = k_l \frac{\partial T}{\partial x} \Big|_l + Lv \quad (5.3)$$

unde L este căldura latentă volumetrică de topire indicii referindu-se la solid și respectiv lichid. Pe de altă parte, căldura începe să fie îndepărtată cu viteza $\mathbf{q} = \mathbf{h}_{eff}(\mathbf{T} - \mathbf{T}_0)$, prin transfer de căldură pe interfețele care ies din cuptor, \mathbf{h}_{eff} fiind coeficientul de transfer termic. În aceste condiții câmpul de temperatură este dat de:

$$T\{x\} = T_0 + (T_m - T_0)e^{\{\beta_s x\}}, x < 0 \quad (5.4)$$

și de:

$$T\{x\} = T_l + (T_l - T_m)e^{\{\beta_l x\}}, x > 0 \quad (5.5)$$

unde:

$$\beta_s = \left[\frac{2h_{eff}}{k_s r} + \left(\frac{vc}{2k_s} \right)^2 \right] - \frac{vc}{k_s} \quad (5.6)$$

și

$$\beta_l = \frac{vc}{k_l} \quad (5.7)$$

Se consideră că tranziția de la mediul de încălzire la cel de răcire se produce brusc la $x=0$, conform Fig.5.14.

Pe baza ipotezelor de mai sus se poate determina viteza la care o piesă turnată poate fi îndepărtată din cuptor. Prin înlocuirea expresiilor gradientilor de temperatură pe interfața solid/ lichid în ecuația condițiilor de limită (6.3) se obține:

$$v = \frac{1}{c} \left(\frac{2h_{eff}k_s}{r} \right)^{1/2} \left(Z^{1/2} - Z^{-1/2} \right) \quad (5.8)$$

unde:

$$Z = \frac{L+c(T_1-T_0)}{L+c(T_1-T_m)} \quad (5.9)$$

Trebuie reținut că, dacă viteza de turnare este chiar și cu puțin mai mare decât această valoare, solidificarea nu va fi completă înainte ca piesa turnată să părăsească cuptorul. Dacă acest lucru se întâmplă, totuși, va apare un gradient de temperatură pe direcție radială care va da naștere unor defecte de turnare cum ar fi pistruii, prezentați în secțiunea 5.1.3.

În practică, $T_1=1800K$; $T_0=300K$; $T_m=1650K$; $L=2 \times 10^9 J/m^3$ iar $c=4 \times 10^6 J/(m^3 K)$. În aceste condiții, $Z \approx 3$ iar termenul din cea de-a doua paranteză din ecuația (5.8) devine $2/\sqrt{3} \approx 1$. Alte valori întâlnite în practică sunt $h_{eff}=50 W/(m^2 K)$, la atingerea stării staționare, $k_s=15 W/(mK)$ și $r=0,02m$. Rezultă o viteză maximă estimativă de cca. 0,1 mm/s și un gradient de temperatură de aprox. 75 K/cm. În analiza de mai sus s-a considerat că nu există pierderi de căldură de la cuptor spre zona de răcire ceea ce este imposibil de obținut în practică.

Echilibrul dintre viteza de extragere a căldurii prin conducție, pe direcția axială a piesei turnate și viteza de pierdere a căldurii pe direcție radială, prin suprafețele cilindrice curbe (reprezentate prin brațele dendritice) reprezintă **condiția de bază pentru atingerea stării stabilizate**. Cum acest echilibru nu se obține imediat, în momentul în care piesa turnată iese din cuptor, condițiile legate de primele stagii de solidificare direcțională sunt extrem de importante în procese de creștere a monocristalelor, cum ar fi: creșterea competitivă a grăunților, dezvoltarea texturii și selecția grăunților.

La începutul solidificării direcționale pierderea de căldură se datorează **conducției** de la porțiunea solidificată a lingoului la piesa de răcire. Odată cu creșterea lungimii solidificate X , predominantă devine pierderea prin **radiație**. Fluxul de căldură q este dat de:

$$q = h_{eff}(T - T_0) = (h_c + h_R)(T - T_0) \quad (5.10)$$

unde h_{eff} este compus din 2 termeni h_c și h_r , corespunzători coeficienților de transfer prin conducție axială și respectiv prin radiația transversală, dați de:

$$h_c = \frac{k_s}{X} \quad (5.11)$$

și

$$h_R = \frac{\sigma(\epsilon T^4 - \alpha T_0^4)}{T - T_0} \quad (5.12)$$

în care σ -constanta Stefan, ϵ -emisivitatea lingoului și α -absorbția mediului.

Pentru determinarea lungimii lingoului care se solidifică înaintea atingerii stării stabilizate, se consideră $\epsilon=\alpha=0,45$, $\sigma=5,67 \times 10^{-8} J/(m^2 s K^4)$, $k_s=16 W/(m^2 K)$, $T=1500K$ și $T_0=400K$.

Cu aceste valori se obține $h_R=120 W/(m^2 K)$ și $h_c=1600 W/(m^2 K)$ iar cu ajutorul ecuației (5.11) rezultă $X=k_s/h_c=10^{-2}m=1 cm$. Deci până când lingoul solidificat atinge o lungime de 10 mm $h_c > h_R$ și starea stabilizată nu se poate atinge. Cu toate acestea, la $X=130 mm$ cei doi coeficienți de transfer devin egali și starea stabilizată este instalată, **eliminarea căldurii prin radiație, spre pereții răciți ai formei, devenind predominantă**.

Efectele răcirii metalului lichid pot fi observate din ecuația (5.8) unde $v \sim (r)^{-1/2}$. Asta înseamnă că la turnarea pieselor cu secțiuni mari vor fi necesare viteze de solidificare foarte mici deci timpi de solidificare foarte mari. Utilizarea unor viteze foarte mici de extragere a piesei turnate nu este benefică din cauză că nu este economică și favorizează formarea defectelor ducând, *in extremis*, la apariția limitelor de grăunți.

Astfel de probleme apar la turnarea lamelor de turbine de gaz industriale, utilizate la generarea electricității, care pot atinge până la 0,5 m lungime și mase peste 5 kg. Pentru situații de acest gen au fost concepute metode mai eficiente de răcire a formei, pe măsură ce este extrasă din cuptor.

Se pornește de la ecuația (6.8) care arată că un coeficient mai mare de transfer de căldură, h , duce la obținerea unei viteze mai mari de deplasare a formei, v și implicit la un gradient de temperatură, G , mai mare. Pentru mărirea coeficientului de transfer de căldură s-a recurs la diverse tehnici:

1. pulverizarea de jeturi de apă;
2. răcirea în pat fluidizat;
3. răcirea cu amestecuri de Ar/ He
4. răcirea cu metal lichid.

Dintre aceste tehnici de răcire, utilizarea metalului lichid (LMC=liquid metal cooling), ilustrată în **Fig.5.15** s-a dovedit a fi cea mai eficace.

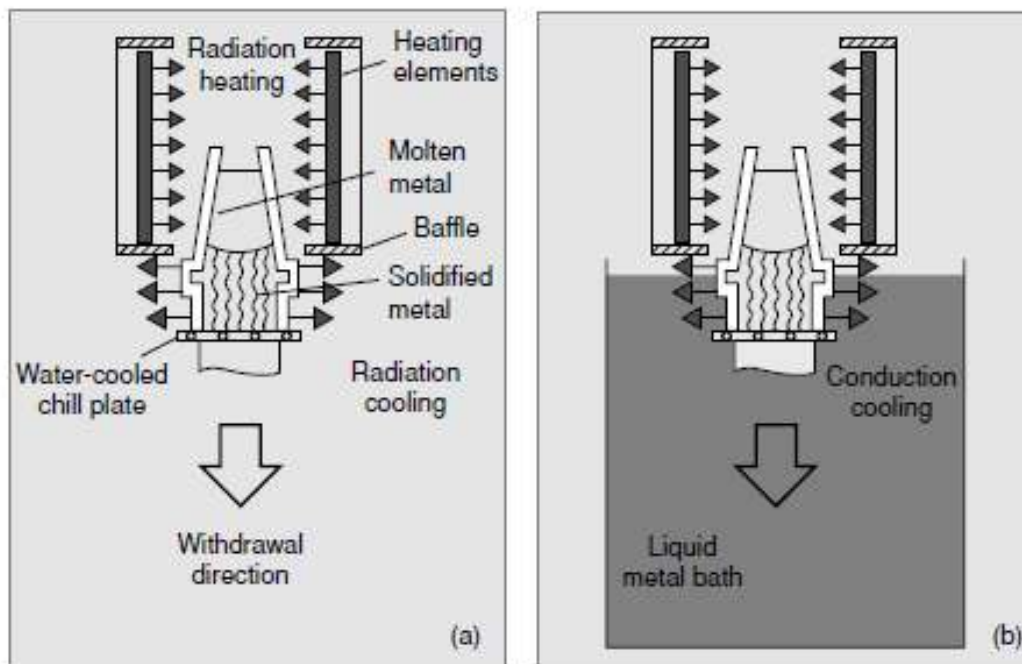


Fig.5.15 Ilustrare schematică a două dintre procesele de solidificare utilizate la turnare: (a) proces Bridgman de solidificare convențională cu mare viteză (HRS-high rate solidification); (b) proces de răcire a metalului lichid (LMC-liquid metal cooling)

Forma este imersată într-o baie de metal lichid pentru a mări viteza de transfer de căldură. Condiții impuse agentului de răcire sub formă de metal lichid:

- temperatură scăzută de topire;
- presiune de vapori scăzută;
- conductivitate termică ridicată;
- vâscozitate redusă;
- lipsa toxicității
- cost scăzut

Metalele care îndeplinesc cel mai bine condițiile de mai sus sunt Al și Sn, ale căror proprietăți sunt prezentate în **Tab.5.1**.

Tab.5.1 Proprietăți fizice ale aluminiului și staniului, utile pentru procesul LMC

Proprietatea	Unitate de măsură	Aluminiu	Staniu
Temperatură de topire	⁰ C	660	232
Densitate	kg/m ³	2382	6980
Căldură specifică	kJ/(m ³ K)	2597	1857
Conductivitate termică	W/(mK)	104	33,5
Difuzivitate termică	m ² /s	40×10 ⁻⁶	18×10 ⁻⁶
Căldură latentă	kJ/m ³	922000	419000
Vâscozitate cinematică	m ² /s	6,3×10 ⁻⁷	2,56×10 ⁻⁷

Pentru a compara avantajele răcirii în aluminiu și respectiv în staniu topit, în cadrul procesului LMC, trebuie analizate rezistențele pe care le are de învins fluxul de căldură atunci când forma este imersată în metal lichid.

La metoda Bridgman convențională, Fig.5.15(a), se consideră coeficienții de transfer sus-amintiți: $h_R=120$ W/(m²K) și $h_C=1600$ W/(m²K). Dacă se toarnă lame de turbine industriale mari, trebuie luat în considerație și un coeficient de transfer al golului, h_{gap} , dintre metal și învelișul forme (cochilei). Se consideră $h_{gap}=250$ W/(m²K) iar coeficientul de transfer prin cochilă este $h_{shell}=125$ W/(m²K). Coeficientul de transfer efectiv va fi:

$$h_{eff}^{Bridgman} = \left[\frac{1}{h_C} + \frac{1}{h_{gap}} + \frac{1}{h_{shell}} + \frac{1}{h_R} \right]^{-1} \quad (5.13)$$

cu care se obține valoarea $h_{eff}=50$ W/(m²K).

La metoda LMC coeficientul h_R nu mai are sens fiind înlocuit prin h_{LMC} care corespunde coeficientului de transfer al căldurii în metal lichid. Indiferent dacă este vorba despre Al sau Sn, vom avea $h_{LMC} \gg h_R$ însă h_{LMC} are o contribuție neglijabilă la rezistența opusă fluxului de căldură:

$$h_{eff}^{LMC} = \left[\frac{1}{h_C} + \frac{1}{h_{gap}} + \frac{1}{h_{shell}} \right]^{-1} \quad (5.14)$$

ceea ce duce la obținerea unei valori de $h_{eff}=80$ W/(m²K).

În aceste condiții vitezele de transfer termic sunt: 60 W/(m²K) pentru aluminiu și 90 W/(m²K) pentru staniu, ceea ce confirmă superioritatea Sn ca metal lichid de răcire.

Fig.5.16 prezintă o comparație între vitezele de creștere ale procesului LMC și cele ale procesului de retragere a topiturii prin metoda Bridgman convențională și prin metoda de oprire a cuptorului (power down).

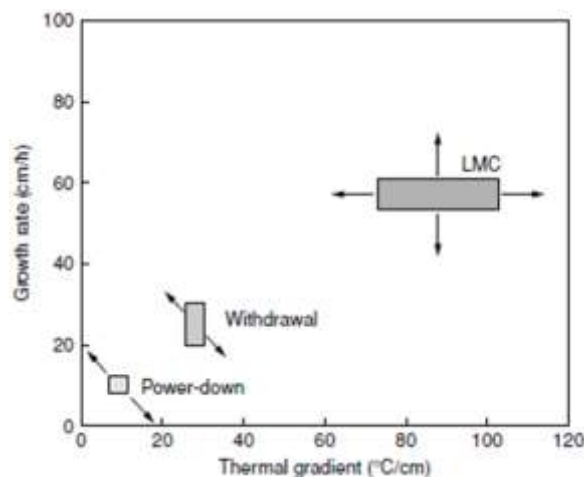


Fig.5.16 Intervale de gradienti termici și de viteze de creștere pentru cele trei procese de solidificare utilizate la turnarea lamelor de turbine: 1) procesul de oprire a cuptorului; 2) procesul de extracție; prin metoda Birdgman convențională; (c) procesul de răcire a metalului lichid (Sn). Săgețile indică direcțiile în care se pot realiza ușor modificări ale condițiilor de prelucrare

Se observă că, în comparație cu metoda Bridgman convențională, metoda LMC permite o creștere a gradientului termic de cca. 3 ori și o mărire a vitezei de creștere de aprox. 2 ori.

5.1.3 Formarea defectelor în timpul solidificării direcționale

Pentru acceptarea unei piese turnate monocristaline trebuie respectate condiții foarte severe. Nu pot fi tolerate nici limitele de grăunți la unghiuri mari și nici abateri mai mari de 15° de la orientarea axei piesei față de direcția cristalografică după $\langle 001 \rangle$. În acest scop trebuie evitată și recristalizarea, produsă sub efectul deformării plastice, în timpul tratamentului de punere în soluție. Alte defecte se referă la toleranțele strânse pe care trebuie să le respecte forma lamelor și grosimea pereților acesteia.

Nici prezența particulelor ceramice (detectată cu metode radiografice), antrenate de metalul lichid de pe forma de turnare, nu este tolerată din cauză că diminuează limita de rezistență la oboseală. **Tab.5.2** prezintă o statistică a defectelor pe 6 luni.

Tab.5.2 Statistica defectelor pieselor turnate bi-cristaline într-o turnătorie comercială

Lamă însământată turnată din superaliaje din cea de-a doua generație		Lamă turnată din superaliaje din cea de-a treia generație	
Defectul	Prezența după 6 luni	Defectul	Prezența după 6 luni
Orientarea	8 %	Incluziuni	4,7 %
Limitele de grăunți la unghiuri mari	5,8 %	Limite de grăunți la unghiuri mari	4,6 %
Miez blocat	3,1 %	Spargerea miezului	3,5 %
Recristalizare	3,0 %	Rădăcina peretelui	3,4 %
Incluziuni	2,3 %	Pistrui	2,2 %
Forma de aerofolie	2,3 %	Forma de aerofolie	2,1 %
Peretele aerofoliei	2,2 %	Funcționarea proastă a cuptorului	2,0 %
Funcționarea proastă a cuptorului	1,1 %	Miez blocat	1,4 %
Total defecte	69 %	Recristalizare	1,1 %
		Total defecte	67 %

Fig.5.17 prezintă macrografii ale unor piese turnate cu defecte.

Pistruii (segregații de tip canal) reprezintă un defect de turnare frecvent întâlnit la superaliajele din *cea de-a treia și din cea de-a patra generație*, care conțin Re, defect care depinde de compoziția chimică a materialului turnat. Pistruii sunt canale de grăunți echiaxiali, asociați cu eterogenități localizate ale compoziției chimice, care sunt caracteristici pieselor turnate monocristaline. Localizarea pistruiilor este întotdeauna în regiunile interdendritice de la nivelul distanțelor dintre brațele dendritice primare.

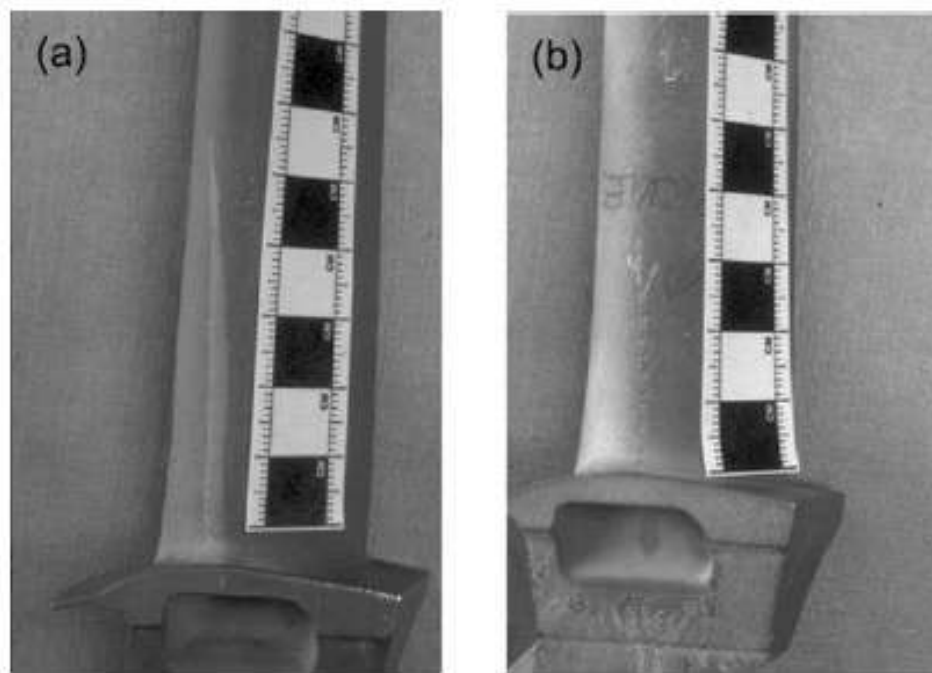


Fig.5.17 Fotografii ale secțiunilor lamelor turnate ilustrând prezența defectelor: (a) limite de grăunți la unghiuri mari; (b) lanțurilor tip pistruu

Analiza chimică a arătat că pistruii sunt bogăți în elemente care partiționează în lichidul interdendritic, cum ar fi Al, Ti, Ta și Nb. Fig. 5.18 prezintă a statistică a formării lanțurilor de pistruu, întocmită în scopul identificării factorilor care favorizează apariția acestui defect.

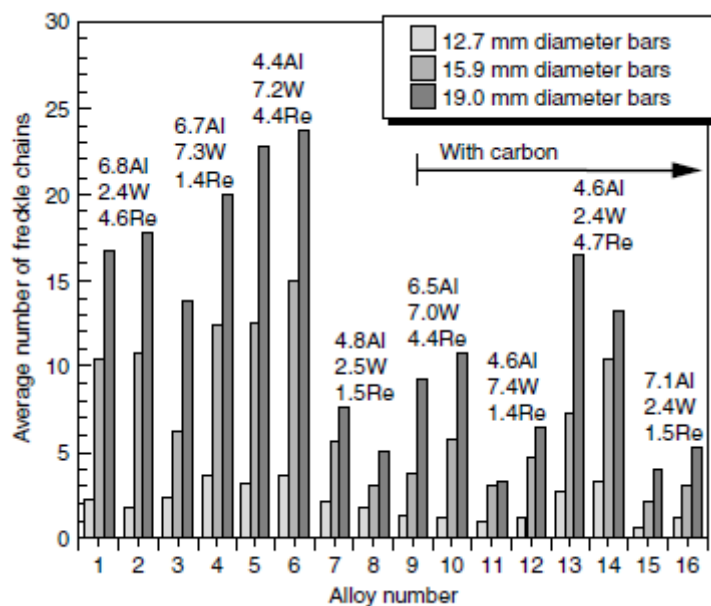


Fig.5.18 Statistica formării lanțurilor de pistruu în barele turnate de diverse diametre, din superaliaje de diverse compoziții care au în comun aprox. 6,1 % Ta și 0,14 % Hf

Fig.5.18 a fost obținută prin analiza a peste 16 superaliaje diferite turnate în probe cilindrice cu diametrele de 12,7; 15,9 și 19,0 mm. Unele dintre superaliaje au fost dopate intenționat cu carbon. Figura reprezintă numărul minim de lanțuri de pistruu care apar la suprafața probelor. S-au formulat următoarele observații:

- lanțurile devin mai frecvente, odată cu creșterea diametrului barelor turnate;
- numărul lanțurilor de pistruu crește odată cu cantitatea de W+Re;

- ❑ adăuga de carbon reduce tendința de formare a lanțurilor de pistru;
- ❑ există o distanță critică minimă, între brațele primare dendritice, sub care nu apar pistru, conform Fig.5.19.

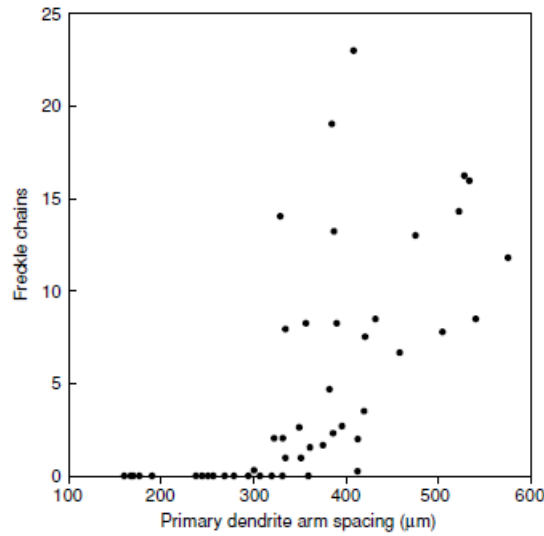


Fig.5.19 Dependența numărului de lanțuri de pistru de distanța dintre brațele dendritice. Distanța critică minimă este ~300μm

Se consideră că elementele de aliere pot partiționa fie în regiunile interdendritice fie în dendritele propriu-zise.

Cu ajutorul microanalizei cu sondă electronică (EPMA = electron probe micro-analysis) s-a observat că Re și W segrează în miezul dendritelor și că Al, Ti și Ta partiționează în regiunile interdendritice, conform Fig.5.20.

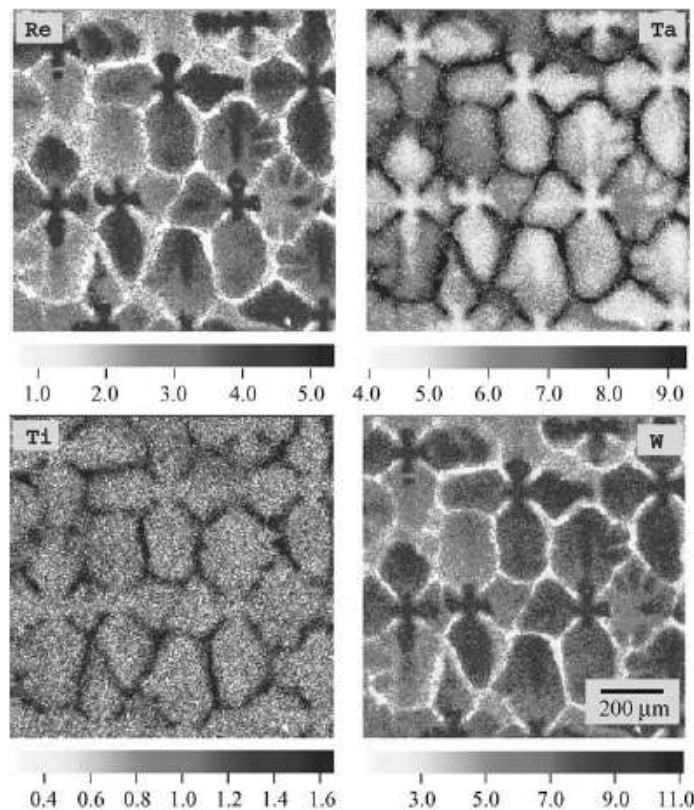


Fig.5.20 Imagini de micro-analiză cu sondă electronică a secțiunii transversale a structurii turnate a super-aliajului CMSX-4, care confirmă distribuția W și Re în miezul dendritic și a Ti și Ta în regiunile interdendritice

Alte elemente, ca Cr, Co și Ru, s-au dovedit a fi neutre din punct de vedere al partiționării. Concluziile sunt că probabilitatea de formare a pistruilor este maximă atunci când lichidul din regiunea interdendritică devine sărac în elemente grele (cum ar fi Re și W) și este minimă atunci când distanța dintre brațele dendritice primare este redusă. O comparație între variația reală și cea teoretică a densității fazei lichidă în funcție de temperatură, cum ar fi cea din Fig.5.21, arată de diferență clară peste 1650 K. Deci peste 1650 K probabilitatea formării pistruilor este maximă.

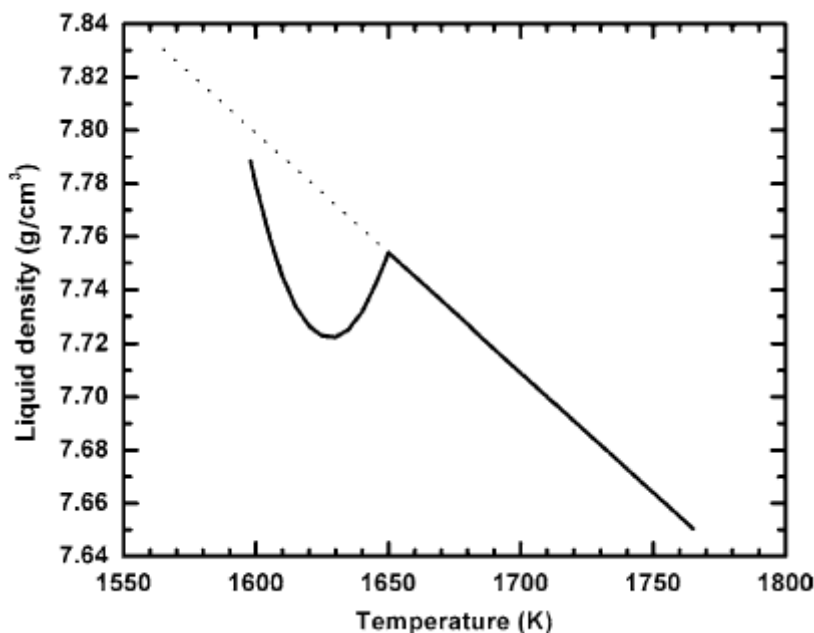


Fig.5.21 Variația densității cu temperatura a superaliajului CMSX-4 lichid. Datele de peste 1650 K sunt din literatură, linia punctată fiind o extrapolare peste linia lichidus.

5.1.4 Influența condițiilor de prelucrare asupra dimensiunii structurii dendritice

S-a arătat că gradientul de temperatură, G și viteza de retragere a probei, v , sunt parametrii care influențează în mod direct structura dendritică formată la solidificarea direcțională.

În continuare se estimează dependența distanței dintre brațele dendritice, L_p și parametrii G și v , conform Fig.5.22.

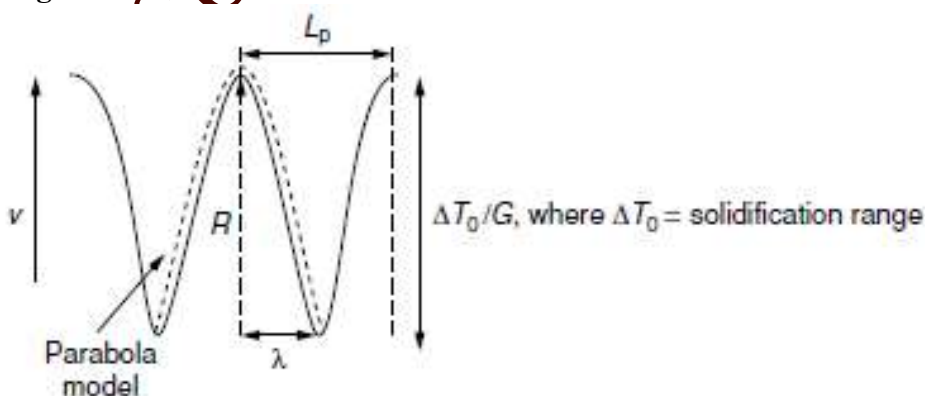


Fig.5.22 Ilustrare schematică a geometriei structurii dendritice în stare stabilă: distanța dintre brațele primare este L_p iar axele majore și minore ale paraboloidului de revoluție care aproximează brațele dendritice sunt $\Delta T_0/G$ și respectiv $\lambda = L_p/2$

Fie ΔT_0 -intervalul termic de solidificare.

Dacă se consideră o diagrama de fază binară, cu o curbă lichidus de pantă m și un coeficient de partiționare lichid/ solid k , se poate demonstra că $\Delta T_0 = mc_0(k-1)$, unde c_0 este compoziția

chimică a aliajului luat în considerație. Geometria structurii dendritice ilustrată în Fig.5.22 presupune că dendritele au la vârf o rază de curbură R și sunt distanțate cu L_p . Înălțimea medie a trunchiurilor dendritice este $\Delta T_0/G$ iar grosimea la rădăcină este $2\lambda \approx L_p$.

La atingerea stării de echilibru dendrita suferă o mișcare de translație cu viteza v , timp în care forma sa este invariantă. Într-o primă aproximație, forma dendritei este asociată cu o parabolă și raza la vârf este $R = \lambda^2 / (\Delta T_0 / G)$. Gradul de subrăcire ΔT are 2 termeni: $\Delta T_{\text{solutal}}$ -provenit din partiționarea solvitului și $\Delta T_{\text{curvature}}$ -datorat reducerii energiei libere Gibbs. Considerând că, pentru o suprasaturare Ω foarte mică, $\Delta T_{\text{solutal}} \approx mc_0 \Omega (1-k)$ se obține:

$$\Delta T = \Delta T_{\text{solutal}} + \Delta T_{\text{curvature}} = mc_0 \Omega (1-k) + \frac{2\theta}{R} \quad (5.15)$$

unde θ este coeficientul Gibbs. Considerând creșterea unei dendrite izolate drept formarea unui cilindru cu vârf semisferic, suprasaturarea este dată de $\Omega = Rv/D$, unde D este coeficientul de difuzie al solvitului în lichidul din fața frontului de solidificare. Substituind $R = \lambda^2 G / \Delta T_0$, se obține:

$$\Delta T = mc_0 (1-k) \left(\frac{v}{2D} \right) \left(\frac{\lambda^2 G}{\Delta T_0} \right) + \frac{2\theta \Delta T_0}{\lambda^2 G} \quad (5.16)$$

care reprezintă dependența gradului de subrăcire de 3 variabile- $\lambda = L_p/2$, G și v . Considerând condiția de limită conform căreia creșterea se produce pentru acele rațe dendritice λ care minimizează ΔT sau care maximizează v , rezultă

$$vG^2 \lambda^4 = 4\theta Dmc_0 (1-k) \quad (5.17)$$

Considerând $\lambda = L_p/2$, rezultă:

$$vG^2 L_p^4 = 64\theta Dmc_0 (1-k) \quad (5.18)$$

Trebuie remarcat că este de așteptat ca termenul din partea dreaptă să fie invariant, pentru orice sistem de aliaje. Asta înseamnă că $vG^2 L_p^4 = \text{ct}$, deci L_p este proporțional cu $G^{-1/2} v^{-1/4}$, ceea ce înseamnă că G are o influență mai puternică asupra distanței dintre brațele dendritice decât v , ca în Fig.5.23.

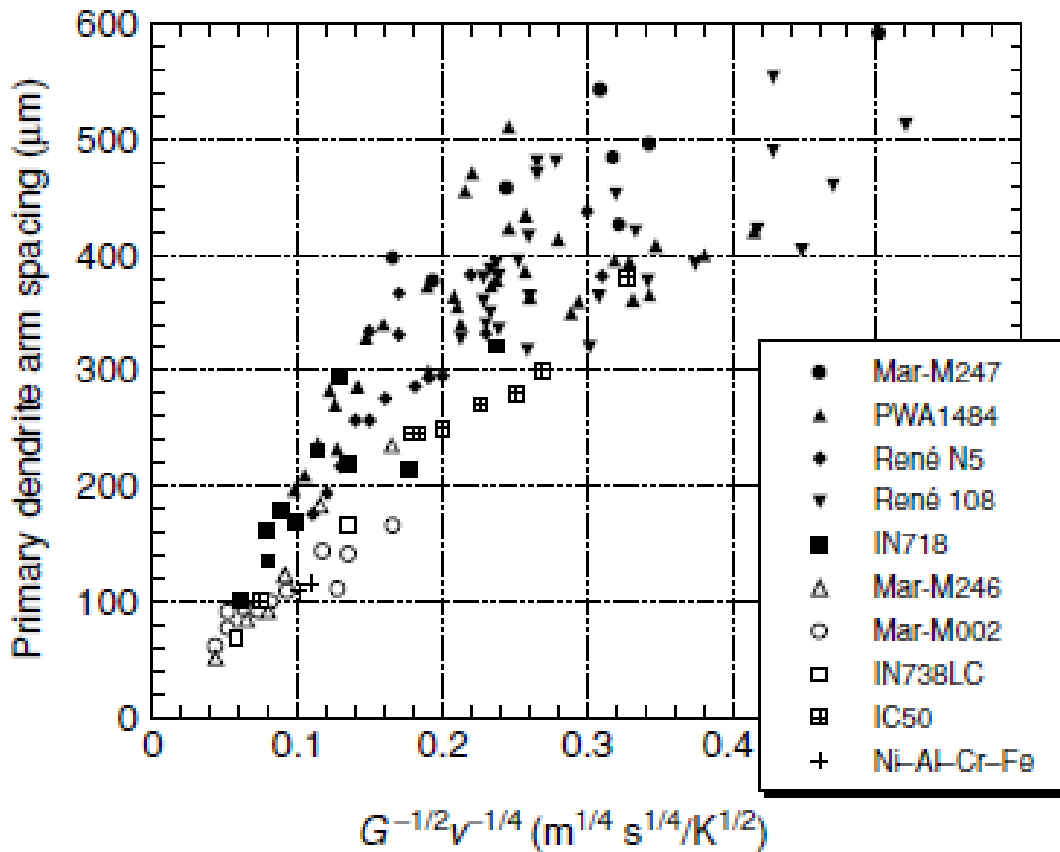


Fig.5.23 Variația distanței dintre brațele dendritice în funcție de $G^{-1/2} v^{-1/4}$ pentru mai multe superaliaje comerciale. G -gradient de temperatură; v -viteză de retragere a formei

5. SUPERALIAJE MONOCRISTALINE PENTRU LAME DE TURBINE

Concordața dintre datele experimentale și teorie confirmă ipoteza condițiilor de limită care s-a bazat această teorie.

5.2 Optimizarea chimiei superaliajelor monocristaline

Timpe de peste 20 de ani, de când au apărut primele superaliaje monocristaline, compoziția chimică a acestora a fost optimizată pentru îmbunătățirea proprietăților. Astfel s-a format o imagine clară asupra rolului jucat de diverse elemente de aliere asupra anumitor proprietăți ale superaliajelor. Astfel au rezultat patru generații de superaliaje monocristaline, cu compozițiile chimice date în Tab.5.3-5.6.

Tab. 5.3 Compoziții chimice ale unor superaliaje monocristaline din prima generație (%m)

Aliaj	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	V	Hf	Ni	Densitatea, g/cm ³
Nasair 100	9	-	1	10,5	5,75	1,2	3,3	-	-	-	Rest	8,54
CMSX-2	8	4,6	0,6	8	5,6	1	6	-	-	-	Rest	8,60
CMSX-6	9,8	5	3	-	4,8	4,7	2	-	-	0,1	Rest	7,98
PWA1480	10	5	-	4	5	1,5	12	-	-	-	Rest	8,7
SRR99	8	5	-	10	5,5	2,2	3	-	-	-	Rest	8,56
RR2000	10	15	3	-	5,5	4	-	-	1	-	Rest	7,87
Rene N4	9	8	2	6	3,7	4,2	4	0,5	-	-	Rest	8,56
AM1	7,8	6,5	2	5,7	5,2	1,1	7,9	-	-	-	Rest	8,6
AM3	8	5,5	2,25	5	6	1,2	3,5	-	-	-	Rest	8,25
TMS-6	9,2	-	-	8,7	5,3	-	10,4	-	-	-	Rest	8,9
TMS-12	6,6	-	-	12,8	5,2	-	7,7	-	-	-	Rest	9,07

Tab. 5.4 Compoziții chimice ale unor superaliaje monocristaline din cea de-a doua generație (%m)

Aliaj	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	Ni	Densitatea, g/cm ³
CMSX-4	6,5	9	0,6	3	5,6	6	1	6,5	-	0,1	Rest	8,70
PWA1484	5	10	2	3	5	6	-	8,7	-	0,1	Rest	8,95
Rene N5	7	8	2	3	3,7	5	-	7	-	0,2	Rest	8,70
M2	8	5	2	-	5,2	8	1,5	6	-	-	Rest	8,63
TMS-82+	4,9	7,8	1,9	2,4	5,2	8,7	0,5	6	-	0,1	Rest	8,93

Tab. 5.5 Compoziții chimice ale unor superaliaje monocristaline din cea de-a treia generație (%m)

Aliaj	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	Alte elemente	Ni	Densitatea, g/cm ³
CMSX-10	2	3	0,4	6	5	5,7	0,2	8	0,1	0,03	-	Rest	9,05
Rene N5	4,2	12,5	1,4	5,4	6	5,75	-	7,2	-	0,15	0,05C; 0,004B; 0,01Y	Rest	8,97
TMS-75	3	12	2	5	6	6	-	6	-	0,1	-	Rest	8,89

Tab. 5.6 Compoziții chimice ale unor superaliaje monocristaline din cea de-a patra generație (%m)

Aliaj	Cr	Co	Mo	Re	Ru	W	Al	Ti	Ta	Hf	Alte elemente	Ni	Densitatea, g/cm ³
MC-NG	4	<0,2	1	4	4	5	6,0	0,5	5	0,1	-	Rest	8,75
MX4/PW1497	2	16,5	2,0	5,95	3	6	5,55	-	8,25	0,15	0,03C; 0,004B	Rest	9,20
TMS-138	2,8	5,8	2,9	5,1	1,9	6,1	5,8	-	5,6	0,05	-	Rest	8,95
TMS-162	2,9	5,8	3,9	4,9	6	5,8	5,8	-	5,6	0,09	-	Rest	9,04

Odată cu evoluția superaliajelor, prin apariția generațiilor de rang superior, a crescut cantitatea de Re și s-au diminuat conținuturile de Ti, și Mo. În timpul dezvoltării superaliajelor s-au luat în considerație 4 linii directoare:

- să se utilizeze cantități de Al, Ti și Ta care să asigure proporții de cca. 70% fază γ' ;
- compoziția chimică trebuie să reducă nepotrivirea rețelelor γ/γ' , astfel încât energia de pe interfața γ/γ' să fie minimizată și creșterea fazei γ' să fie limitată;
- concentrațiile de Re, W, Ta și Ru, care induc rezistență la fluaj, nu trebuie să favorizeze precipitarea fazelor topologic-compacte;
- compoziția chimică trebuie să asigure rezistența la expunerea la căldură și la gazele de ardere

A. Obținerea unei cantități de cca. 70 % fază γ' constituie o verină impusă de necesitatea măririi rezistenței la fluaj. Aceasta se întâmplă deoarece fluajul se produce cu precădere în canalele de fază γ , aflate între precipitatele de fază γ' . Deci cantitatea de fază γ trebuie redusă. Microstructura optimă a unui superaliaj monocristalin constă din multe particule fine de fază γ' separate de straturi foarte fine de matrice γ , ca în Fig.5.24.

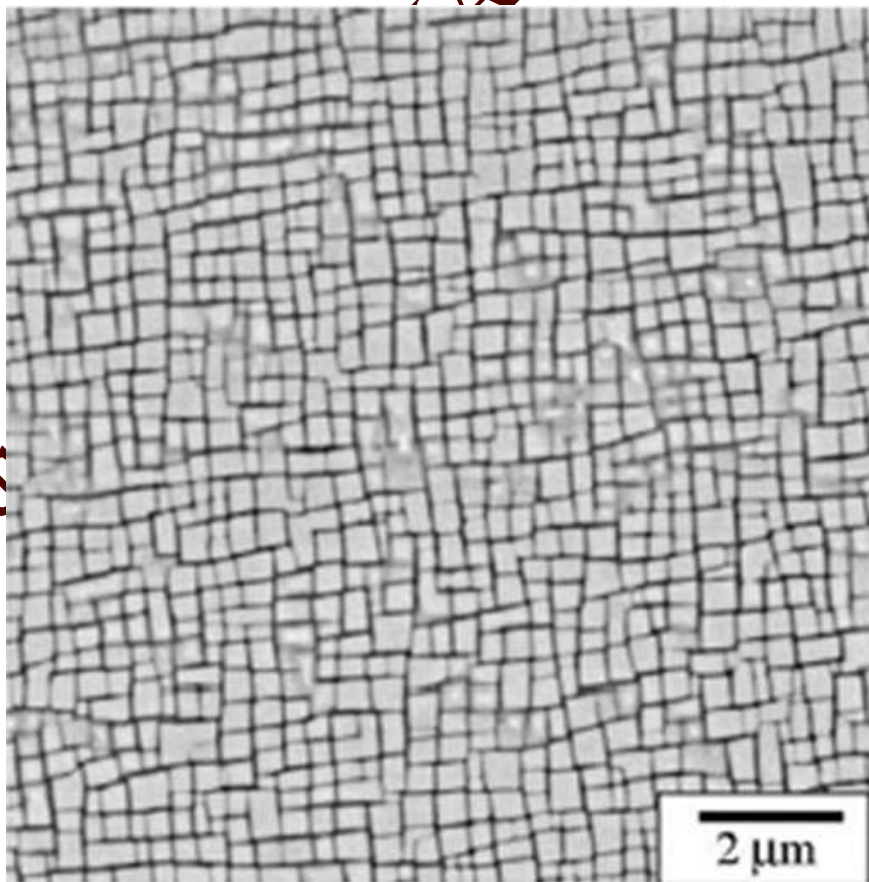


Fig.5.24 Micrografie SEM a microstructurii γ/γ' a superaliajului monocristalin CMSX-4 de cea de-a doua generație

Datele experimentale au arătat că proprietățile de rezistență la fluaj nu cresc continuu odată cu creșterea cantității de fază γ' . Fig.5.25 prezintă atingerea duratei maxime de rezistență la fluaj pentru a fracțiune de fază γ' de 70 %.

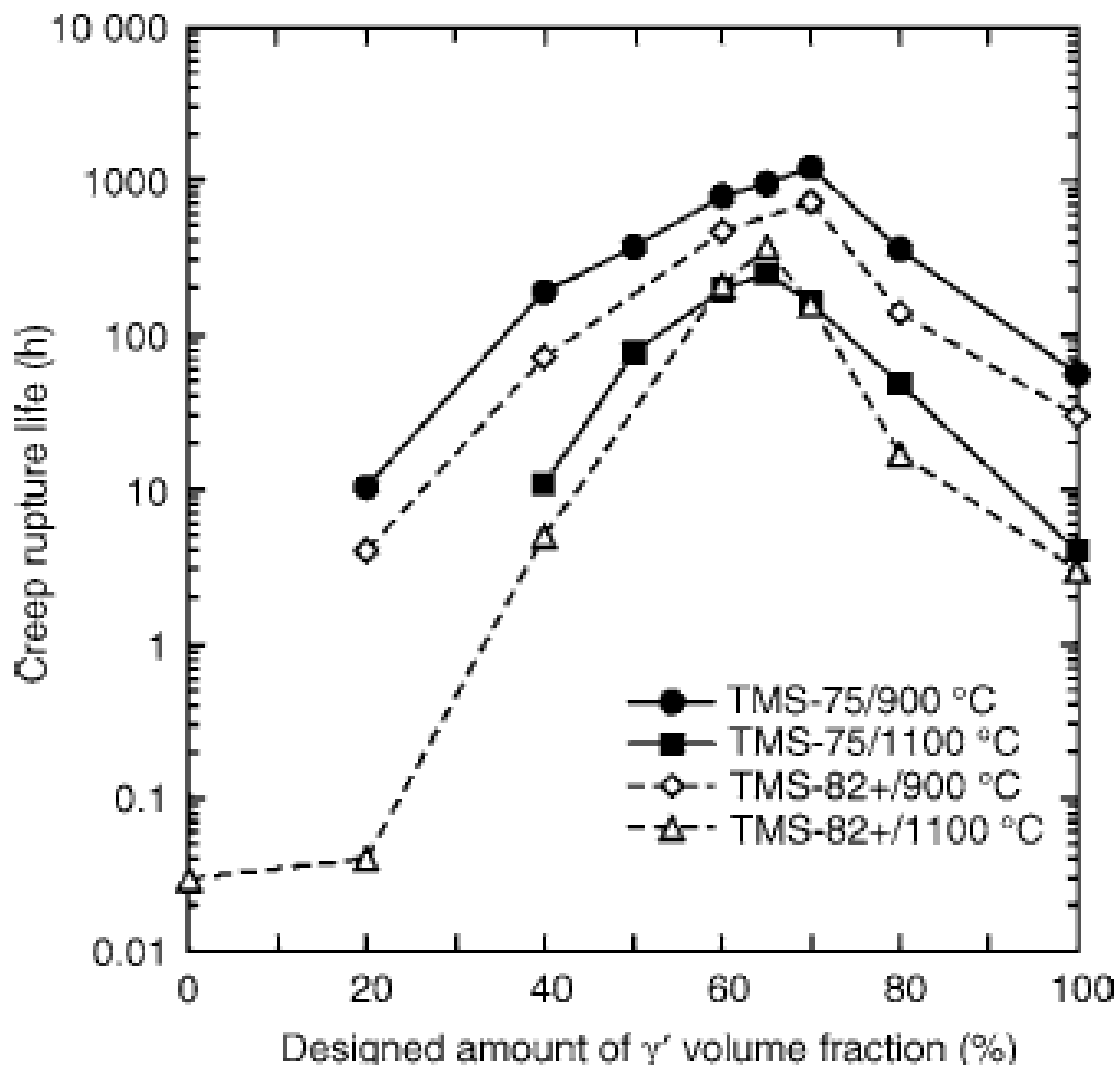


Fig.5.25 Variația duratelor de rezistență la fluaj a superaliajelor TMS-75 și TMS-82+ monocristaline, în funcție de cantitatea de fază γ' . Durata cea mai mare s-a obținut atunci când fracțiunea de γ' este de cca. 70 %

Trebuie reținut că, deși rezistența la fluaj a fazei γ' este superioară celei prezentate de faza γ , microstructurile care conțin amestecuri de γ și γ' se comportă cel mai bine la fluaj.

Deci raportul dintre elementele formatoare de fază γ și cele formatoare de fază γ' trebuie foarte bine ales, astfel încât fracțiunea de fază γ' să fie optimă.

Pentru punerea în soluție, înaintea formării fazei γ' , trebuie să existe un interval de solubilitate totală, ΔT , în care să nu existe decât faza γ . Dacă această condiție nu este respectată, tratamentul de punere în soluție nu va fi însoțit de dizolvarea microsegregațiilor reziduale și a amestecurilor eutectice.

De exemplu, punerea în soluție a superaliajului CMSX-4 implică încălzirea timp de 8 ore la 1314°C, o îmbătrânire primară, timp de 4 ore, la 1140°C, urmată de îmbătrânire secundară, timp de 16 ore la 870°C.

Fig.5.26 prezintă o simulare a stabilității superaliajului CMSX-4 într-un interval termic din vecinătatea temperaturii de topire. Intervalul de solubilitate este de cca. 50°C.

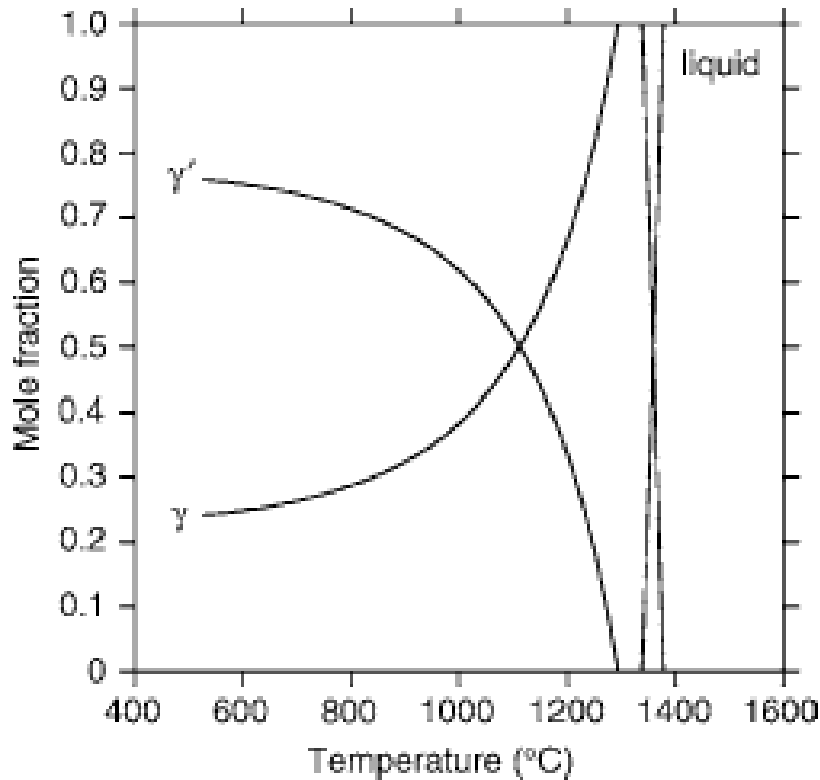


Fig.5.26 Variația fracțiunii de lichid și de fază γ și γ' , odată cu temperatura, pentru superaliajul CMSX-4 monocristalin. Intervalul de punere în soluție este între 1300°C și 1350°C

Cum, odată cu creșterea fracțiunii de fază γ' , este de așteptat ca intervalul de solubilitate să scadă, tratamentul termic al superaliajelor din generațiile trei și patru, care conțin cantități mai mari de Re, durează mult mai mult timp.

B. Minimizarea nepotrivirii rețelei este dată de:

$$\delta = 2 \times \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}} \quad (5.19)$$

unde parametrii rețelelor celor două faze sunt:

$$a_{\gamma} = 3,524 + 0,110x_{Cr}^{\gamma} + 0,178x_{Mo}^{\gamma} + 0,444x_{W}^{\gamma} + 0,441x_{Re}^{\gamma} + 0,179x_{Al}^{\gamma} + 0,422x_{Ti}^{\gamma} + 0,700x_{Ta}^{\gamma}, \text{ \AA} \quad (5.20)$$

și

$$a_{\gamma'} = 3,570 - 0,004x_{Cr}^{\gamma'} + 0,208x_{Mo}^{\gamma'} + 0,194x_{W}^{\gamma'} + 0,262x_{Re}^{\gamma'} + 0,258x_{Ti}^{\gamma'} + 0,500x_{Ta}^{\gamma'}, \text{ \AA} \quad (5.21)$$

unde x_i^j sunt fracțiunile molare de element i în faza j .

S-a constatat că valoarea nepotrivirii de rețea are un efect semnificativ asupra precipitatelor de fază γ' , după cum arată Fig.5.27.

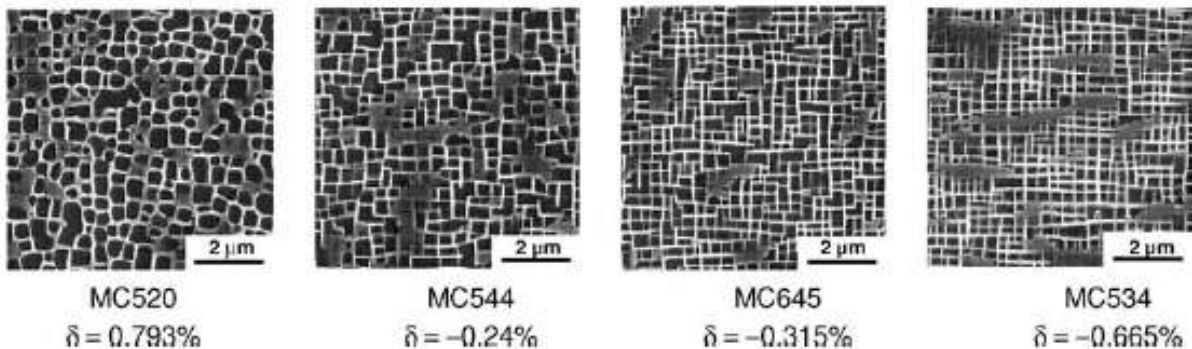


Fig.5.27 Microstructuri γ/γ' pentru patru superaliaje monocristaline cu compoziții chimice diferite. Se remarcă corelația dintre morfologia fazei γ' și valorile estimate ale nepotrivirii rețelei, δ

Dacă nepotrivirea este mică, de exemplu sub 0,5 %, atunci particulele de fază γ' sunt cuboidale cu colțuri ascuțite caracteristice coerenței elastice. Pe măsură ce nepotrivirea rețelei crește, precipitatele devin sferice și coerența dispare.

S-a constatat că faza γ' are un coeficient de dilatare termică mult mai mic decât faza γ , după cum arată Fig.5.28, în cazul a patru superaliaje comerciale.

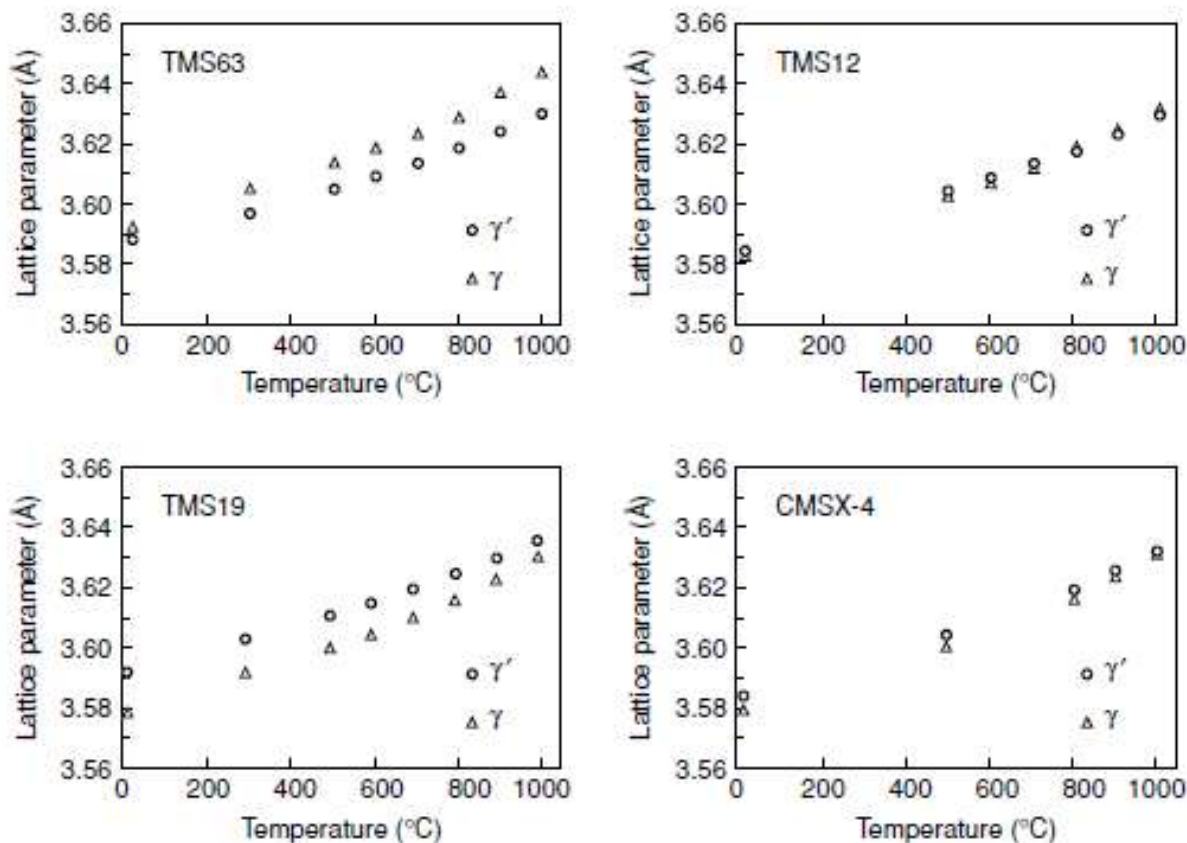


Fig.5.28 Variația parametrului de rețea al matricii γ și al precipitatelor γ' la mai multe superaliaje monocristaline pe bază de nichel, determinate utilizând difracția de raze X

Prin urmare, la superaliajele monocristaline nepotrivirea rețelei devine și mai negativă ($a_{\gamma'} < a_{\gamma}$) odată cu creșterea temperaturii.

C. Creșterea cantităților de Re, W, Ta, Mo și Ru, pentru îmbunătățirea proprietăților de fluaj dar fără a produce precipitarea fazelor topologic compacte (cum ar fi faza P, cu celula elementară prezentată în Fig.4.17) se bazează pe evoluția cvasi-liniară a caracteristicilor (Fig.3.2) acestor materiale odată cu dezvoltarea lor tehnologică în timp și trecerea la o generație mai avansată.

Analiza Tab.5.2-5.5 indică apariția Re începând cu superaliajele de cea de-a doua generație, unde apare în proporție de cca. 3 %. Cea de-a treia generație conține cca. 5-6 %. Cercetările au arătat că rezistența la fluaj crește în ordinea: Co \rightarrow Cr \rightarrow Ta \rightarrow W \rightarrow Re. Asta dovedește că cele mai bune durificatoare la fluaj sunt elementele care difuzează cel mai greu în Ni. Cu toate acestea, prezența unor cantități mari de Cr, Mo, W și Re favorizează formarea fazelor topologic-compacte, însoțită de pierderea stabilității aliajului, dăunătoare din punct de vedere al rezistenței la fluaj.

Se definește parametrul Larson-Miller sub forma:

$$T[E + \log_{10} t_r] = P \quad (5.22)$$

în care E este constanta Larson-Miller, cu o valoare medie $E = 20 \log h$. Cu ajutorul acestui parametru se trasează diagramele Larson-Miller care prezintă variația $\sigma = f(P)$, obținută în urma testelor de fluaj. Câteva exemple sunt prezentate în Fig.5.29.

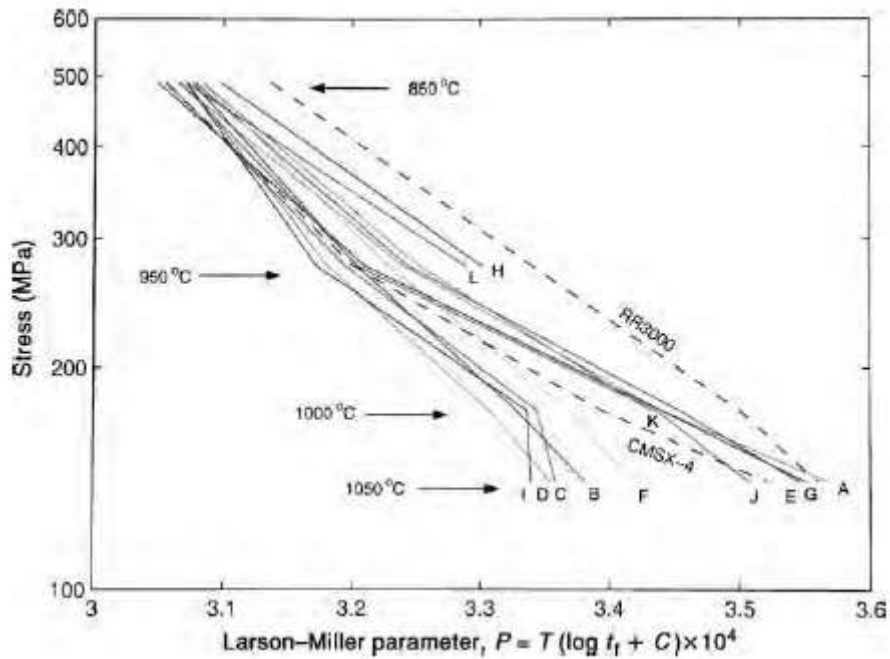


Fig.5.29 Variația tensiunii de rupere la fluaj în funcție de parametrul Larson-Miller, pentru mai multe superaliaje de cea de-a doua generație. S-a considerat că aliajele notate B, C, D, F și I sunt susceptibile la formarea fazelor topologic-compacte

La temperaturi joase de cca. 800°C și tensiuni de 500 MPa, tensiunea variază foarte puțin, după compoziția aliajului astfel încât, practic, toate aliajele se comportă la fel. Peste 950°C, la tensiuni de 150 MPa se constată despărțirea în 2 grupe: la aliajele B,C,D,F și I, unde se formează faze topologic compacte, rezistența la fluaj scade brusc. În astfel de cazuri s-a constatat, de exemplu, precipitarea unor cantități mari de fază σ și P. Un exemplu de astfel de micrografie tipică este ilustrat în Fig.5.30.

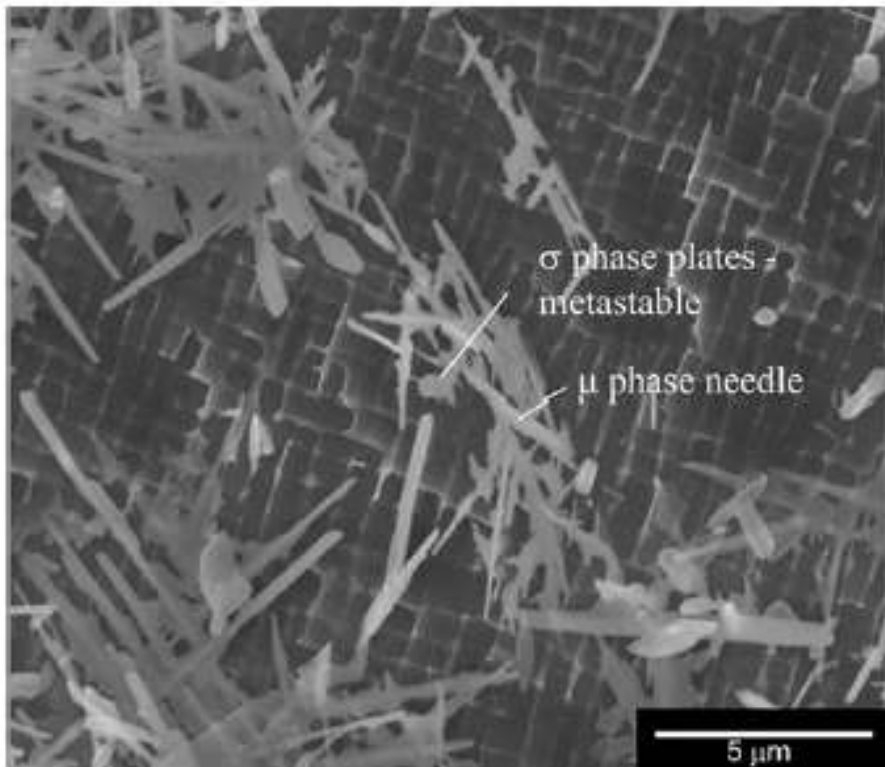


Fig.5.30 Micrografie SEM a unui superaliaj experimental de cea de-a doua generație, RR2071, îmbătrânit 500 ore la 900°C, prezentând formarea excesivă a fazelor TCP σ și P

Formarea fazelor TCP este însoțită de reducerea procentuală a structurii γ/γ' , ceea ce cauzează reducerea rezistenței la fluaj.

D. Evitarea degradării superficiale în urma expunerii la gazele arse fierbinți poate fi realizată prin mai multe metode, cum ar fi oxidarea. În acest scop se analizează formarea oxidilor NiO, Cr₂O₃ și Al₂O₃. S-a constatat că cel mai stabil este Al₂O₃ iar cel mai instabil NiO. NiO conține o concentrație ridicată de vacanțe de Ni și din acest motiv se formează foarte rapid, cu goluri și microfisuri.

Cr₂O₃ este mai stabil însă la temperaturi mari se transformă în CrO₃ gazos și din acest motiv superaliajele, cu peste 12 % Cr, în care se formează acest oxid nu pot fi folosite peste 900⁰C. Formarea Al₂O₃ este cea mai lentă și din acest motiv superaliajele monocristaline din prima și din cea de-a doua generație, cu cca. 6 % Al, erau proiectate să permită formarea acestui oxid.

Fig.5.31 prezintă variații tipice ale constantelor de îngroșare parabolică la formarea straturilor de oxid.

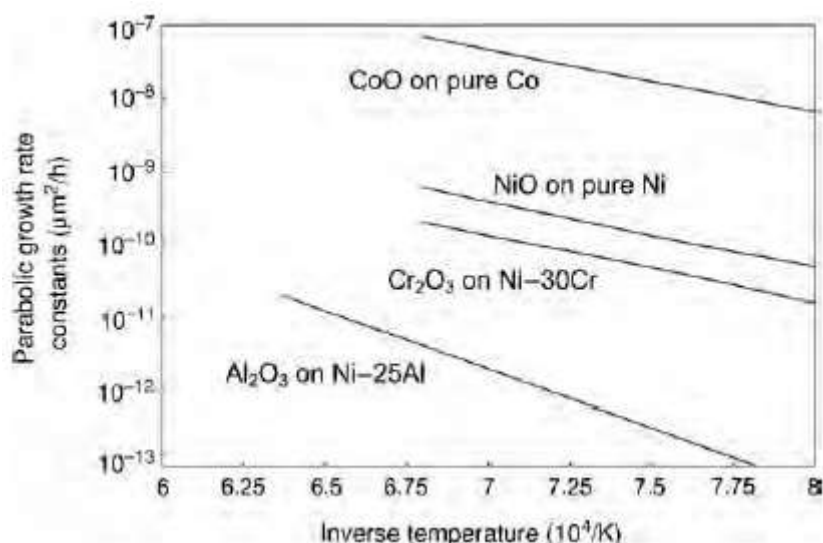


Fig.5.31 Variația constantelor de îngroșare parabolică la formarea oxidului în funcție de temperatură. Se observă că formarea Al₂O₃ este lentă.

5.3 Comportarea mecanică a superaliajelor monocristaline

Comportarea mecanică a superaliajelor monocristaline este dictată de valoarea foarte ridicată a tensiunilor interne generate în timpul funcționării motoarelor de tip turbină. În continuare se analizează comportările la fluaj și la oboseală ale superaliajelor monocristaline supuse la încărcare uniaxială, cu tensiunea orientată de -a lungul axei cristalografice <001>.

5.3.1 Comportarea la fluaj

Tensiunea de curgere a superaliajelor monocristaline, orientate după direcția <001>, rămâne aproape constantă până la 700⁰C, după care scade puternic la creșterea temperaturii, după cum ilustrează **Fig.5.32** și **Tab.5.7**, în cazul superaliajului monocristalin CMSX-4, de a doua generație.

Tab.5.7 Comportarea la fluaj a CMSX-4

Temperatura, °C	Tensiunea de curgere, MPa	Fluaj		
		Tensiunea, MPa	Deformația, %	Durata, h
750	900	750	5	5
950	600	200	5	1800
1150	-	100	1	200

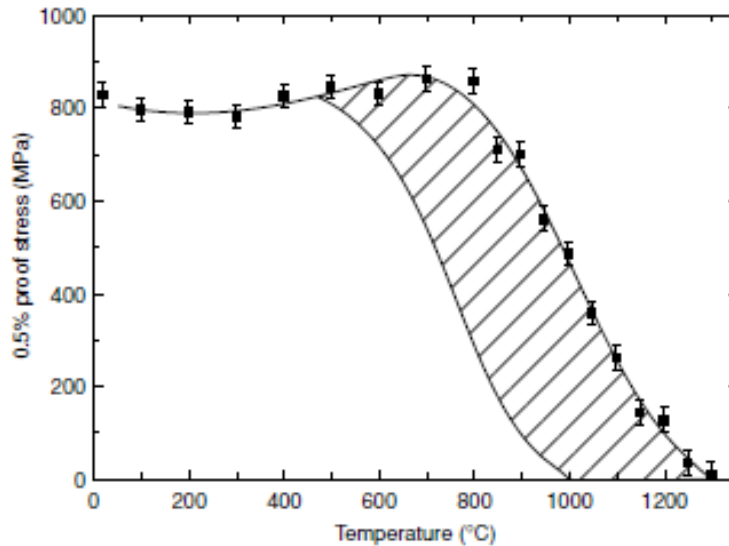


Fig.5.32 Variația tensiunii uniaxiale de curgere 0,5% a monocristalelor de superaliaj CMSX-4, orientate după direcțiile <001> prezentând (în regiunea hașurată) condițiile observării unei puternice deformații prin fluaj anelastic

Mecanismul deformației prin fluaj al monocristalelor orientate după direcția <001> este foarte sensibil la condițiile de temperatură și tensiune. S-a observat că există mai multe regimuri de fluaj, fiecare cu mecanismul său distinct de degradare microstructurală. Acest aspect este ilustrat în Fig.5.33-5.35, în cazul monocristalelor de superaliaj CMSX-4, prin intermediul variațiilor deformației de fluaj în funcție de timp (diagramele din stânga) și prin intermediul variațiilor vitezei de deformare prin fluaj în funcție de deformația prin fluaj (dreapta). Curbele viteză-deformație de fluaj permit identificarea perioadelor de durificare prin fluaj, în timpul cărora viteza de deformare prin fluaj scade la creșterea deformației. La temperaturi relativ scăzute și tensiuni aplicate suficient de ridicate, ca în Fig.5.33, se observă o perioadă de fluaj primar, care cuprinde regiunea inițială de tranziție, cu deformație rapidă, fiind caracterizat prin creșterea inițială urmată de des-creșterea vitezei de fluaj.

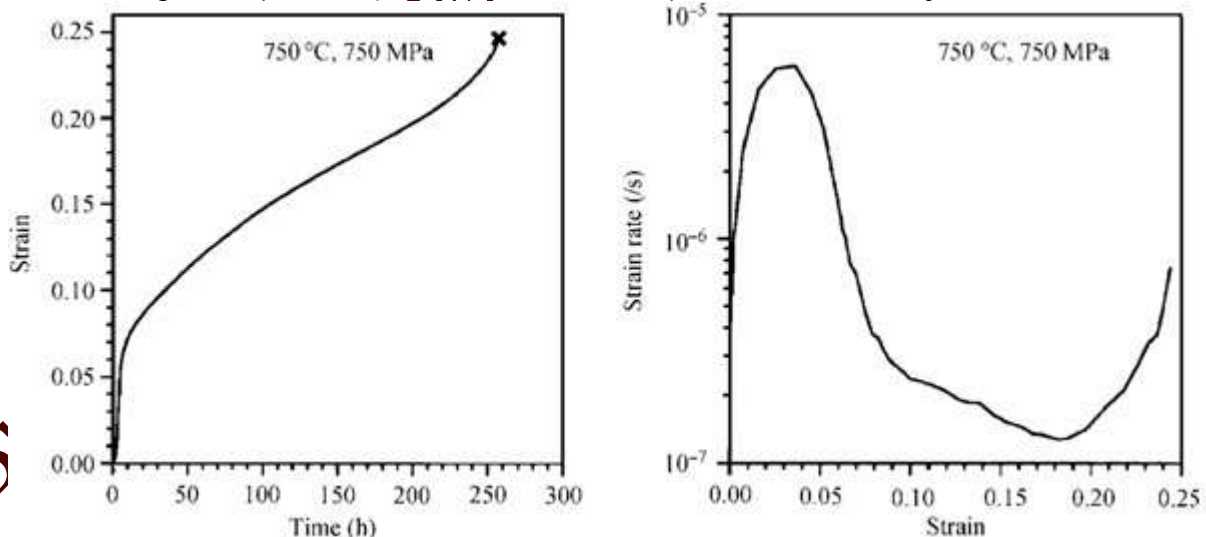


Fig.5.33 Comportare la fluaj, la 750°C, sub o sarcină constantă de 750 MPa, a monocristalelor de superaliaj CMSX-4, orientate după direcția <001>

Urmează o scurtă perioadă de fluaj secundar în care viteza de fluaj este aproape invariantă. În Fig.5.33 viteza fluajului secundar este de 10^{-7} s^{-1} . Trebuie remarcat că fluajul secundar nu a fost observat niciodată la începutul solicitării, el producându-se numai după o perioadă

substanțială de deformare primară.

Comportamentul ilustrat în Fig.5.34, prezentând comportarea la fluaj la 950°C, sub o sarcină de 185 MPa, este tipic deformației terțiare prin fluaj.

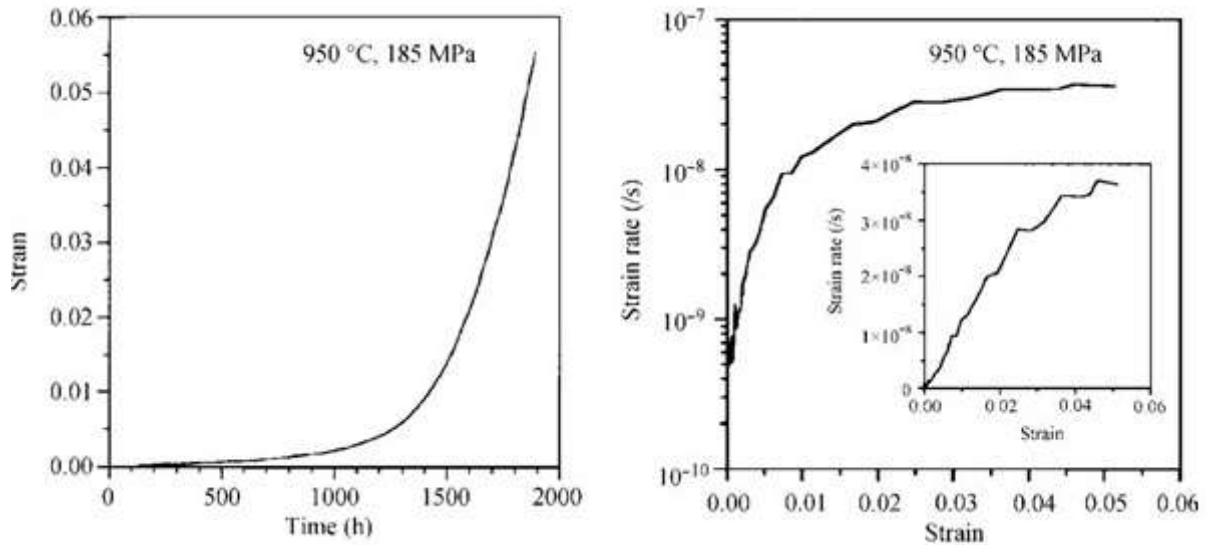


Fig.5.34 Comportare la fluaj, la 950°C, sub o sarcină constantă de 185 MPa, a monocristalelor de superaliaj CMSX-4, orientate după direcția <001>

Acest comportament apare în condiții intermediare de temperatură și tensiune aplicată. Caracteristica acestui regim este creșterea monotonă a vitezei de fluaj la creșterea deformației de fluaj.

La temperaturi peste 1050°C, curba de fluaj prezintă un palier după care deformația de fluaj crește catastrofal, fiind urmat imediat de apariția rupei.

După cum arată Fig.5.35, înaintea apariției palierului, există un mic efect de durificare prin fluaj, caracterizat prin scăderea locală a vitezei de fluaj.

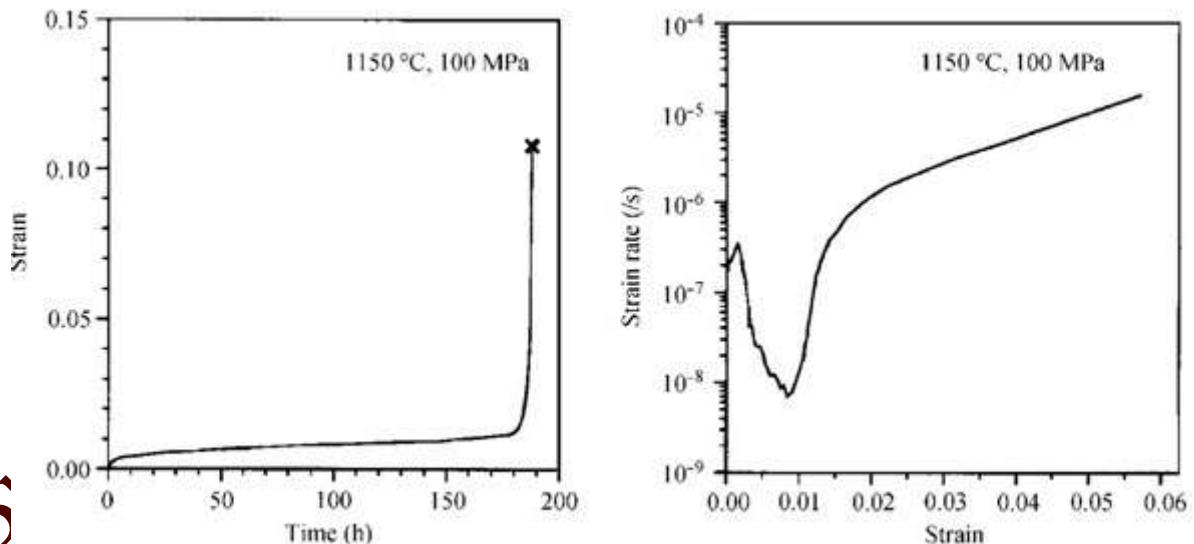
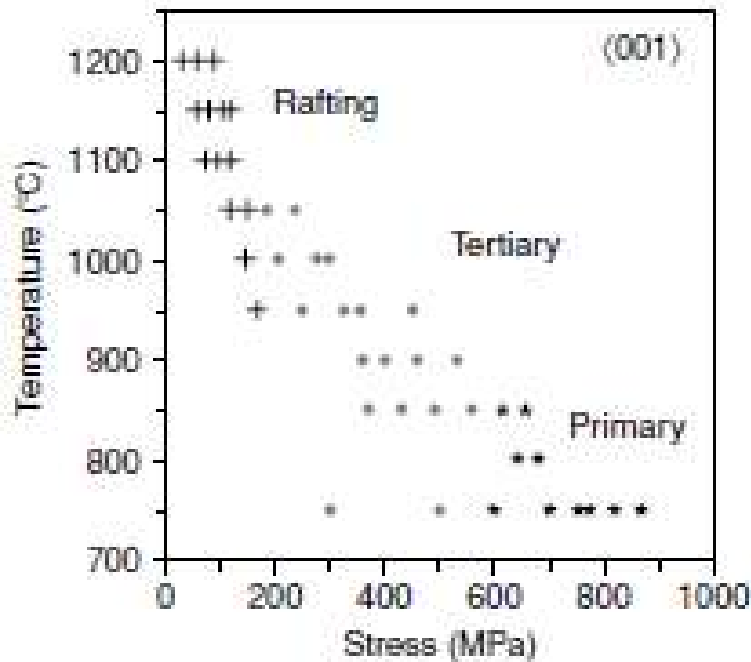


Fig.5.35 Comportare la fluaj, la 1150°C, sub o sarcină constantă de 100 MPa, a monocristalelor de superaliaj CMSX-4, orientate după direcția <001>

La aceste temperaturi ridicate comportarea la fluaj este afectată de degradarea microstructurii γ/γ' ceea ce dă naștere așa numitei morfologii de rafting. Aceasta dă și numele regimului care se deosebește de fluajul primar și terțiar, care sunt caracteristice temperaturilor scăzute și tensiunilor mai ridicate.

Fig.5.36 rezumă condițiile de tensiune și temperatură în care apar regimurile de fluaj primar, terțiar și de rafting, pentru superaliajul CMSX-4.



curs Traducere

Fig.5.36 Diagramă tensiune-temperatură ilustrând condițiile de apariție a modurilor de deformare prin fluaj primar, terțiar și de rafting, în cazul superaliajului CMSX-4

În continuare sunt discutate micromecanismele de deformare ale diferitelor regimuri de fluaj.

A. Regimul fluajului terțiar

Fig.5.37 prezintă o micrografie TEM tipică superaliajului CMSX-4, după producerea fluajului terțiar.

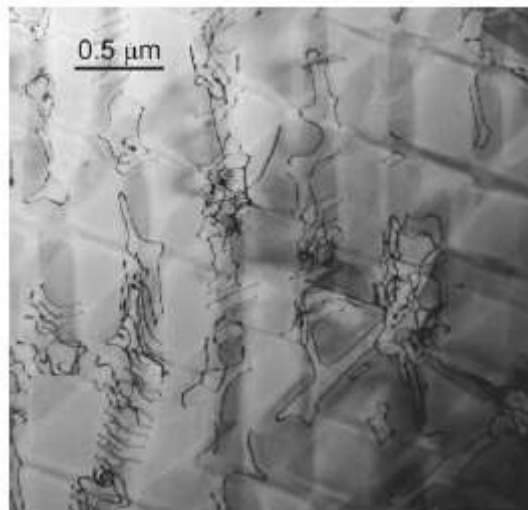


Fig.5.37 Mircografie TEM a superaliajului monocristalin CMSX-4, deformat cu 0.04% după 1890 de ore la temperatura de 750°C și tensiunea de 450MPa. Se remarcă localizarea prezenței dislocațiilor $\langle 110 \rangle$ $\{111\}$ la un număr limitat de canale de fază γ

S-a constatat că dislocațiile sunt de tip $a/2 \langle 1\bar{1}0 \rangle \{111\}$ fiind restrânse la canalele din matricea de fază γ , localizate între particulele de fază γ' . Deoarece canalele de fază γ sunt foarte subțiri dislocațiile nu pot pătrunde în particulele de fază γ' , ceea ce împiedică apariția fenomenelor de degradare structurală.

5. SUPERALIAJE MONOCRISTALINE PENTRU LAME DE TURBINE

Segmentele conducătoare ale buclelor de dislocații au caracter elicoidal, pentru a putea îndeplini condiția de cățărare. Însă pe măsură ce dislocațiile se extind în canalele de fază γ , pe interfețele γ/γ' apar dislocații de tip marginal.

Pentru interpretarea cantitativă a datelor de fluaj terțiar, ilustrat în Fig.5.34, se pornește de la ipoteza că viteza de fluaj este proporțională cu deformația. Atunci densitatea de dislocații mobile, ρ_m , care caracterizează distrugerea provocată prin fluaj, variază în funcție de deformația de fluaj ϵ conform:

$$\rho_m = \rho_0 + M\epsilon \quad (5.23)$$

unde ρ_0 este densitatea inițială de dislocații iar M este o constantă ce descrie viteza de multiplicare a dislocațiilor. Viteza de deformație macroscopică prin fluaj, $\dot{\epsilon}$, este dată de:

$$\dot{\epsilon} = \rho_m b v \quad (5.24)$$

unde b este vectorul Burgers iar v este viteza de propagare a dislocațiilor. Dacă v este constantă proporționalitatea dintre $\dot{\epsilon}$ și ϵ devine:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\Gamma}_i + \Omega \epsilon \quad (5.25)$$

unde $\dot{\Gamma}_i$ este viteza inițială de fluaj. Calculele arată că atât Ω cât și $\dot{\Gamma}_i$ depind de temperatură:

$$\Omega = \exp\left\{b\sigma - \frac{Q_1}{RT}\right\} \quad (5.26)$$

$$\dot{\Gamma}_i = c \exp\left\{d\sigma - \frac{Q_2}{RT}\right\} \quad (5.27)$$

unde a , b , c și d precum și Q_1 și Q_2 sunt constante. R este constanta universală a gazelor. Ecuațiile (5.23)-(5.27) reprezintă modelul macroscopic de fluaj.

Fig.5.38 compară modelul cu rezultatele experimentale în cazul superaliajului monocristalin CMSX-4.

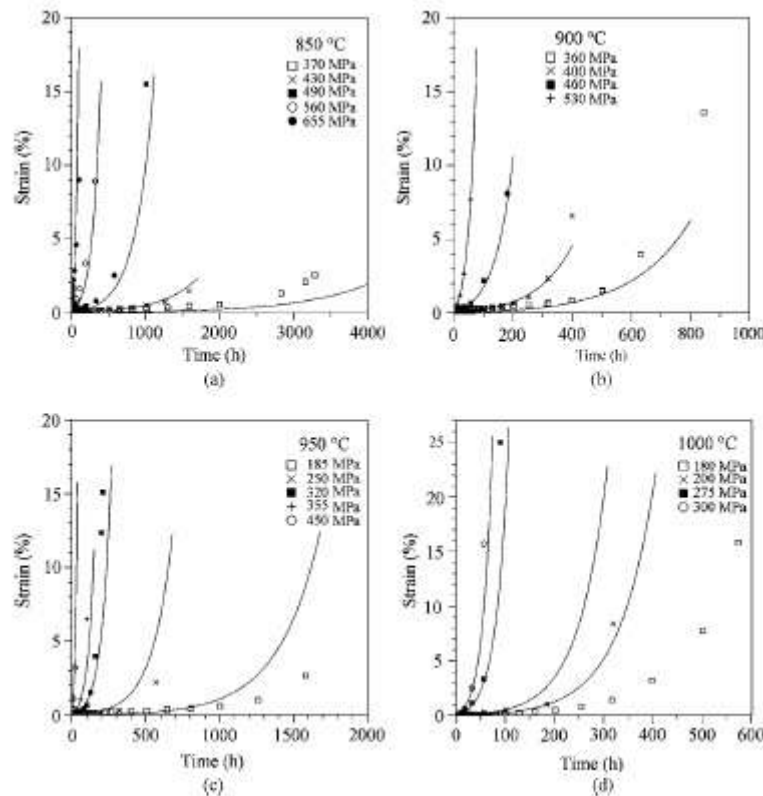


Fig.5.38 Comparație între datele de fluaj ale superaliajului monocristalin CMSX-4 și modelul macroscopic descris prin ecuațiile (5.23)–(5.27). Se observă o bună concordanță între model și experiment, cu excepția cazului temperaturilor ridicate și a tensiunilor scăzute

Se observă că s-a obținut o foarte bună corespondență, la temperaturi mici și moderate. La temperaturi mari și tensiuni aplicate mici, se observă că modelul dă valori mai mici decât

experimentul. Astfel, pătratele goale arată valori măsurate mai mari decât cele obținute prin simulare matematică, la 950°C și 1000°C .

După cum se va arăta ulterior, această discordanță poate fi pusă în legătură cu efectul de rafting. Concluzia este că, la temperatură și tensiune constantă, deformația de fluaj crește exponențial în timp, deoarece este proporțională cu $\exp\{kt\}$, unde k este o constantă iar t este timpul.

Modelul matematic al regimului de fluaj terțiar nu ține cont de perioada de incubație când dislocațiile $a/2 \langle 1\bar{1}0 \rangle \{111\}$ se multiplică, pornind din limitele de grăunți la unghiuri mici și acționează ca surse de dislocații. La temperaturi scăzute, în mod special, viteza de fluaj este foarte mică iar deformația prin fluaj este mult mai mică decât rezultă din extrapolarea comportării de la temperatură înaltă, pe baza modelului de mai sus. În timpul perioadei de incubație micrografiile TEM au arătat că alunecarea dislocațiilor se produce în mod diferențial în canalele orizontale de fază γ , dispuse perpendicular pe direcția tensiunii aplicate.

B. Regimul fluajului primar

La temperaturi scăzute, dacă tensiunea aplicată este destul de ridicată monocristalele orientate după direcția $\langle 001 \rangle$ suferă deformații apreciabile.

Fig.5.39 prezintă curbele de fluaj, la 750°C și 850°C , ale probelor de CMSX-4 cu orientare cristalografică iden-tică, în intervalul a câtorva grade în jurul direcției $\langle 001 \rangle$.

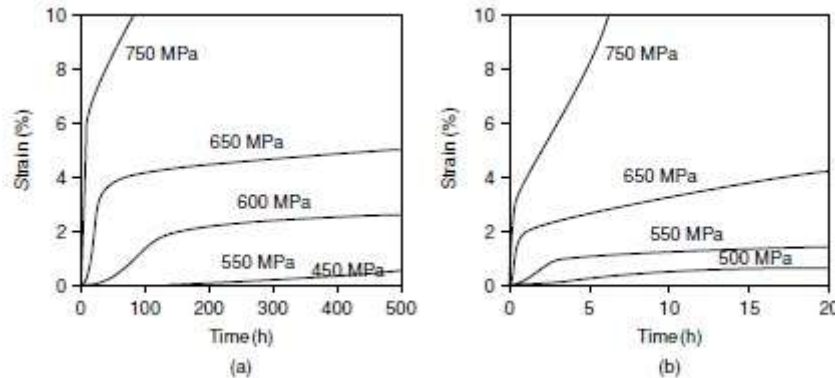


Fig.5.39 Date de fluaj sub sarcină constantă pentru superaliajul CMSX-4 la temperaturi scăzute și tensiuni ridicate, tipice fluajului primar la: (a) 750°C ; (b) 850°C

Deformația prin fluaj primar crește odată cu tensiunea aplicată, fluajul primar fiind succedat de cel secundar după atingerea unei tensiuni de prag, în Fig.5.39. Această tensiune de prag este în jur de $500 \pm 50\text{MPa}$, după cum se observă și din **Fig.5.40**.

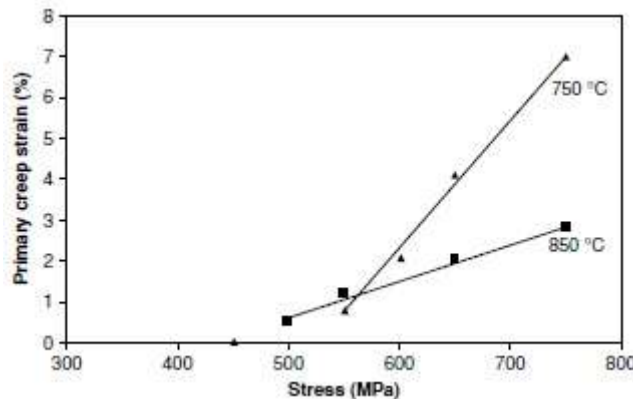


Fig.5.40 Variația deformației procentuale prin fluaj în funcție de tensiunea aplicată, confirmând tensiunea de prag, de $\sim 500\text{MPa}$, până la care operează mecanismul fluajului primar

Trecerea de la fluaj primar la fluaj secundar se produce în perioade timp care sunt din ce în ce mai scurte, pe măsură ce tensiunea aplicată crește. În plus, deformația produsă prin fluaj

secundar crește proporțional cu cea produsă prin fluaj primar.

O caracteristică a fluajului primar este eterogenitatea alunecării. Dacă proba de fluaj este cilindrică, după fluaj secțiunea devine eliptică, ca în **Fig.5.41**.

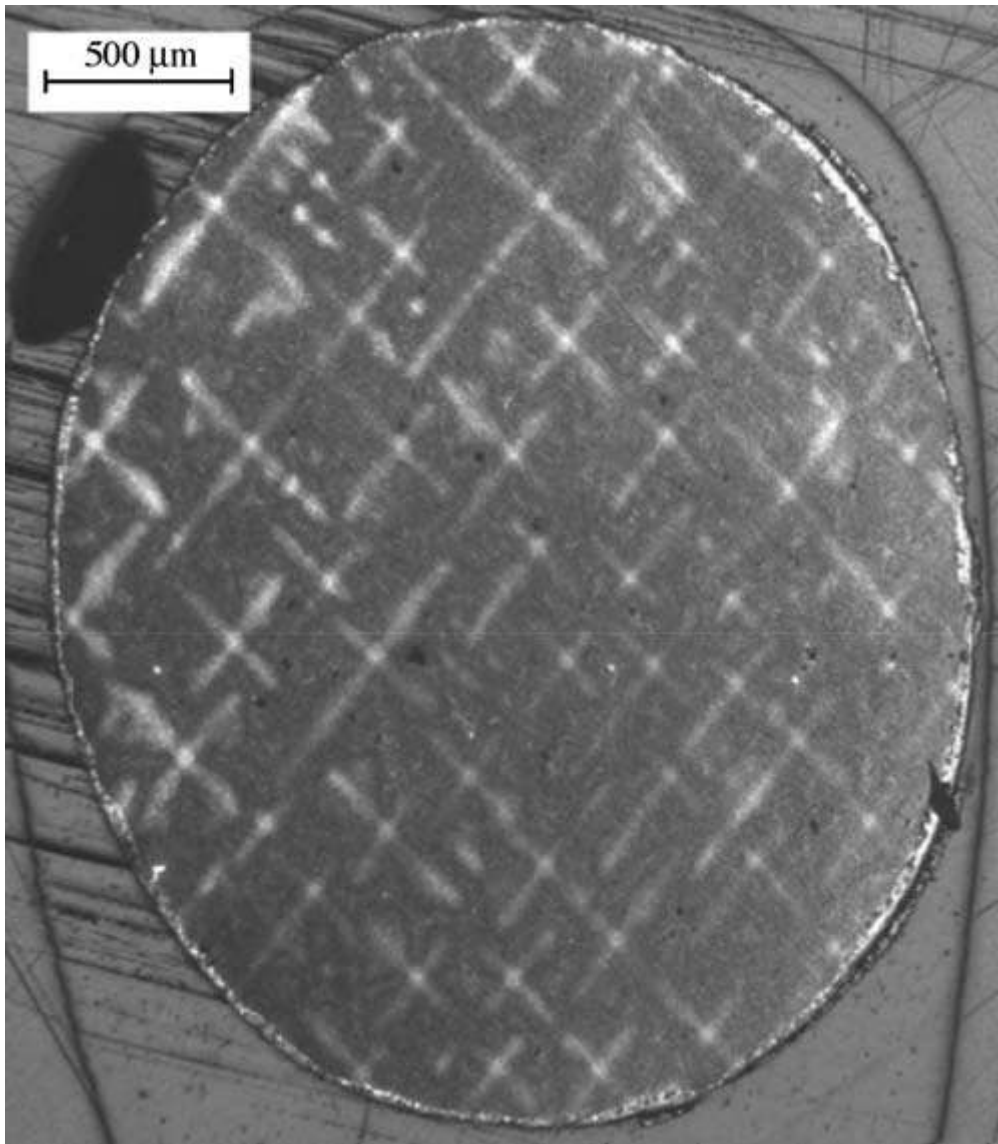


Fig.5.41 Secțiune transversală a unei probe monocristaline de fluaj, deformată în urma fluajului primar prezentând elipticitate cauzată de deformația neuniformă severă

S-a observat că gradul de elipticitate crește odată cu creșterea deformației prin fluaj primar.

O analiză mai aprofundată arată că modificarea de formă macroscopică poate fi asociată cu deformația după sistemul $\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$.

Modelul alunecării după acest sistem se bazează pe micrografiile TEM care arată că deformația de fluaj se produce prin deplasarea unor „benzi” de dislocății care au vectorul $a\langle 11\bar{2} \rangle$. Aceste benzi pot forfecă precipitatele de fază γ' . Deoarece vectorul Burgers al benzii de dislocății este mare, banda poate acumula cantități mari de deformație de fluaj.

Când tensiunea aplicată este sub pragul de producere a fluajului primar, observațiile microscopice au arătat că există doar dislocățiile de forma $a/2 \langle 1\bar{1}0 \rangle \{111\}$ și numai în cadrul fazei γ .

Dovada că benzile de dislocății $a\langle 11\bar{2} \rangle$ sunt responsabile pentru producerea fluajului primar, poate fi observată în **Fig.5.42**, sub forma unei micrografii TEM a unui superaliaj TMS-82 monocristalin.

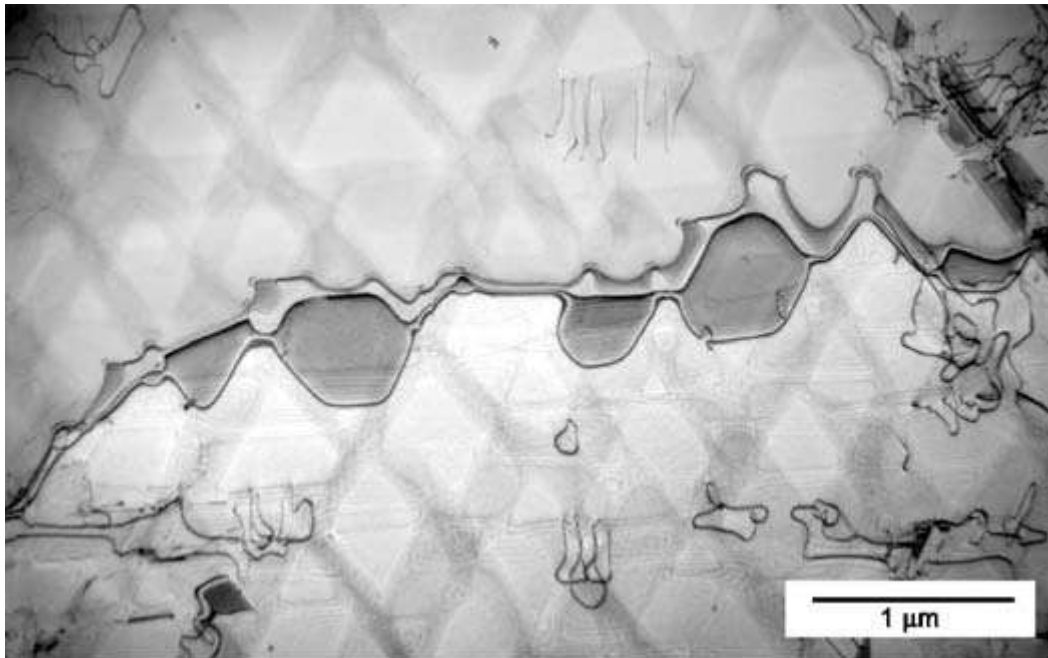
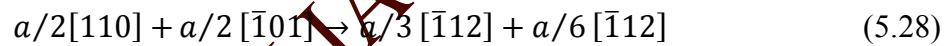


Fig.5.42 Micrografie TEM a unei benzi $a\langle 11\bar{2} \rangle$ într-o probă de superaliaj monocristalin TMS-82, normală pe planele $\{111\}$, deformat prin fluaj la 750°C , sub efectul unei tensiuni de 750 MPa și a unei deformării de 11%

Pentru modelarea mecanismului de formare a benzilor de dislocații $a\langle 11\bar{2} \rangle$ se consideră că dislocațiile din sistemul $a/2\langle 1\bar{1}0 \rangle\{111\}$ disociază în dislocații parțiale de tip Shockley prin reacția:



Dacă tensiunea aplicată este suficient de ridicată, atunci dislocația $a/3[\bar{1}12]$ poate intra în faza γ' , lăsând în urmă un defect intrinsec de superrețea (SISF), după cum s-a ilustrat în Fig.5.43.

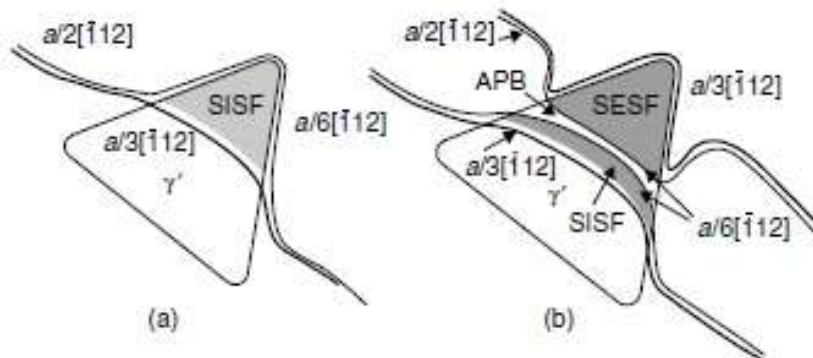


Fig.5.43 Ilustrarea mecanismului de forfecare a fazei γ' de către o bandă de dislocație $a\langle 11\bar{2} \rangle$ în timpul fluajului primar: (a) pătrunderea unei dislocații $a/3[\bar{1}12]$ în faza γ' , lăsând în urmă un defect intrinsec de superrețea (SISF) și o dislocație parțială $a/6[\bar{1}12]$, pe interfața γ/γ' ; (b) pătrunderea în faza γ' a următoarei dislocații de tip $a/3[\bar{1}12]$ duce la formarea unui defect extrinsec de superrețea (SESF)

În Fig.5.43(a) se observă cum pătrunderea dislocației $a/3[\bar{1}12]$ în faza γ' a dus la formarea unui defect intrinsec de superrețea (SISF) și a unei dislocații $a/6[\bar{1}12]$ pe interfața γ/γ' . După pătrunderea celei de-a doua dislocații $a/3[\bar{1}12]$ în faza γ' , Fig.5.43(b) arată cum s-a format o limită de antifază (APB) între cele două dislocații de tip $a/6[\bar{1}12]$ și un defect extrinsec de superrețea (SESF).

După ce s-a format, banda de dislocații poate aluneca prin precipitatele de fază γ' , fără pierderea coerenței (de manieră glisilă). Benzile care intersectează un precipitat de γ' induc în

aceste defecte de împachetare. Fluajul primar încetează atunci când benzile de dislocații $a\langle 11\bar{2} \rangle$ nu mai pot glisa prin structura γ/γ' , din cauza absorbției segmentelor $a/2\langle 1\bar{1}0 \rangle\{111\}$ pe interfețele γ/γ' .

O consecință a mecanismului prin care se produce fluajul primar în monocristale este apariția unei considerabile anizotropii. Din acest motiv, durata de viață este puternic afectată de mici variații de orientare față de axa cristalografică $\langle 001 \rangle$. Fig.5.44 prezintă evoluția duratei de viață a monocristalelor de superaliaj Mar-M247, deformate la 760°C . Durata de viață crește în ordinea direcțiilor: $\langle 011 \rangle \rightarrow \langle 001 \rangle \rightarrow \langle 111 \rangle$.

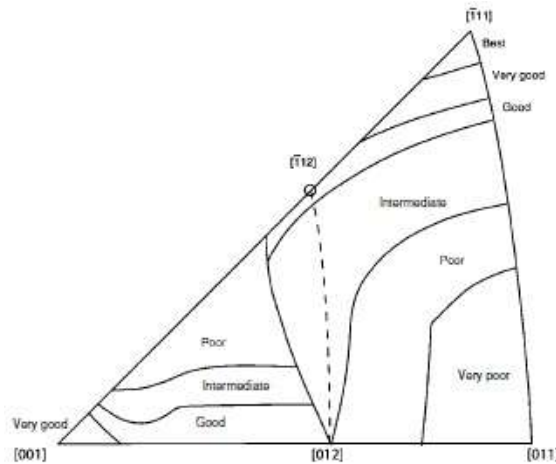


Fig.5.44 Variația duratei de viață, în funcție de orientare, la un superaliaj monocristalin Mar-M247 deformat prin fluaj primar la 760°C . Se observă că cele mai scurte durate de viață s-au obținut la probele orientate după $\langle 011 \rangle$ iar cele mai lungi la probele orientate după $\langle 111 \rangle$; orientarea după $\langle 001 \rangle$ având durată de viață intermediară

C. Regimul fluajului de rafting

În regimul fluajului de rafting microstructura γ/γ' se degradează destul de rapid din cauza a două efecte produse de activarea termică, odată cu creșterea temperaturii:

1. Formarea unor rețele de dislocații interfaciale de echilibru, pe interfețele γ/γ' ;
2. Coalescența particulelor de fază γ' printr-un proces de creștere direcțională, numit efect de rafting. Structura de rafting este ilustrată în Fig.5.45.

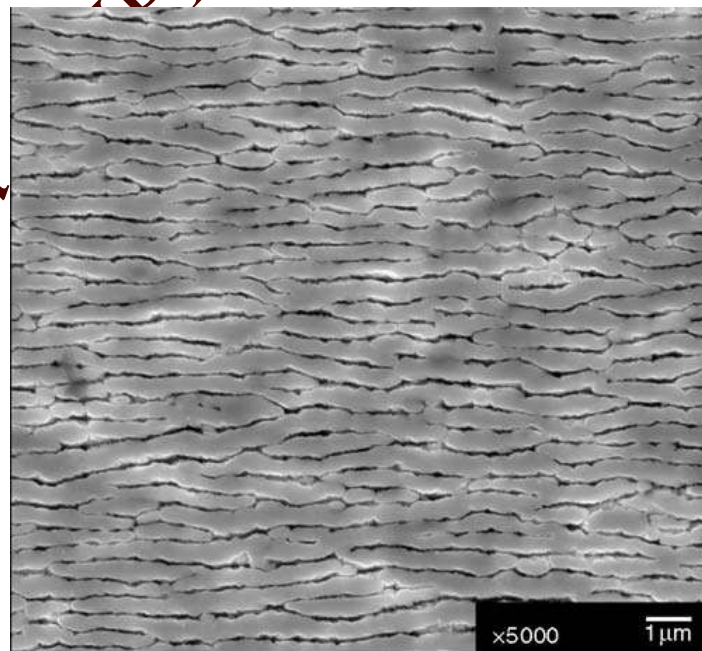


Fig.5.45 Structură γ/γ' de rafting a unui superaliaj CMSX-4, deformat la 1150°C și 100MPa până la o deformare de 0.39%, pe parcursul a 10 ore

Deoarece axa de încărcare este pe direcție verticală, în planul micrografiei, normalele la fețele late ale „raft-urilor” (care au forme alungite asemănătoare plutelor) sunt perpendiculare pe axa de solicitare. La schimbarea sensului tensiunii aplicate, din întindere în compresiune, se produce o schimbare de morfologie, astfel încât „raft-urile” se modifică din platiforme în aciculare. Rețelele de dislocații interfaciale provin din dislocațiile de fluaj $a/2 \langle 11\bar{0} \rangle \{111\}$ formate în faza γ . Acestea sunt captate de interfețele γ/γ' rețelele fiind formate în urma unei serii de reacții. La început, dislocațiile au caracter marginal cu semiplane suplimentare în faza γ .

Fig.5.46 reprezintă interpretarea unei micrografii TEM a unei rețele de dislocații formate într-un superaliaj deformat cu 0,5 %, timp de 20 de ore, la 1093°C.

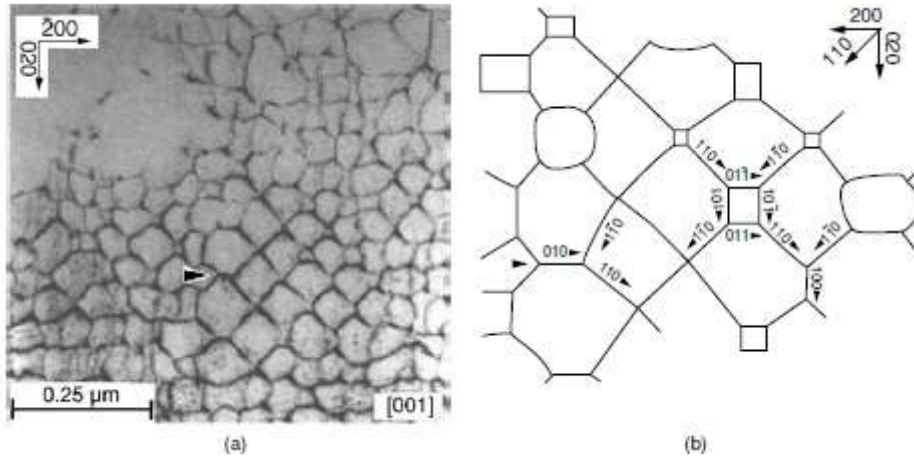


Fig.5.46 (a) Micrografie TEM și (b) interpretare schematică asociată unui superaliaj monocristalin deformat cu 0.5%, timp de 20 de ore la 1093°C. Se observă rețele de dislocații pe interfețele γ/γ' , marcate prin săgeți în (a) și prin poziții echivalente în (b). Normala la probă este $\{001\}$, echivalentă cu direcția de încărcare

Se remarcă forma aproape perfect pătrată a câtorva dintre dislocații care au vector Burgers $a/2 \langle 0\bar{1}1 \rangle$. Formarea acestora s-a explicat prin modelul ilustrat în **Fig.5.47**.

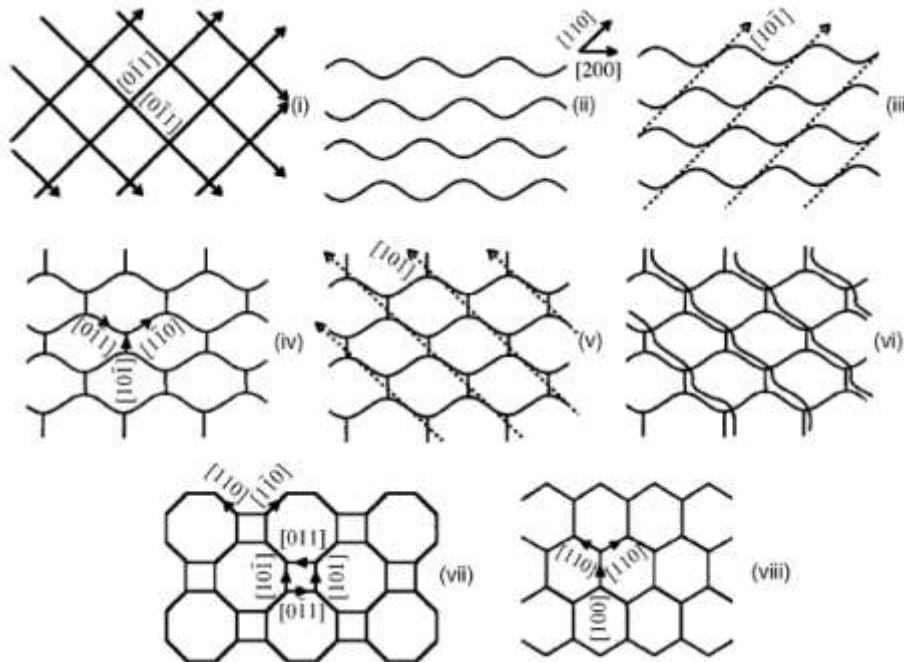
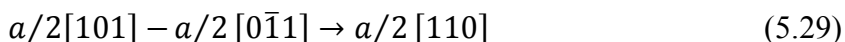
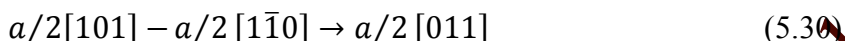


Fig.5.47 Reprezentare schematică a reacțiilor dintre dislocații care au dus la formarea rețelelor de dislocații pe interfețele $(001) \gamma/\gamma'$, în timpul fluajului.

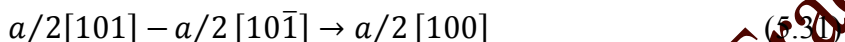
Inițial, pe interfața γ/γ' , care are normala după direcția $[001]$, se formează 2 seturi de dislocații perpendiculare, Fig.5.47(i). Acestea pot reacționa, formând un singur set de dislocații pe direcția $[100]//[200]$, Fig.5.47(ii). În urma proceselor de alunecare, apar alte dislocații de tip $a/2 \langle 0\bar{1}1 \rangle$, Fig.5.47(iii). Aceste dislocații pot interacționa, ca în Fig.5.47(iv), (v) și (vi), sub forma:



sau:



precum și:



Prin „împletirea” rețelelor de dislocații rezultă sisteme stabile, de echilibru, ca în Fig.5.47(vii) și (viii).

Rețele de dislocații, aflate în stare de echilibru, se formează numai după ce au luat naștere suficiente dislocații de fluaj, pe fiecare dintre cele patru plane octaedrice ale familiei $\{111\}$.

Hiroshi Harada et al., de la High Temperature Materials Center, din cadrul National Institute of Materials Science, Tsukuba, Japonia, au evidențiat existența unei puternice corelații între densitatea de dislocații a rețelei aflate în stare de echilibru, la superaliaje cu diverse compoziții chimice și deformația de fluaj a acestora la 1100°C și 137MPa , conform Fig.5.48.

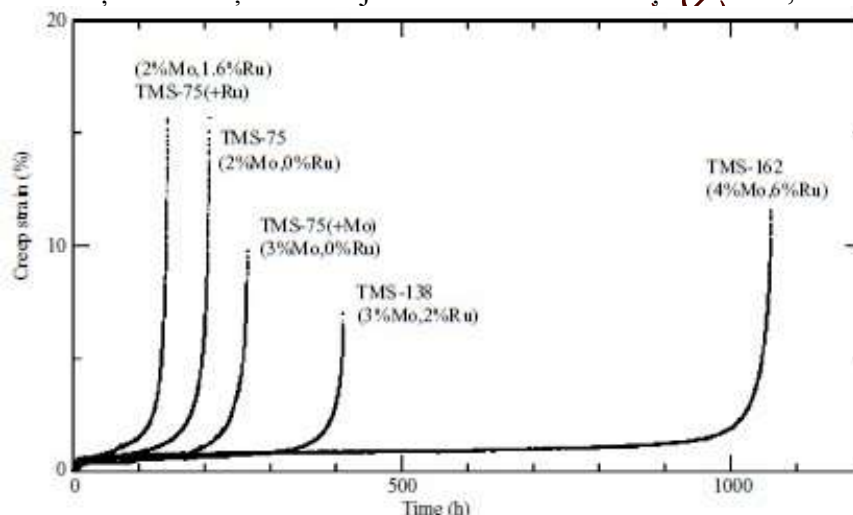


Fig.5.48 Curbe de fluaj ale superaliajelor TMS-75, TMS-75(+Ru), TMS-75(+Mo), TMS-138 și TMS-162 testate la 1100°C și 137MPa .

Pe baza acestui efect s-a dezvoltat TMS-162, care este unul dintre cele mai rezistente superaliaje monocristaline deoarece au cele mai mici distanțe dintre dislocații conform Fig.5.49.

Aceste rezultate sugerează că adățiile de Mo sunt critice pentru performanțe superioare la fluaj. În plus, se consideră că efectul de rafting apare numai după ce s-au format rețelele de dislocații aflate în stare de echilibru.

Se analizează în continuare micromecanismul de deformare prin fluaj, în regim de rafting, al superaliajului monocristalin CMSX-4, deformat la 9500°C . Pentru aceasta, dislocațiile trebuie să se multiplice mai întâi în fază γ , pe canalele orizontale. Relaxarea se produce în mod preferențial pe acele interfețe γ/γ' dispuse paralel cu direcția de încărcare. Apariția efectului de rafting necesită difuzia unor elemente care partiționează în faza γ , cum ar fi Cr sau Re care pot ieși din canalele verticale sau a unor elemente care partiționează în faza γ' cum ar fi Al sau Ta. S-a constatat că un transport de masă atomică de o asemenea amploare se poate produce numai după ce s-a atins un anumit grad de relaxare care să favorizeze producerea migrației atomice.

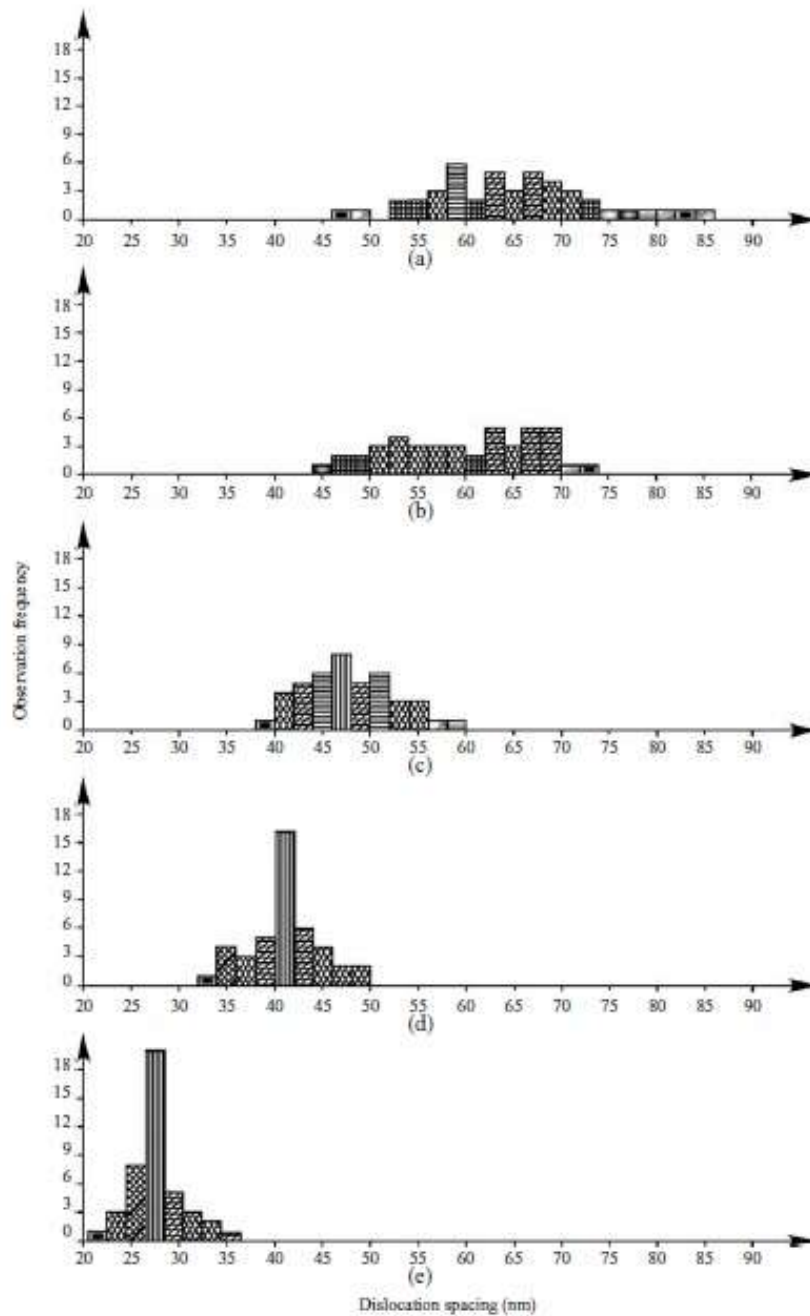


Fig.5.49 Măsurători ale distanțelor dintre dislocațiile unei rețele aflate la echilibru, la: (a) TMS-75(+Ru), (b) TMS-75, (c) TMS-75(+Mo), (d) TMS-138 and (e) TMS-162 testate la 1100°C și 137MPa . Efectul de durificare prin fluaj apare atunci când distanțele dintre dislocații sunt mici

Rolul important pe care îl joacă difuzia solviților prin intermediul rețelelor de dislocații este evidențiat și de faptul că, la monocristalele care au suferit un fluaj parțial, s-a observat continuarea fenomenului de rafting chiar și după îndepărtarea solicitării externe aplicate.

În plus, cinetica de producere a fenomenului de rafting nu este încetinită în nici un fel de îndepărtarea tensiunii aplicate. De exemplu, **Fig.5.50** arată că, după acumularea unei deformații sub 0,1 % la 9500C sub efectul unei sarcini de 185MPa , fluajul prin rafting se produce în continuare, chiar și după îndepărtarea sarcinii.

Analiza structurilor de rafting a arătat că peste 100 de precipitate de fază γ' , cu o secțiune transversală totală de câteva sute de micrometri pătrați, sunt necesare pentru a se forma un șir (raft) caracteristic .

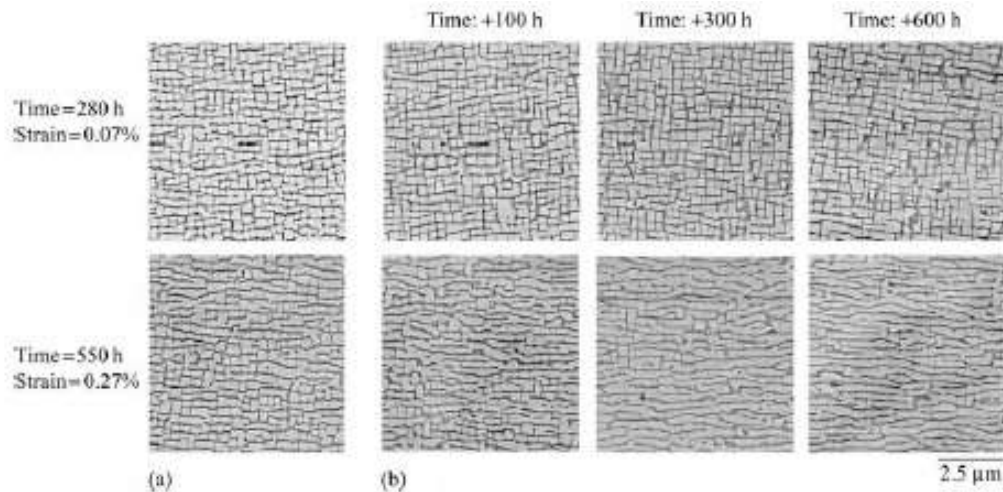


Fig.5.50 Micrografii SEM ale superaliajului CMSX-4 deformat la 950°C. (a) microstructura γ/γ' după 280 de ore (deformație 0.07%) și după 550 de ore (deformație 0.27%), cu o tensiune aplicată de 185MPa. (b) microstructuri obținute după tratament termic ulterior timp de 100, 300 și 600 de ore, fără tensiune aplicată

Fluajul excesiv, prin rafting, poate produce eventual o inversare între fazele γ și γ' , astfel încât aceasta din urmă capătă rol de matrice, nu de precipitat. În aceste condiții activitatea dislocațiilor $a/2 \langle 110 \rangle \{111\}$, în fază γ , este redusă substanțial din 3 motive:

1. Extrapolarea legilor de fluaj terțiar la domeniile de apariție a raftingului duce la obținerea unor valori mai mici ale deformației de fluaj, în special la tensiuni mici, ca în Fig.6.38(c) și (d);
2. În regim de rafting, șirurile complet dezvoltate s-au format înaintea palierelor de tensiune care însoțesc durificarea prin fluaj din Fig.5.35, ceea ce demonstrează că raftingul este responsabil de efectul de durificare prin fluaj;
3. Deși există o împrăștiere substanțială a duratelor de viață la fluaj, la temperaturi ridicate, după cum arată Fig.5.51, palierul de fluaj este reproductibil. Ruperea finală la aceste temperaturi este asociată cu producerea unui fenomen de cavitație prin fluaj. Acesta duce la apariția unei porozități, fie la nivelul regiunilor interdendritice fie la nivelul fazelor topologic compacte care precipită la aceste temperaturi ridicate.

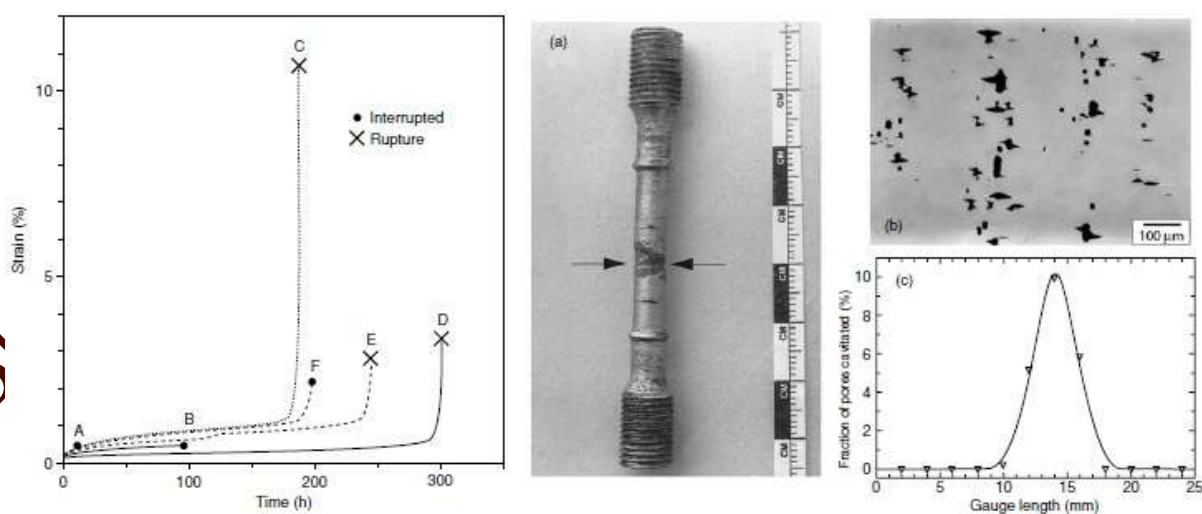


Fig.5.51 Rezultatele întreruperii fluajului la o probă de superaliaj CMSX-4, deformație de 2.2% produsă după 200 de ore, la 1150°C și 100 MPa, conform curbei F din partea stângă. (a) probă gătită în momentul care precede ruperea; (b) micrografia zonei poroase, produse de cavitația de fluaj, în zona gătită; (c) variația fracțiunii de pori produși prin cavitație în funcție de distanța de-a lungul probei, care arată limitarea fenomenului de cavitație la regiunea gătită

Cavitația este restrânsă la acei pori, care sunt prezenți în vecinătatea suprafeței de rupere (v. Fig.5.51) și a căror formare este controlată prin deformare.

S-a observat că presarea izostatică la cald contribuie la creșterea valorii medii a duratei de viață. Cauzele accelerării rapide a deformăției de rupere prin fluaj care duc la rupere și modurile de deformare micromecanică care duc la forfecarea structurilor de rafting nu sunt încă complet elucidate.

5.3.2 Comportarea la oboseală

Ca majoritatea materialelor metalice, superaliajele monocristaline sunt predispuse rupere la oboseală din cauza sarcinilor oscilante, la tensiuni din domeniul elastic. Acest lucru se produce deoarece deformăția plastică este foarte localizată, în esență lângă concentratorii de tensiuni.

Ruperea la oboseala este adesea sub forma unei alunecări localizate, foarte puternice, care are densități mari de dislocații pe un număr mic de plane reticulare.

Fenomenul respectiv este cunoscut sub denumirea de „localizare ciclică a alunecării” care se produce în special la temperaturi în jur de 700°C și tensiuni suficient de ridicate pentru a încuraja formarea unor „benzi de alunecare persistente” (PSBs) care forfecă particulele de fază γ' , ca în Fig.5.52.

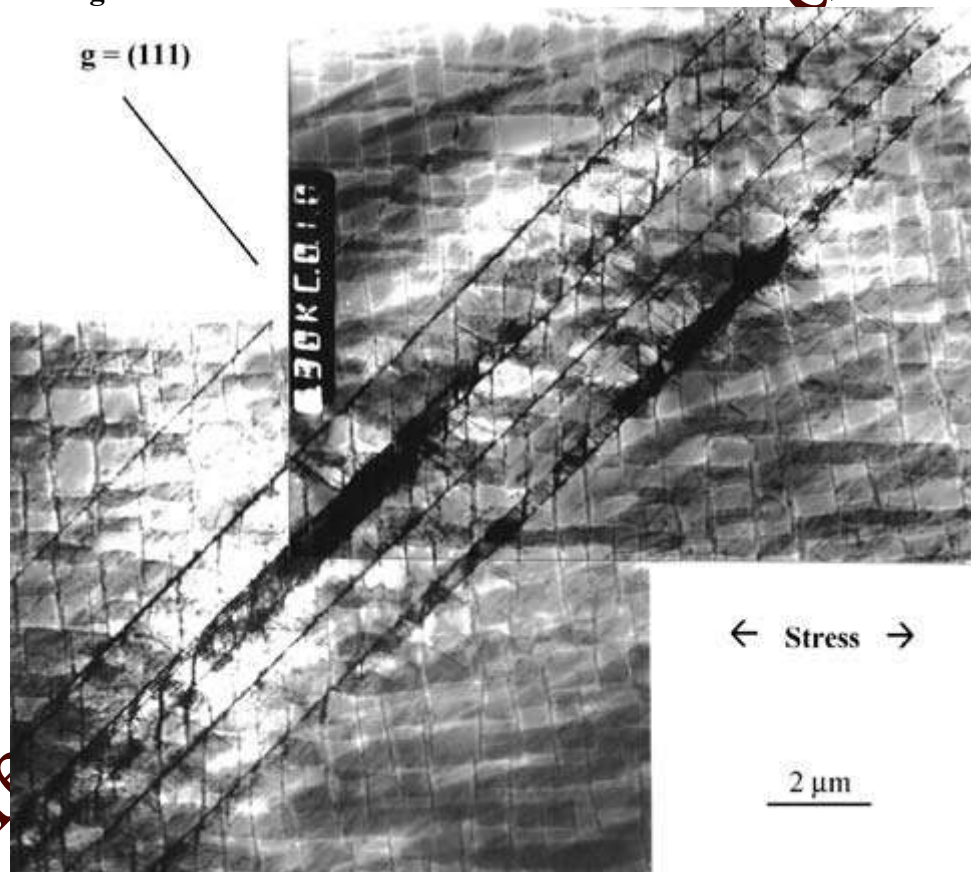


Fig.5.52 Benzi de alunecare persistente într-un superaliaj monocristalin, orientat după direcția $[001]$ și ciclizat la 700°C , în care particulele de fază γ' au fost forfecate

Inițierea fenomenului de oboseală poate fi urmărită până la concentratorii de tensiuni cum ar fi, de exemplu, porii de turnare sau urmele de prelucrare.

La temperaturi mai ridicate și tensiuni scăzute, activitatea este restrânsă la canalele de fază γ iar localizarea alunecării ciclice este mai puțin intensă. Prin urmare, deformăția este mai omogenă dar totuși limitată la planele $\{111\}$ care sunt cel mai puternic tensionate. După cum arată Fig.5.53.

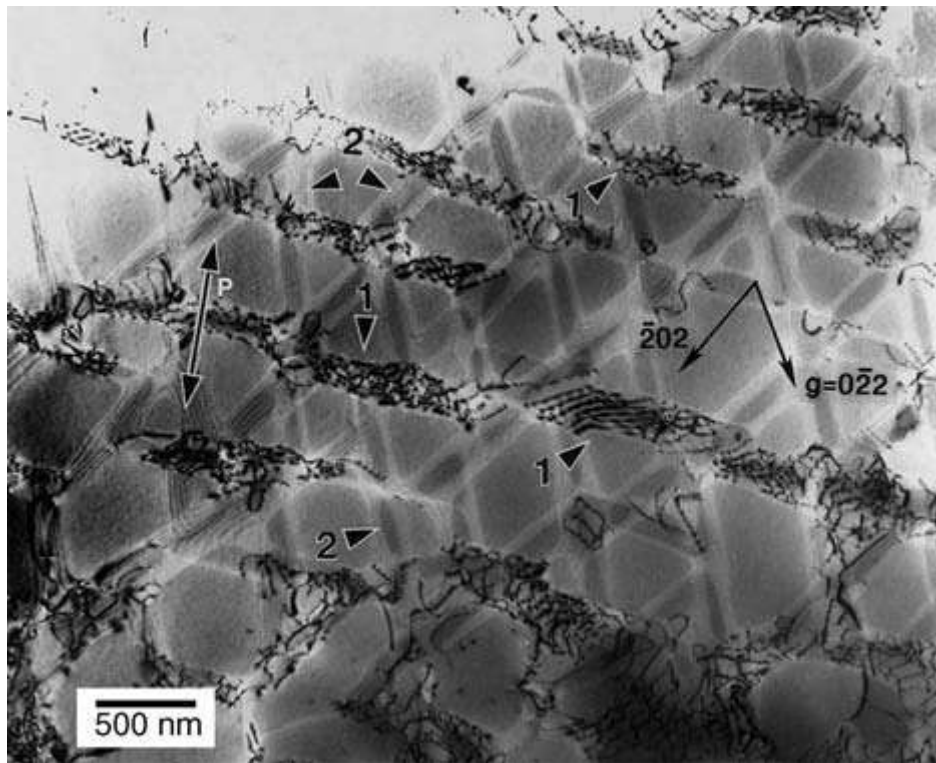


Fig.5.53 Microstructură de dislocații într-un superaliajul AM1 monocristalin, deformat la 950°C, cu $\Delta\epsilon_{total} = 1.27\%$ și $R = 0$. P este proiecția de-a lungul axei de încărcare. Dislocațiile sunt localizate pe interfețele {001} marcate prin săgețile 1. Canalele {010} și {100}, marcate prin săgețile 2, sunt lipsite de dislocații

În aceste condiții, inițierea obosealii începe din porți sau fisurile superficiale, prezente în filmele de oxizi – și rezistența la oboseală este mult îmbunătățită dacă sunt utilizate învelișuri de protecție (cum ar fi aluminidele).

În practică, mediul de funcționare al lamelor de turbină este foarte dificil de replicat, cu precizie, în laborator. Din acest motiv, caracterizarea comportării la oboseală se face în condiții care pot fi ușor controlate, cum ar fi încercări izoterme sub încărcare uniaxială sau control al deformării. Intervalul ciclic al tensiunii este $\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min}$, diferența dintre tensiunile maximă și minimă din timpul ciclului iar tensiunea medie este $\sigma_{mean} = 1/2(\sigma_{max} + \sigma_{min})$. Raportul $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ arată că dacă $R = -1$ atunci încărcarea este aplicată în sens invers astfel încât $\sigma_{max} = -\sigma_{min}$. Pe de altă parte, $R = 0$ arată că ciclarea s-a produs între o valoare maximă și $\sigma_{min} = 0$. Au fost identificate două forme distincte de rupere la oboseală: LCF (low cycle fatigue)-oboseală la număr mic de cicluri și HCF (high cycle fatigue)-oboseală la număr mare de cicluri. LCF apare atunci când amplitudinea tensiunii plasează tensiunile nominale peste limita de elasticitate. Ruperea se produce pe parcursul a 10^5 cicluri, în timpul cărora majoritatea rezistenței la oboseală este reprezentată prin etapa de propagare a ruperii (și nu prin inițiere). În practică, forța motrice a ruperii prin LCF a lamelor de turbină provine din schimbări bruște ale sarcinii aplicate din cauza pornirii și opririi motoarelor. Pe de altă parte, oboseala la numere mari de cicluri (HCF) provine din amplitudini mai mici ale tensiunii aplicate, tipice celor impuse lamelor de turbină prin vibrații sau prin rezonanță. În acest caz, tensiunile nominale sunt întotdeauna menținute în regimul elastic și majoritatea duratei de viață la oboseală este consumată în etapa de inițiere. Ruperea prin HCF se produce după mai mult de 10^5 cicluri.

A. Oboseala la numere mici de cicluri

În condiții de testare LCF, care sunt în general obținute prin control total al deformației, s-a observat că rezistența la oboseală depinde puternic de orientarea axei de solicitare în raport cu orientarea cristalografică. Rezultă că există o puternică anizo-tropie.

Fig.5.54 prezintă, în coordonate logarit-mice, date de rezistență LCF obținute pe o serie de probe netede, lustruite, de aliaj experimental Ni–6.8Al–13.8Mo–6W (%m.), la 980°C, sub control total al deformației și având $R = 0$.

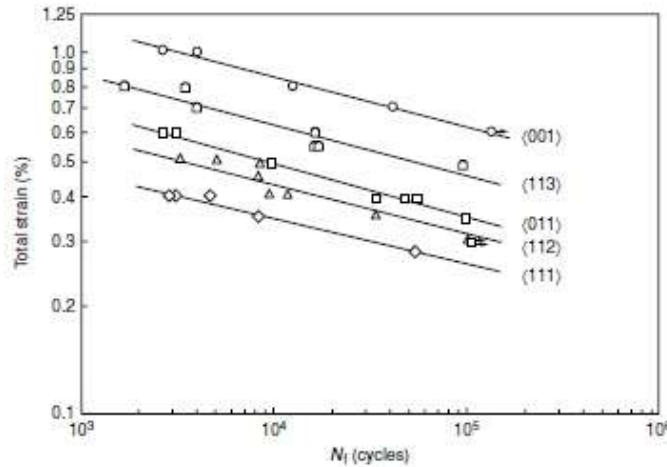


Fig.5.54 Dependența de orientare a rezistenței LCF controlată prin deformație, a unui superaliaj monocristalin la 980°C, pentru diferite valori ale intervalului total de deformație $\Delta\epsilon_{total} = 0,6$. Sarcina axială: $KT = 1,0$; frecvența = 0.33 Hz

Logaritmul intervalului total al deformației, $\Delta\epsilon_{total}$, este invers proporțional cu logaritmul rezistenței la oboseală, N_f , pentru orice orientare dată. Dintre cele trei orientări ale colțurilor triunghiului stereografic standard, $\langle 001 \rangle$, $\langle 011 \rangle$ și $\langle 111 \rangle$, (Fig.5.44) orientarea $\langle 001 \rangle$ a prezentat cea mai bună rezistență la oboseală iar $\langle 111 \rangle$ cea mai proastă. Toate celelalte orientări s-au încadrat între aceste limite. Rezistența la oboseală se corelează cu modulul de elasticitate pe direcția de sollicitare — astfel încât o direcție cum ar fi $\langle 001 \rangle$ care este moale, din punct de vedere elastic, prezintă o rezistență la oboseală mult mai bună decât o direcție care este dură, cum ar fi $\langle 111 \rangle$. De fapt, se poate arăta că, dacă se trasează variația produsului $\Delta\epsilon_{total} E_{hkl}$ în funcție de N_f , atunci valorile rezistenței la oboseală se dispun după o linie dreaptă (E_{hkl} este modulul de elasticitate al planului dat, după direcția axei de sollicitare).

Observațiile pot fi raționalizate în felul următor. Presupunând că tensiunile de curgere pe direcțiile $\langle 001 \rangle$ și $\langle 111 \rangle$ sunt egale, deformația elastică la curgere este mai mică pentru o probă testată după direcția $\langle 111 \rangle$ din cauza rigidității sale mai ridicate. Astfel, sub un control total al deformației, deformația plastică disponibilă pentru a conduce procesul de oboseală este, în mod corespunzător, mai ridicată, astfel încât se obțin proprietăți de rezistență la oboseală mai scăzute. De fapt, tensiunea de curgere prezintă un grad mare de anizotropie. Un exemplu este prezentat în Fig.5.55, pentru un superaliaj PWA1480 monocristalin.

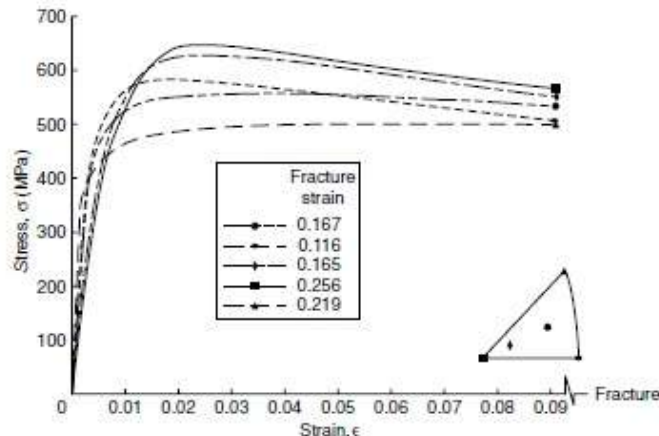


Fig.5.55 Curbe tensiune-deformație ale probelor monocristaline de superaliaj PWA1480, pentru diferite orientări, luate din triunghiul stereografic

Astfel de experimente arată că tensiunea de curgere de-a lungul direcției $\langle 001 \rangle$ este mai mare decât cea după direcția $\langle 111 \rangle$, creșterea $\Delta\sigma_y$ putând depăși 200MPa. Sub control total al deformației, deformația plastică de-a lungul direcției $\langle 001 \rangle$ este redusă prin factorul $\Delta\sigma_y/E_{001}$ din cauza efectului de mai sus. Sub control al sarcinii aplicate, situația este mai complicată. Modulul scăzut, de-a lungul direcției $\langle 001 \rangle$ ar trebui să ducă, în primul rând, la apariția unor deformații mari și o rezistență la oboseală redusă însă acest lucru nu se observă în practică. În condiții tipice LCF, buclele de histerzis ciclic, tensiune-deformație, prezintă mai multe caracteristici interesante:

1. lățimea buclelor este mai mare atunci când se impun deformații anelastice mari, ceea ce apare la orientările mai rigide, cum este exemplul din Fig.5.56, pentru cazul $R = 0$.

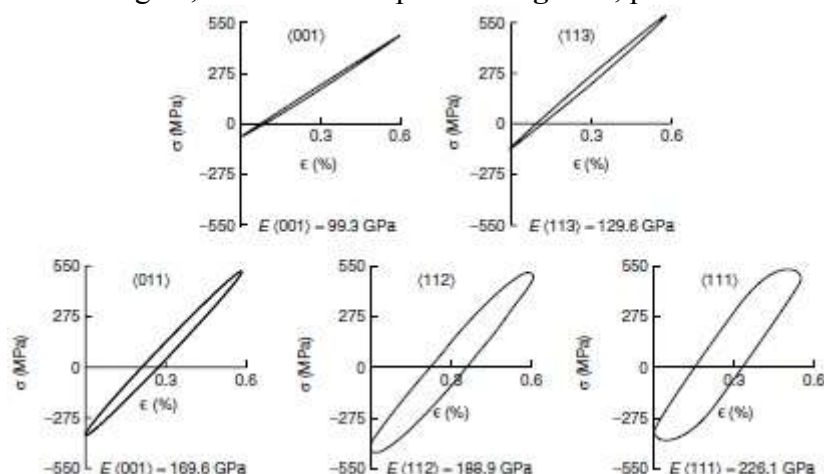


Fig.5.56 Efectul orientării cristalografice asupra buclelor de histerzis la oboseală ale unui superaliaj monocristalin, la 980°C cu $\Delta\epsilon_{\text{total}} = 0,6$ și $R = 0$

2. Pentru orientările $\langle 001 \rangle$ se observă un grad considerabil de asimetrie a tensiunii de întindere-compresiune, limita la întindere fiind mai ridicată decât cea la compresiune. De exemplu, pentru Rene N4, s-au obținut valori ale tensiunii de curgere la 760°C de 956MPa la întindere și de 818MPa la compresiune.

Trebuie reținut că, după direcția $\langle 011 \rangle$, tensiunea de curgere la compresiune este mai mare decât cea la tracțiune, adică 905MPa și respectiv 748MPa. Pe de altă parte, după direcția $\langle 111 \rangle$ valoarea anizotropiei este foarte redusă, valorile corespunzătoare fiind de 842 și respectiv 817 MPa.

3. Curbele ciclului tensiune-deformație prezintă un efect considerabil de înmuiere prin deformare. Valorile σ_{max} și σ_{min} scad în timpul solicitării, fapt ce poate fi atribuit distrugerii materialului prin fluaj. Fig.5.57 prezintă efectul de înmuiere prin deformare la un superaliaj CMSX-6. Se observă cum înmuierea prin deformare este cea mai pronunțată la temperaturi înalte, unde structura γ/γ' evoluează spre configurația de rafting.

S-a demonstrat că pre-tensionarea prin tracțiune, care induce formarea șirurilor de rafting aliniate perpendicular pe axa tensiunii, produce o slăbire a rezistenței materialului. În mod reciproc, pre-tensionare la compresiune mărește rezistența materialului.

Așa cum era de așteptat, rezistența LCF scade rapid la creșterea temperaturii. Fig.5.58 arată rezultatele LCF

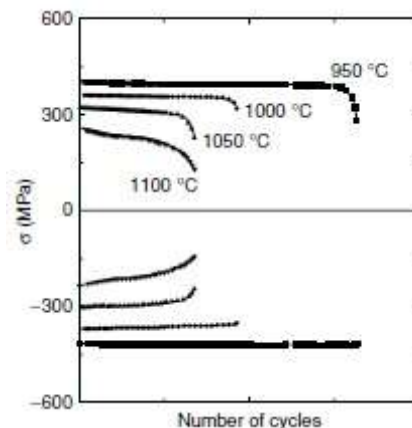


Fig.5.57 Rezultate de oboseală izotermă obținute prin deformarea ciclică a unui superaliaj CMSX-6, prezentând variația palierelor tensiunii de întindere și de comprimare în funcție de numărul de cicluri. Intervalul total a deformației $\Delta\epsilon_{\text{total}} = 10^{-2}$; condițiile de solicitare au fost inversate complet, de la întindere la comprimare

pentru CMSX-4 mono-cristalin suspus la încercări cu controlul sarcinii aplicate, cu $R = 0$.

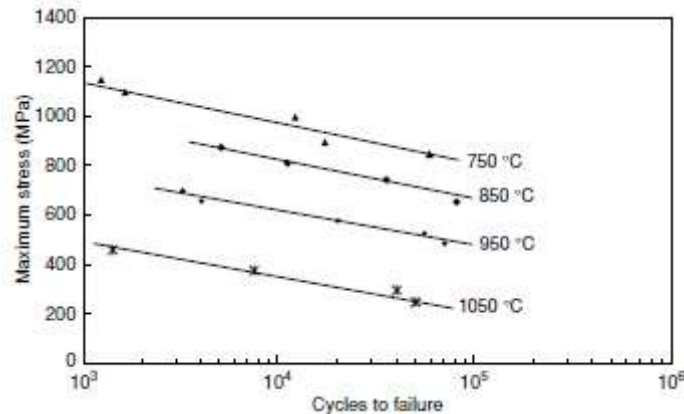


Fig.5.58 Rezultate LCF cu control al sarcinii, pentru superaliajul CMSX-4 de a doua generație, neprotejat, la diferite temperaturi, cu $R = 0$

Se poate vedea nu există nici o limită distinctă de rezistență. Fig.5.59 arată formarea benzilor intense de forfecare și a benzilor parțiale de forfecare (PSB) în vecinătatea suprafeței de rupere.

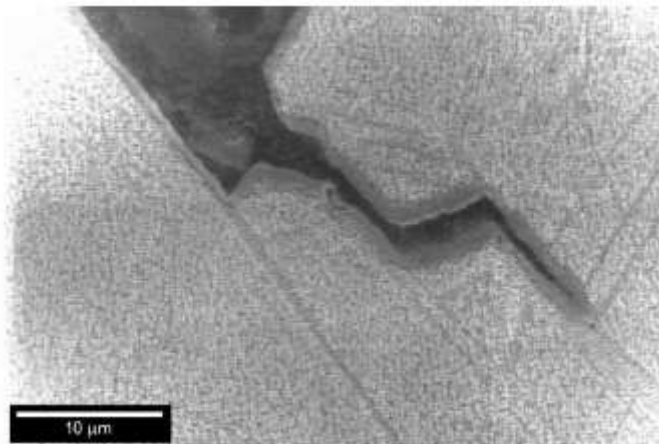


Fig.5.59 Formarea unei benzi intense de forfecare și a unor benzi persistente de alunecare lângă suprafața de rupere a unei probe de CMSX-4, ciclat sub control al sarcinii aplicate la 850°C , $R = 0$ și $\sigma_{\max} = 760\text{MPa}$

B. Oboseala la numere mari de cicluri

Frecvențele naturale de vibrație la rezonanță ale lamelor monocristaline de turbine sunt de la câțiva Hz la sute de Hz. Dacă frecvențele de excitație produse de curgerea turbulentă din jurul aerofoliei sunt din acest domeniu, atunci se va produce ruperea prin oboseală la numere mari de cicluri (HCF). Sarcinile HCF se suprapun peste tensiunile medii din stare stabilă, provenite din sarcinile centrifugale ale lamelor și din sarcinile termice provenite de la gradientii termici stabiliți prin acțiunea gazului cald și a aerului rece care trece prin lame. În mod clar, este de așteptat ca parametrii caracteristici ai HCF să depindă de raportul R și să existe o interacțiune considerabilă între mecanismele de oboseală și de fluaj, atunci când temperatura este ridicată iar $R \rightarrow 1$.

S-au efectuat teste, la 1038°C , cu controlul sarcinii aplicate, pe probe monocristaline de superaliaj PWA1484, orientate după direcția $\langle 001 \rangle$ și protejate cu un înveliș de aluminidă de platină. Primul set de teste s-au efectuat la 59 Hz pentru rapoartele R de $-1,0$; $-0,33$; $0,1$; $0,5$; $0,8$ și $1,0$. În mod evident, atunci când $R = 1,0$ nu există componentă alternativă, așa că testul aplicat în acest caz este o încercare la fluaj cu sarcină constantă. Cel de-al doilea set de teste au fost efectuate cu rapoartele $R = -1,0$ și $R = 0,1$ și un interval de frecvențe de la 59 Hz la 900 Hz.

Variația numărului de cicluri până la rupere la oboseală, N_f , este trasată în funcție de intervalul de tensiune $\Delta\sigma$, pe o diagramă convențională σ - N , în **Fig.5.60(a)**, pentru fiecare dintre cele cinci rapoarte R .

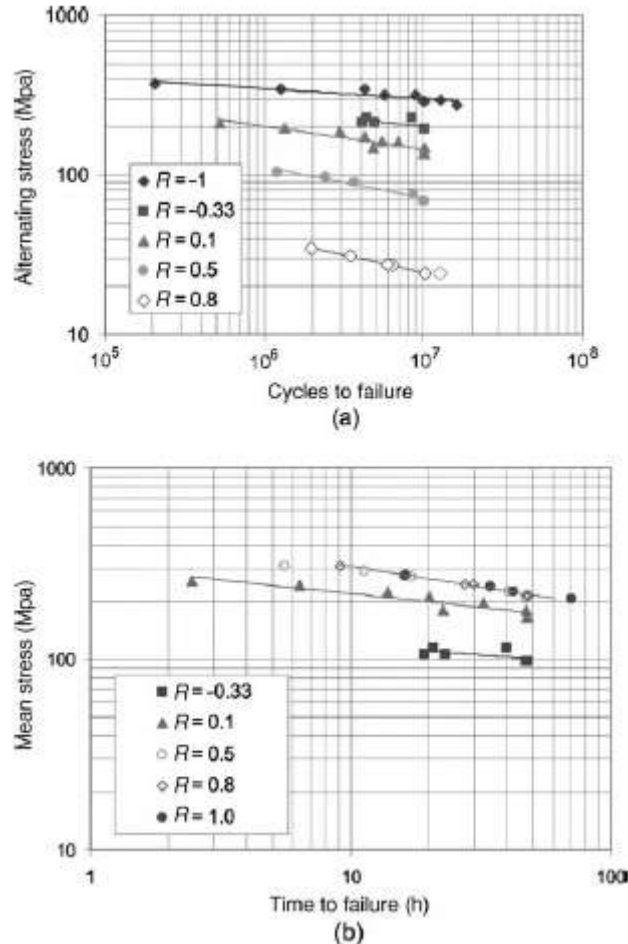


Fig.5.60 Rezultate HCF pentru PW1484 protejat, solicitat la 1038°C și 59 Hz, prezentând efectul raportului R : (a) curbă σ - N convențională; (b) variațiile tensiunii medii în funcție de timpul până la rupere

Nu se observă nici o dovadă a existenței unei limite de rupere. În plus, rezistența la rupere scade iar panta curbei devine mai bruscă, pe măsură ce $R \rightarrow 1$. În Fig.5.60(b), sunt trasate variațiile lui σ_{mean} în funcție de durata până la rupere. În acest caz, valorile obținute pentru rapoarte mai mari (0,5; 0,8 și 1,0) se aglomerează într-o singură limită definită prin rezistența la rupere prin fluaj. Rezultă că rezistența la rupere este independentă de tensiunea alternativă $\Delta\sigma$ și modul dominant de rupere este fluajul. Valorile obținute la rapoarte R mai scăzute sunt deplasate spre durate mai mici ceea ce arată că în acest regim operează un mod de oboseală. Valorile obținute la frecvențe variabile permit determinarea componentelor de oboseală și de fluaj.

Atunci când $R = -1$ rezultatele au fost independente de frecvență, în intervalul examinat, conform **Fig.5.61(a)**. Asta sugerează că un proces de oboseală independent de timp se produce la tensiuni medii scăzute. La tensiuni medii mai ridicate, corespunzătoare raportului $R = 0,1$, rezistența la oboseală este mai mare la frecvențele mai ridicate, pentru orice $\Delta\sigma$ dat, conform Fig.5.61(b). Acest fapt se datorează dependenței mai puternice a ruperii de componenta de fluaj, care este dependentă de timp, decât de componenta de oboseală care este dependentă de numărul de cicluri. Caracteristicile suprafețelor de rupere au fost în concordanță cu această interpretare. La tensiuni medii mici, corespunzătoare raportului $R = -1$, ruperea a fost inițiată din interiorul materialului, pornind de la pori, carburi sau γ'

eutectic, astfel încât au putut fi identificate fațete cristalografice care indicau un mod de producere a ruperii la oboseală prin acumularea distrugerii de material.

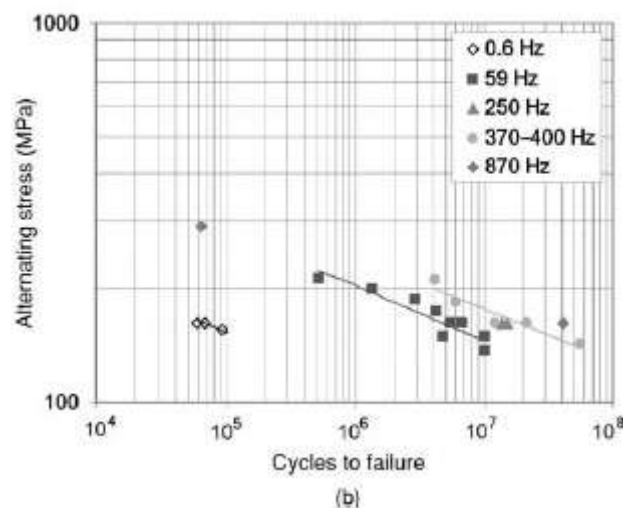
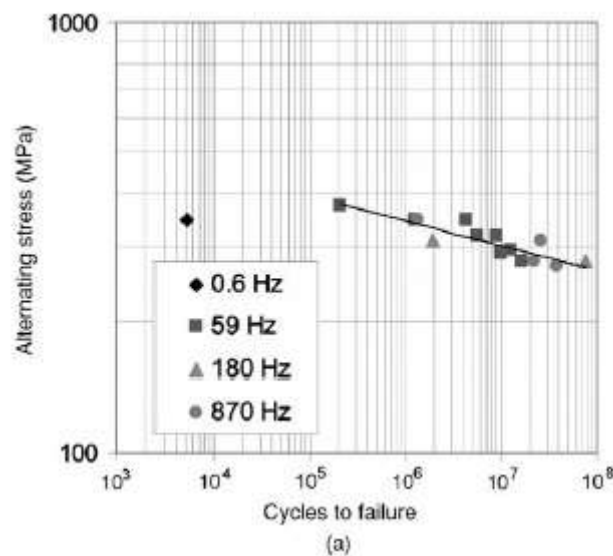


Fig.5.61 Rezultate HCF pentru PW1484 protejatat, solicitat la 1038°C , prezentând efectul frecvenței: (a) $R = -1$ și (b) $R = 0.1$

La ropoarte R mai ridicate, aspectul suprafeței de rupere seamăna cu cel al ruperii prin fluaj. Era neregulat, cu multiple fisuri supeficiale și se observa o gâtuire evidentă.

Wright și colaboratorii și-au prezentat rezultatele sub forma așa-numitei diagrame Goodman, pe care se trasează variațiile intervalului de tensiune $\Delta\sigma$, în funcție de tensiunea medie, σ_m , pentru o capacitate constantă de rezistență la HCF. Fig.5.62 prezintă o diagrama tipică pentru rupere după 10^7 cicluri.

Numerele reprezintă procentul distrugerii prin fluaj, determinate dintr-un model al distrugerii prin fluaj-oboeseală. Se observă că modul de fluaj devine semnificativ pentru $R > 0$.

5.4 Proiectarea mărimii și formei lamelor de turbină

Până acum, au fost ignorați factorii care influențează forma și geometria lamelor de turbină. Factorii care vor fi luați în considerație vor fi aerodinamica, mecanica fluidelor și termodinamica.

5.4.1 Estimarea lungimii lamelor de turbină

Pe măsură ce gazul fierbinte se extinde prin regiunea cu turbine a motorului, presiunea sa scade. Rezultă că, pentru a menține viteza axială la o valoare acceptabilă, trebuie majorată

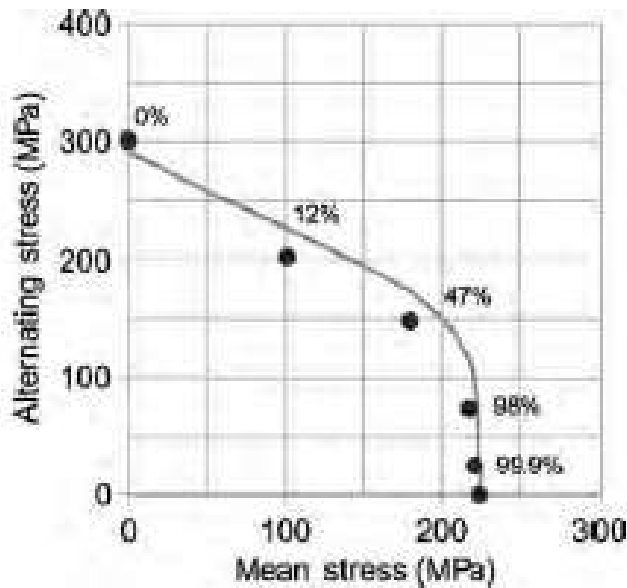


Fig.5.62 Diagrama Goodman a PW1484 protejat, la 1038°C și 59 Hz, după 10⁷ cicluri. Procentele estimează fracțiunea distrugerii de material atribuită modului de rupere prin fluaj

aria A, a gâtului sau inelului prin care curge gazul, care este dată prin:

$$A = 2\pi r_m l \quad (5.32)$$

unde l este lungimea lamei de la rădăcină la vârf iar r_m este raza sa medie, măsurată pe direcție radială, de la axă spre motor. Rezultă că, dacă r_m nu se modifică substanțial, pe măsură ce scade presiunea, atunci l trebuie să crească. În caz contrar se va obține o viteză v_{jet} prea mare a jetului de gaz. Deci lamele de turbină de înaltă presiune (HP) trebuie să fie mai scurte decât cele de joasă presiune (LP). Acest lucru se observă și din Fig.5.63. Se observă că l_m este puțin mai mare pentru zonele de presiune joasă decât pentru cele de presiune ridicată. La considerarea presiunii și temperaturii curentului de gaz, se face distincție între parametri statici, p and T și valorile de repaus, p₀ and T₀ (care se obțin atunci

când gazul este în repaus, fără a efectua nici lucru mecanic și nici transfer de căldură)

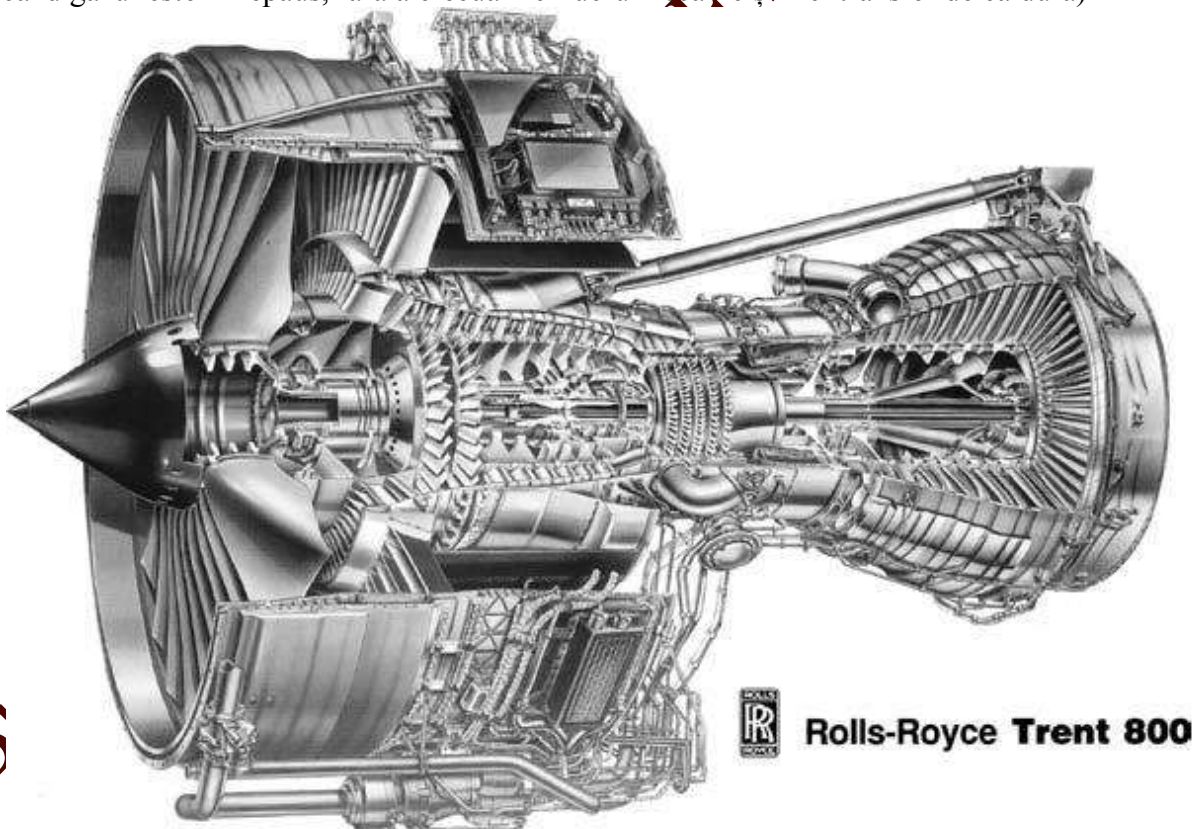


Fig.5.63 Ilustrarea motorului cu tubină de tip Rolls-Royce's Trent 800 engine, care propulsează avioanele Boeing 777

Distincția între cele două tipuri de parametri se realizează prin intermediul relațiilor

$$T_0/T = 1 + \left(\frac{\gamma-1}{2}\right) M^2 \quad (5.33)$$

și

$$p_0/p = \left[1 + \left(\frac{\gamma-1}{2}\right) M^2\right]^{\gamma/(\gamma-1)} \quad (5.34)$$

unde M este numărul Mach (după fizicianul austriac Ernst Mach) local, definit ca raportul dintre viteza de deplasarea a unui obiect și viteza sunetului într-o substanță, în condiții date de presiune și temperatură, dată de $\sqrt{\gamma RT}$. γ este raportul dintre căldurile specifice la presiune și temperatură constantă, R este constanta gazelor iar T temperatura absolută. Pentru a determina transportul de masă, \dot{m} , printr-o secțiune A, se consideră:

$$\dot{m}/A = \rho V \quad (5.35)$$

unde ρ și V sunt densitatea și viteza curentului de gaz. Din condiția de conservare a energiei rezultă:

$$\dot{m}c_p T + \dot{m}V^2/2 = \dot{m}c_p T_0 \quad (5.36)$$

din care, după rearanjare, rezultă $V = \sqrt{2c_p(T_0 - T)}$. Considerând $\rho = CT^{1/(\gamma-1)}$ unde C este o constantă dată de $C = \rho_0^{\gamma-1}/T_0^{\gamma-1}$ rezultă:

$$\dot{m}/A = CT^{1/(\gamma-1)}\sqrt{2c_p(T_0 - T)} \quad (5.37)$$

Fluxul adimensional al transportului de masă pe unitatea de suprafață $\dot{m}\sqrt{c_p T_0}/Ap_0$ poate fi exprimat ca:

$$Q = \frac{\dot{m}\sqrt{c_p T_0}}{Ap_0} = \frac{\gamma}{\sqrt{\gamma-1}} M \left[1 + \left(\frac{\gamma-1}{2}\right) M^2\right]^{-(\gamma+1)/[2(\gamma-1)]} \quad (5.38)$$

Din termenul din partea dreaptă se poate vedea că Q este constant pentru orice valori date ale lui γ și M. Se observă și că, dacă Q este constant, atunci aria A trebuie să se modifice dacă variază valorile de repaos ale presiunii și temperaturii, p_0 și T_0 . Variația lui Q în funcție de numărul Mach este prezentată în Fig.5.64, pentru cazul $\gamma=1,4$.

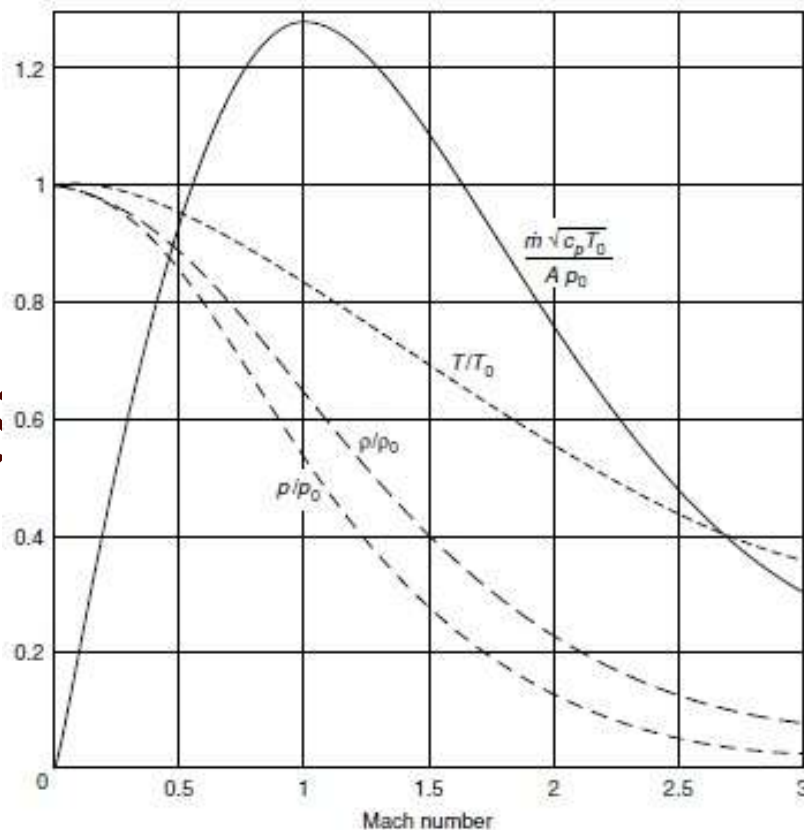


Fig.5.64 Variația fluxului adimensional de masă $\dot{m}\sqrt{c_p T_0}/Ap_0$ în funcție de numărul Mach, M, pentru un gaz perfect cu $\gamma = 1,4$, care curge printr-un orificiu uniform. Sunt prezentate și rapoartele valorilor statice și de repaos ale presiunii, densității și temperaturii

Se observă că fluxul de gaz atinge valoarea maximă, $Q = 1.281$, la $M=1$. La această valoare, se spune că secțiunea transversală a duzei este „înecată”. Se poate arăta că, la viteze ale jetului de gaz (care se consideră unidimensional și adiabatic) apropiate de viteza sunetului, variații foarte mici ale secțiunii A produc variații mari ale numărului Mach și ale presiunii. Fig.5.63 poate fi utilizată pentru a determina lamelor de turbină dacă se cunosc ceilalți parametri din formula fluxului de masă, Q . Se observă că, dacă p_0 scade, atunci A trebuie să crească, deci lamele devin mai lungi.

În continuare se prezintă un exemplu de calcul al lungimii lamelor de turbină de înaltă presiune (HP). Se consideră că:

- debitul de gaz este $\dot{m}=200$ kg/s,
- presiura și temperatura de repaus sunt $p_0=1800$ kPa și respectiv $T_0=1450$ K,
- numărul Mach este $M=1$
- raza medie este $r_m=0,5$ m
- căldura specifică la presiune constantă este $c_p=1000$ J/(kgK).

Atunci se determină fluxul relativ de gaz: $Q = \frac{\dot{m} \sqrt{c_p T_0}}{A p_0} = 1,281$.

Rezultă că aria lamelei devine: $A = \frac{200 \sqrt{1000 \times 1450}}{1,281 \times 1800 \times 10^3} = 0,1044 \text{ m}^2 = 2\pi r_m l$

În final, lungimea lamelei rezultă $l=33$ mm.

5.4.2 Alegerea razei medii a lamelor de turbină

Funcția lamei de turbină este de a extrage lucrul mecanic din curentul de gaz, cu un randament cât mai mare posibil. Cu o bună aproximație, fluxul de gaz poate fi considerat axial după ieșirea din duzele turbinei însă după interacțiunea cu lamele turbinei apare o componentă tangențială semnificativă a fluxului. Presupunând că fluxul intră pe o zonă de rază r (care se menține neschimbată) și o componentă tangențială inițială $V_{\theta 1}$ și finală (la ieșire) $V_{\theta 2}$. Cuplul T , necesar ca acest lucru să se întâmple, esate egal cu viteza de variația a momentului unghiular iar puterea extrasă, \dot{W} este momentul înmulțit cu viteza unghiulară, Ω , astfel:

$$\dot{W} = T\Omega = \dot{m}\Omega r_m (V_{\theta 2} - V_{\theta 1}) = \dot{m}U_m (V_{\theta 2} - V_{\theta 1}) \quad (5.39)$$

unde U_m este viteza pe raza medie a lamei iar produsul $U_m (V_{\theta 2} - V_{\theta 1})$ este cunoscut ca entalpia de repaus, fiind notat cu Δh_0 .

Ecuția (5.39) reprezintă o formă de ecuație Euler și poate fi scrisă sub formă adimensională astfel:

$$\frac{\Delta h_0}{U_m^2} = \frac{V_{\theta 2}}{U_m} - \frac{V_{\theta 1}}{U_m} = \frac{c_p \Delta T}{U_m^2} \quad (5.40)$$

unde ΔT este scăderea de temperatură pe care o suferă jetul de gaz. Experimentele efectuate de expertii în aerodinamică, asupra sistemelor de turbine, au demonstrat că $c_p \Delta T / U_m^2$, coeficientul adimensional al lucrului mecanic, nu trebuie să depășească valoarea ~ 2 , pentru o performanță satisfăcătoare a lamelor de turbină.

În continuare se prezintă un exemplu de determinare a razei medii la care trebuie plasate lamele de turbină. Se consideră un șir de lame de turbină care se rotesc cu 6000 rot./min ($\Omega=100$ rot./s), scăderea de temperatură a jetului de gaz fiind $\Delta T=250$ K iar căldura specifică la presiune constantă $c_p=1000$ J/(kgK). Lucrul mecanic adimensional, efectau de miezul turbinei, este $\Delta h_0 \sim c_p \Delta T = 250$ kJ/kg. Pentru ca turbina să fie eficientă $\frac{c_p \Delta T}{U_m^2} \sim 2$ deci $U_m = 350$ m/s. Considerând $r_m = U_m / (2\Omega)$, rezultă $r_m \approx 0,56$ m.

Dacă viteza unghiulară Ω scade la jumătate ($\Omega_1=50$ rot./min) atunci r_m se dublează, atingând 1,1 m. În mod analog, dacă scăderea de temperatură se reduce la $\Delta T=125$ K, atunci r_m este diminuată cu $\sqrt{2}$ atingând valoarea 0,4 m.

5.4.3 Estimarea unghiului de ieșire din secțiunea transversală a lamelor de turbină

Turbina constă din rânduri alternative de aripi de ghidare staționare (statoare) și de lame rotative (rotoare), conform Fig.5.65. Lamele se deplasează în direcție tangențială la viteza U_m care, cu o bună aproximare, nu este foarte diferită de viteza locală a sunetului. Funcția aripilor de ghidare este să îndepărteze componenta tangențială a jetului de gaz, pe care o introduc lamele ca o consecință a extragerii lucrului mecanic din curentul de gaz. Deoarece nu este eficient să se permită gazului de înaltă presiune, care există în camera de combustie, să supere o singură detentă într-un sector al turbinei, rândurile alternative de aripi staționare și lame alternative facilitează o serie de detente mai mici care contribuie la creșterea randamentului turbinei.

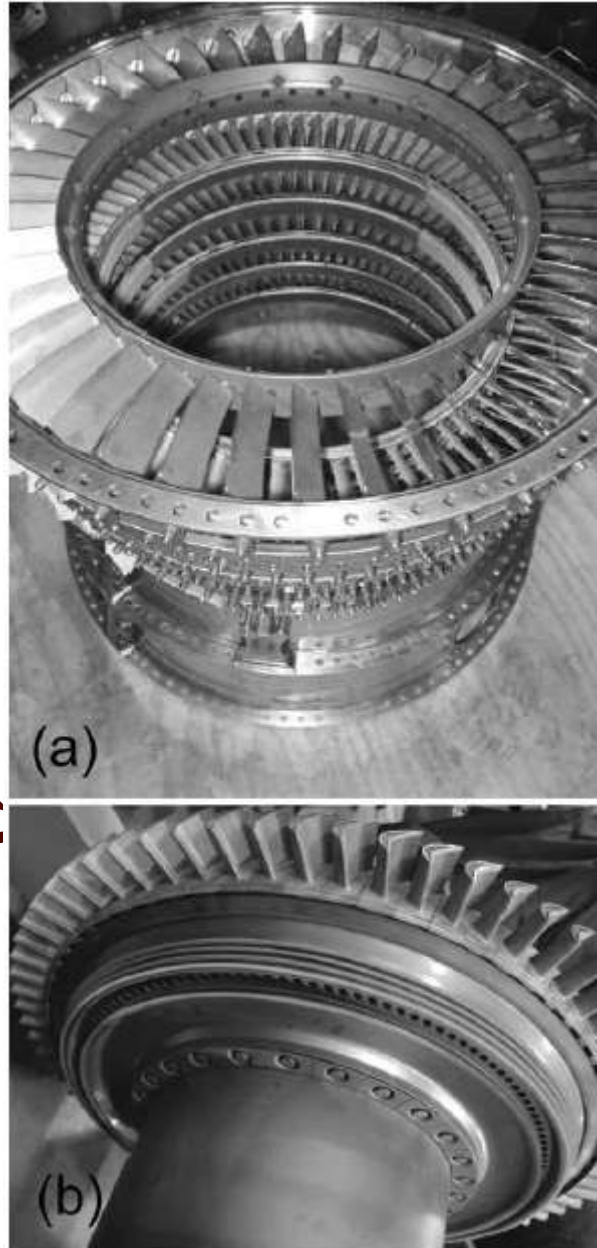


Fig.5.65 Fotografii ale componentelor turbinei de la motorul CFM-56: (a) aripi de ghidare (statoare) din sectorul de joasă presiune al turbinei; (b) arbolere lamelor de turbină de înaltă presiune

În practică, curgerea în jurul lamelor turbinei este instabilă și modelarea ei matematică completă este foarte complicată. Totuși, este util să se considere un sistem local de referință relativă în raport cu lamele rotoare și un sistem de referință absolută în raport cu aripile

staționare. În sistemul relativ de referință s-a observat că fluxul de gaz este destul de stabil pentru a permite efectuarea unor calcule destul de precise pentru scopuri practice. Situația este ilustrată în Fig.5.66.

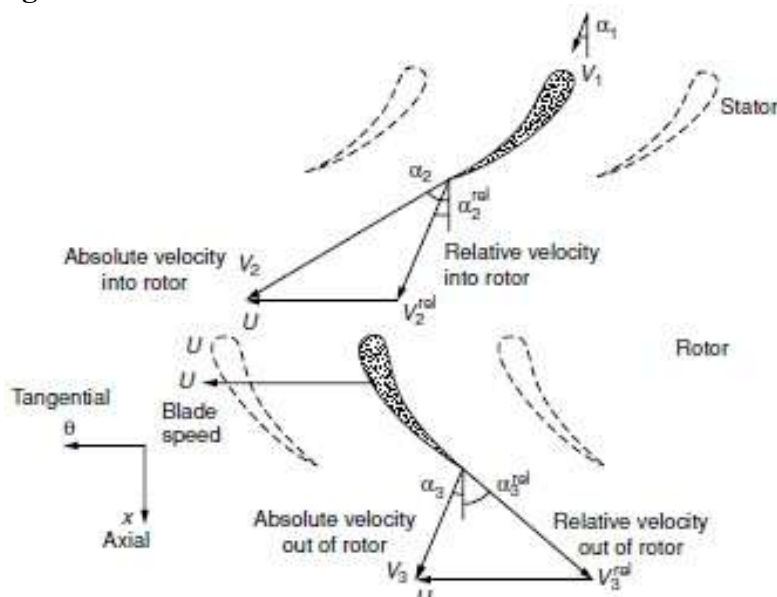


Fig.5.66 Etapele unei turbine cu curgere axială, prezentând aripi de ghidare (statoare) și lame (rotoare) în secțiune transversală

Se presupune că gazul are o componentă axială de viteză V_x . Gazul se apropie de primul rând de statoare cu o viteză absolută V_1^{abs} la un unghi α_{1abs} față de axă. Componenta sa tangențială este $V_x \operatorname{tg} \alpha_{1abs}$.

După ce iese din aripa de ghidare, viteza absolută, V_2^{abs} , a crescut și are acum o componentă tangențială dată de $V_x \operatorname{tg} \alpha_{2abs}$. Este de reținut că viteza absolută a gazului care iese din aripile de ghidare este mai mare în sistemul de referință absolut decât în cel relativ. Reciproca este valabilă pentru gazul care iese din tunelul rotoare—unghiul α_3^{rel} este puțin mai mare decât α_3^{abs} . Aceste considerații ale așa-numitelor triunghiuri ale vitezei permit o primă estimare a formei muchiei de ghidare a lamelor de turbină.

În continuare se prezintă un exemplu de determinare a unghiului de ieșire din secțiunea transversală a lamelor de turbină. Se consideră un rând de lame de turbină HP, de înaltă presiune. Se estimează direcția de curgere a gazului la ieșirea din ansamblul de lame, considerând viteza medie U_m , ca fiind dublul vitezei axiale a gazului ($U_m = 2V_x$).

În acest caz, entalpia de stagnare, Δh_0 , este dată de

$$\Delta h_0 = U_m V_x (\operatorname{tg} \{ \alpha_3^{rel} \} - \operatorname{tg} \{ \alpha_2^{rel} \}) = U_m V_x (\operatorname{tg} \{ \alpha_2^{abs} \} - \operatorname{tg} \{ \alpha_3^{abs} \}) \quad (6.41)$$

Presupunând că viteza gazului, în raport cu turbina, este orientată perfect axial, la ieșirea din turbină, rezultă $\operatorname{tg} \{ \alpha_2^{rel} \} = 0$. Considerând $\Delta h_0 / U_m^2 = 2$ și $U_m = 2V_x$, rezultă $\operatorname{tg} \{ \alpha_3^{rel} \} = 4$ deci $\alpha_3^{rel} = 76^\circ$.

Curs Traducere

L.G. Bujoreanu - SUPERALIAJE

6. APLICAȚIILE SUPERALIAJELOR

6.1 Aplicații tip disc de turbină pentru temperaturi ridicate

Discurile de turbină sunt printre componentele motoarelor de avioane care funcționează în cele mai critice condiții. Ponderea lor reprezintă:

- cca. 20 % din masa totală și 10 % din costul motorului, la avioanele moderne civile;
- cca. 5 % din masa totală și 25 din costul motorului, la avioanele militare.

Funcția primară a discurilor de turbină este de a asigura fixarea lamelor de turbină, localizate în fluxul de gaz, de la care este extrasă energia mecanică.

Ansamblul discurilor cu lamele de turbină transmite puterea la ventilator și compresor, prin intermediul arborilor care se extind pe aproape întreaga lungime a motorului.

În stagiile de proiectare ale discurilor de turbină, geometria acestora trebuie optimizată prin realizarea unui compromis între trei condiții contradictorii:

- minimizarea masei
- stabilitatea dimensională
- integritatea mecanică

Distrugerea metalurgică din cauza oboselii la funcționare și a oxidării și coroziunii trebuie cuantificată și anticipată astfel încât fiecare disc să fie scos din funcționare după un anumit număr de cicluri de decolare-aterizare, denumit durată de funcționare sigură.

6.1.1 Prelucrarea discurilor de turbină

Discurile de turbină se produc prin prelucrarea mecanică a superaliajelor forjate, obținute prin metalurgie clasică (turnare-forjare) și prin metalurgia pulberilor. În general, metalurgia pulberilor se utilizează numai atunci când există o justificare serioasă pentru introducerea de costuri suplimentare. Un exemplu de utilizare a PM îl oferă superaliajele înalt și complex aliate (Rene 95, RR 1000).

Indiferent de metoda de producere a semifabricatului pentru discuri de turbină, materialul brut este obținut prin topire prin inducție în vid (VIM=vacuum induction melting). VIM datează din anii 40' din sec. XIX și s-a dezvoltat în WW I.

Prima aplicație comercială a superaliajelor datează din anii 50', sec. XX, când s-au produs lingouri de câte 5 kg de Waspalloy din care a fost forjată câte o lamă de turbină. Datorită succesului industrial, producția mondială a crescut de la cca. 4 t/an în 1923 (în cea mai mare parte în Germania) la peste 2000 t/ an în 2000.

Materia primă (inclusiv fier vechi) este încărcată într-un creuzet din material refractar (în general ceramic, ZrO_2 , MgO sau Al_2O_3 sau combinații cum ar fi 90% MgO-10% Al_2O_3) înconjurat de un inductor de cupru, răcit cu apă.

Creuzetul este menținut în vid, la 10^{-4} atm iar curentul de inducție este de 50-60 Hz, în funcție de modul în care se realizează compensarea vitezei de încălzire și amestecare electromagnetică cu erodarea căptușelii creuzetului, **Fig.6.1**.

În timpul procesului VIM în sau din superaliaj se adaugă sau se îndepărtează cca. 30 de elemente. În final, metalul lichid este decantat în creuzet și turnat în forme sub presiune parțială de Ar. Fenomene produse în timpul prelucrării VIM:

- reducerea substanțială a concentrațiilor de N_2 și O_2 (prin vid, reducând oxidarea Al, Ti, Zr, Hf);
- volatilizarea incluziunilor ușor fuzibile de Pb, Bi, etc;
- desulfurarea topiturii prin adăugarea de CaO și a agenților de flux;
- îndepărtarea zgurii (provenită din erodarea căptușelii și oxidarea topiturii)

Prelucrarea discurilor de turbină prin turnare-forjare include: 1.VIM-2.retopirea electro-zgurii (**ESR=electro-slag remelting**)-3.retopirea în arc electric (**VAR=vacuum arc remelting**)-4.recoacerea-5.refularea și 6.tragerea-forjarea, **Fig.6.2**

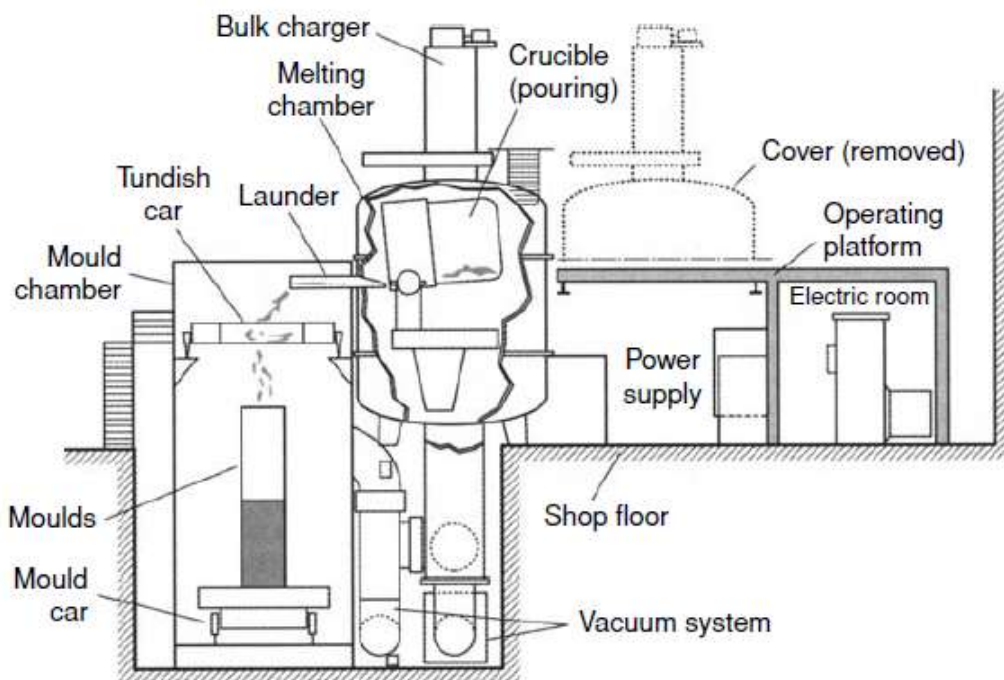


Fig.6.1 Ilustrare schematică a instalației de topire prin inducție în vid a superaliajelor

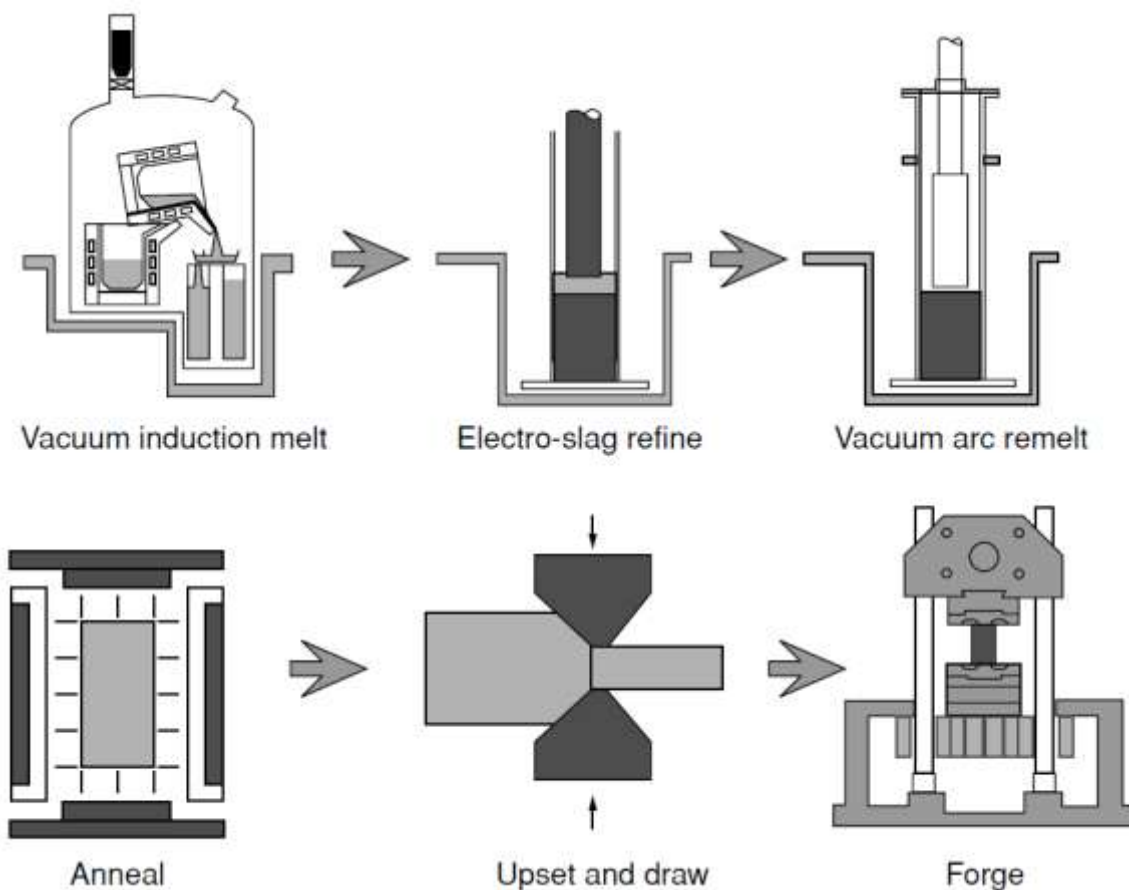


Fig.6.2 Fluxul tehnologic de producere a discurilor de turbină prin metalurgie clasică

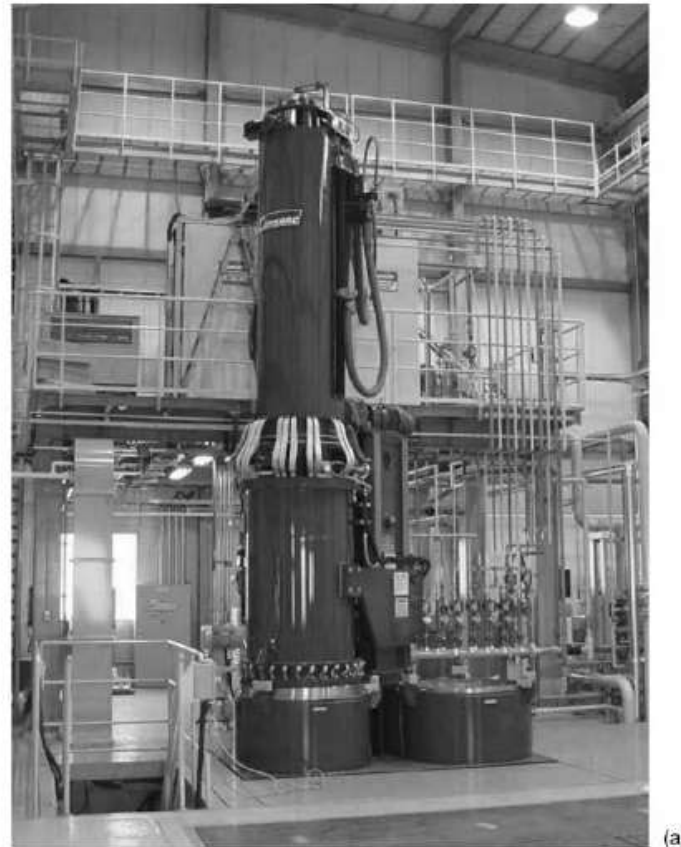
După VIM lingoul nu poate fi prelucrat din cauza:

- nivelului ridicat de segregării;
- retasurii, fisurilor și porozității

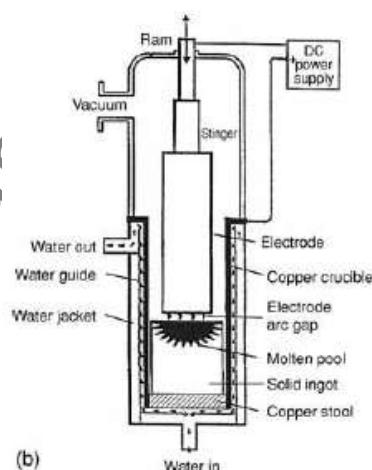
- cantității ridicate de particule ceramice (din captușeală).

Atunci când se urmărește atingerea unui grad ridicat de puritate se poate ajunge până la topirea triplă (VIM-ESR-VAR)

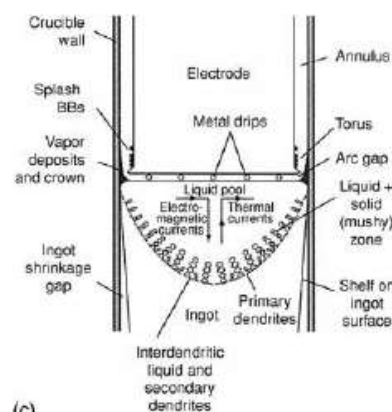
VAR=topirea în vid a unui electrod consumabil (care a fost turnat în urma prelucrării prin VIM sau ESR) într-un creuzet de cupru răcit. Energia topirii este furnizată de un arc electric în curent continuu (10 kA, 20-50 V) format între electrod (catodul) și topitură, în partea de sus a lingoului care se solidifică (anodul). Se pot obține lingouri de câțiva metri cântărind până la 20 t, **Fig.6.3**.



(a)



(b)



(c)

Fig.6.3 Retopirea cu arc electric in vid: (a) cuptor la scară industrială; (b) schema de principiu; (c) detaliu al fenomenelor la interfața solid/ lichid

Pe electrod se formează un film topit subțire care curge gravitațional formând mici picături. Acestea scurt-circuitează arcul electric, când se depun pe lingou, a cărui calitate depinde esențial de eficiența răcirii și precizia ridicării electrodului.

Prin control computerizat al procesului s-a reușit monitorizarea vitezei de topire menținută între 2-6 kg/ min. La curent constant, grosimea topiturii este constantă.

Unul dintre defectele frecvente după VAR sunt *petele albe*=regiuni lipsite de fazele durificatoare γ' și γ'' și de elementele asociate acestora (Al, Ti sau Nb). După atac metalografic aceste regiuni rămân albe, au compoziție chimică diferită și sunt cauza unor scăderi importante ale rezistenței la curgere și la rupere, Fig.6.4.

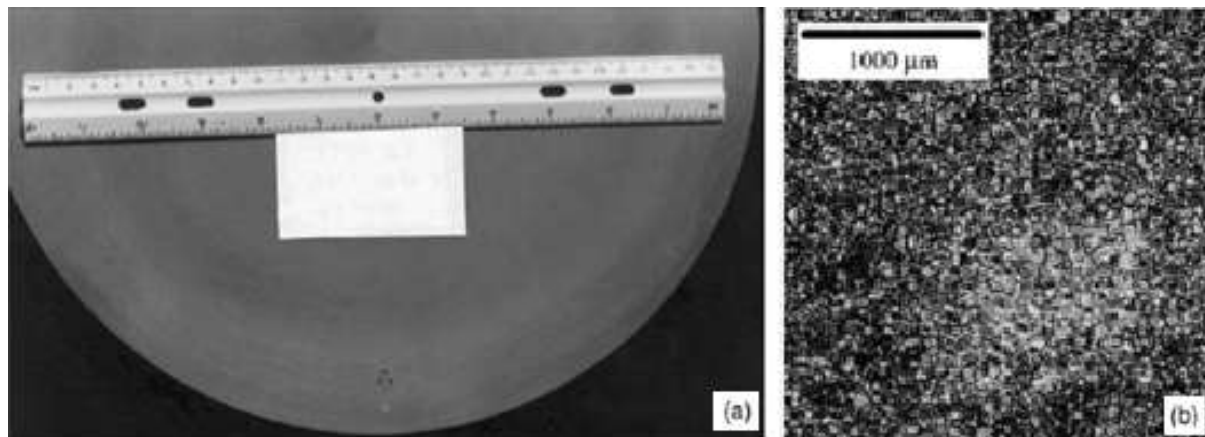


Fig.6.4 Defect de tip pată albă într-un superaliaj IN718: (a) apariția într-o secțiune transversală dintr-un lingou macroatacat; (b) micrografie optică

Cea mai frecventă cauză a formării petelor albe este căderea materialului în topitură, înainte de a se retopi, sursele posibile fiind:

- cupa (coroana) formată în proces pentru fragmente de 2-3 mm;
- materialul dendritic fragmentat cu dimensiuni peste 6 mm, provenit de la electrod.

ESR=este retopirea unui electrod consumabil, la care baia de zgură este menținută în aer, între electrod și lingoul care se solidifică, Fig.6.5.

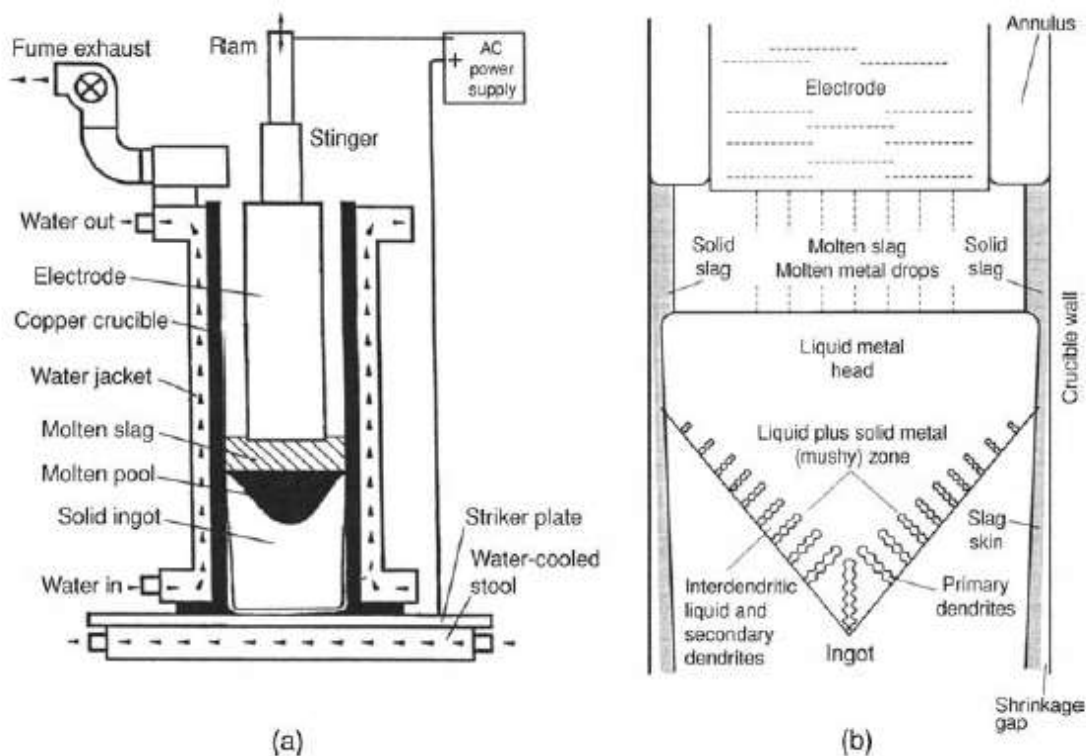


Fig.6.5 Retopirea în arc electric: (a) ilustrare schematică a instalației de retopire în arc electric; (b) detaliu al fenomenelor la interfața solid/ lichid

Deosebiri față de VAR:

- picăturile topite cad prin baia de zgură care captează impuritățile
- se utilizează curent alternativ

Particularități tehnologice:

- imersarea electrodului în baia de zgură este menținută la nivel constant prin intermediul tensiunii;
- curentul este controlat prin monitorizarea pierderii de masă a electrodului.

Zgurile (sintetice) se aleg în funcție de reactivitatea lor cu picăturile de metal. Compoziția uzuală este $\text{CaF}_2\text{-CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3$. Impuritățile SiO_2 sunt reduse de către Ti la Si metalic, care este încorporat în lingou. Pentru eliminarea sa, topitura trebuie reciclată.

ESR favorizează apariția unor neomogenități chimice mai accentuate decât VAR și din acest motiv, la topirea triplă, ESR este aplicată întotdeauna înaintea VAR. ESR este aplicată până la anumite diametre critice, peste care zonele de neomogenitate devin prea mari.

De exemplu la U720Li diametrul maxim al lingourilor este 500 mm. Nerespectarea diametrului critic duce la obținerea neomogenităților macros-copice denumite "pistrui" (freckles).

Fig. 6.6 arată că poziția de cea mai probabilă de formare a pistrului este la mijlocul razei lingoului

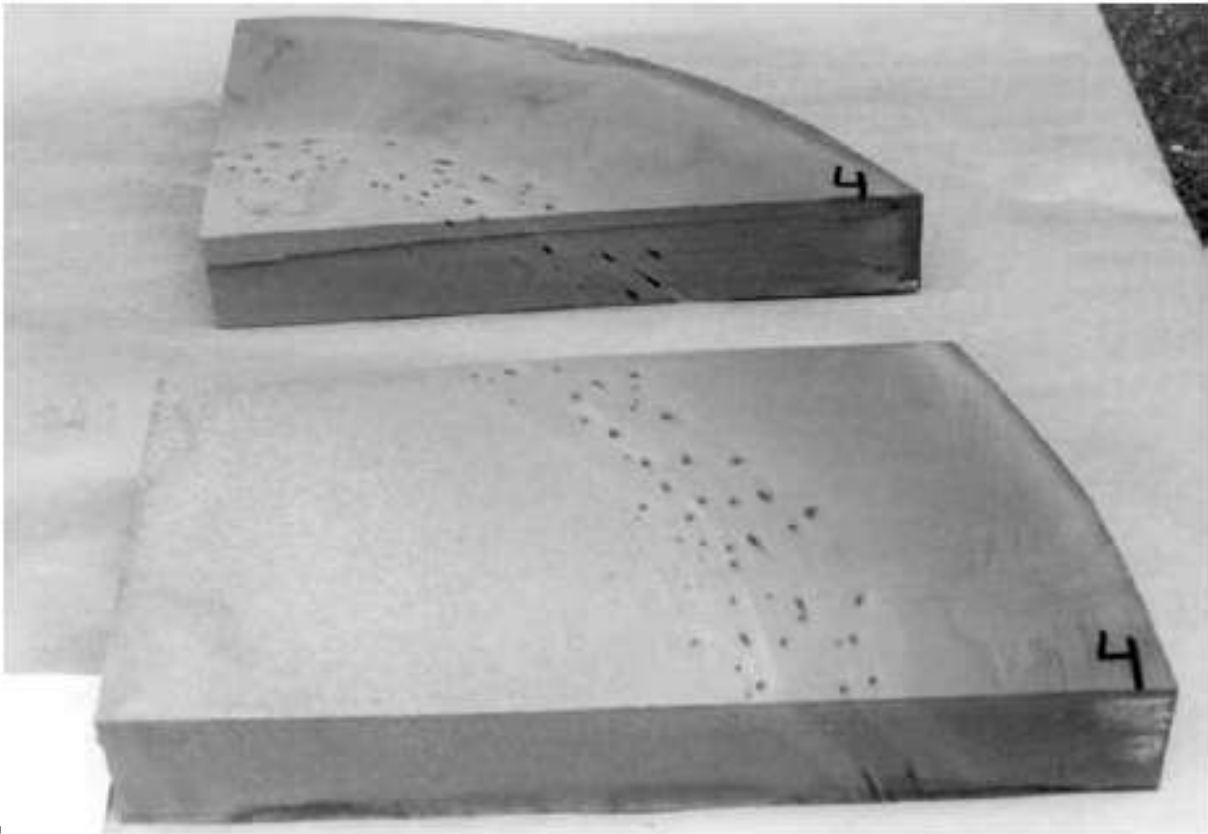
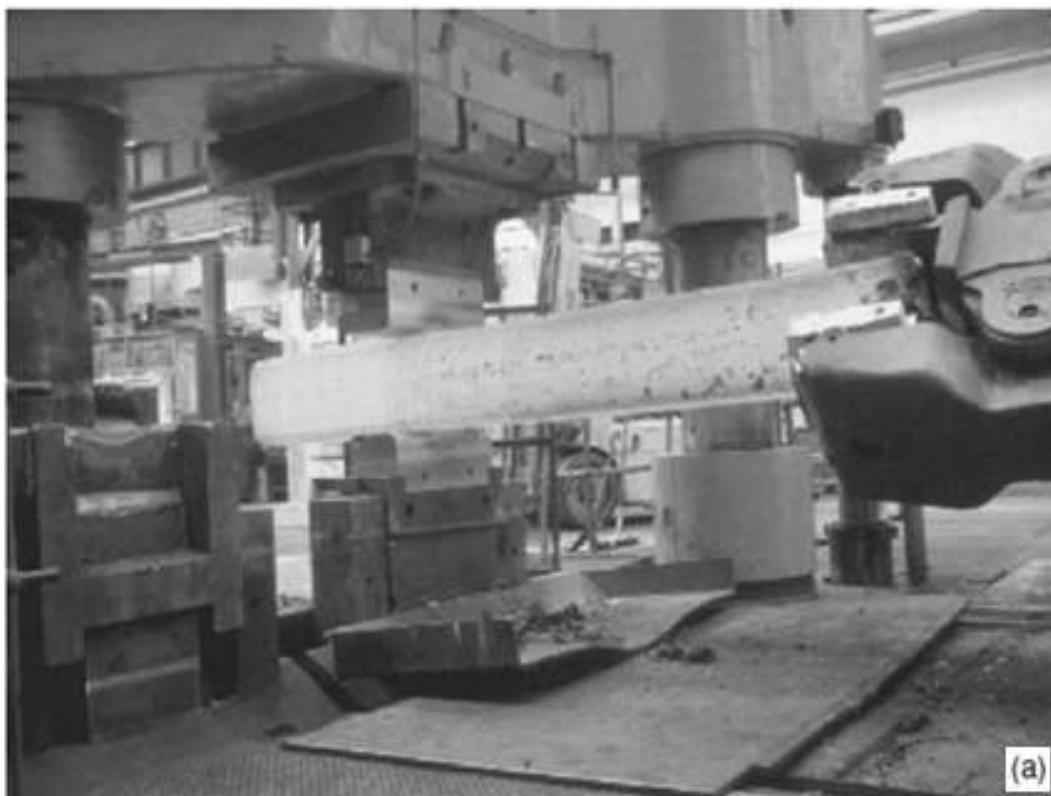


Fig.6.6 Secțiuni ale lingoului de superaliaj retopit în arc electric prezentând dovada existenței pistrurilor

Forjarea în matriță deschisă este procedeul de transformare a lingourilor cilindrice în semifabricate, prin care granulația de turnare este fărâmițată de la câteva **zeci de mm** până la câteva **zeci de micrometri**. Diametrul lingoului este redus aprox. la jumătate, **Fig.6.7**

În mod curent lingoul este deformat de 20-30 de ori, în diverse puncte de pe lungimea lui. Rotațiile se produc întâi la 90° , apoi la 45° și în final la 90° . La sfârșit, semifabricatul are secțiune octogonală și granulație mult mai fină, datorită recristalizării. În ultima reducere,

încălzirea se face sub solvus pentru a inhiba creșterea grăunților, după deformare.



„ducere

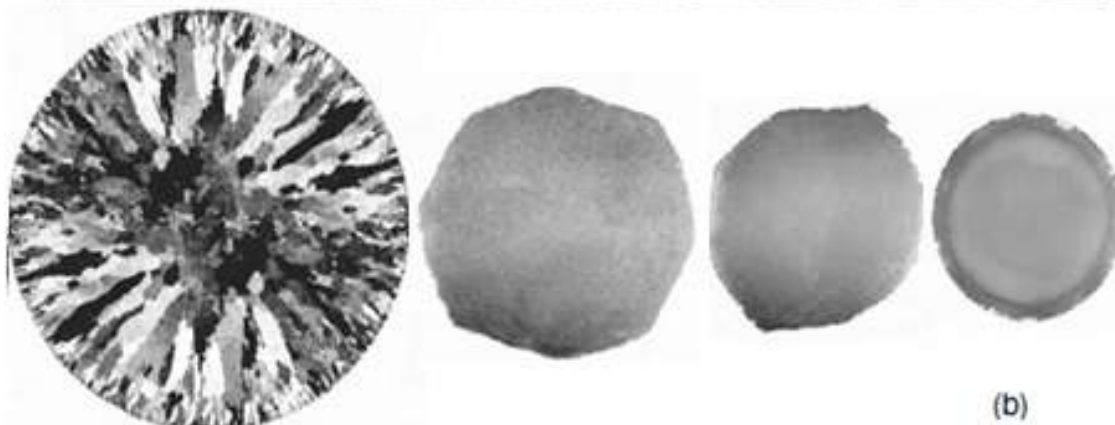


Fig.6.7 Forjarea în matriță deschisă: (a) proces industrial; (b) secțiuni transversale ale semifabricatelor în diverse stadii de prelucrare

Prelucrarea discurilor de turbină prin metalurgia pulberilor a apărut în anii 70' și a dus la obținerea unor superaliaje cu rezistență mai ridicată.

Inițial s-a utilizat doar la trubinele cu gaz pentru scopuri militare, cum ar fi motorul avionului F-15. Odată cu acumularea de experiență în acest domeniu, s-a trecut la fabricarea motoarelor de Boeing 747 și 777.

Avantajele prelucrării prin PM:

- eliminarea macrosegragației;
- finisarea granulației.

Fig.6.8 arată că, după VIM, lingoul este retopit și atomizat în gaz inert.

Apoi pulberea este selectată, sortată și dozată într-un cilindru metalic curățat anterior și vidat după umplere pentru degazare. Urmează presare izostatică la cald, recoacere, extrudare și forjare (care poate fi liberă sau în matriță închisă).

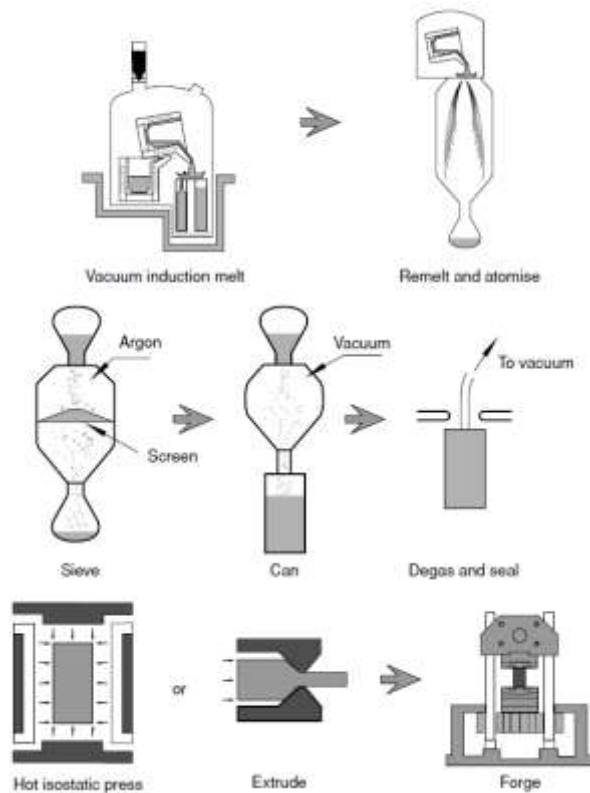


Fig.6.8 Fluxul tehnologic de producere a discurilor de turbină prin metalurgia pulberilor

Introducerea impurităților în etapa de atomizare în Ar poate compromite întreg procesul tehnologic.

Metalul topit este turnat printr-o doză ceramică foarte precis dimensionată, înconjurată de unul sau mai multe jeturi de gaz inert (Ar), Fig.6.9.

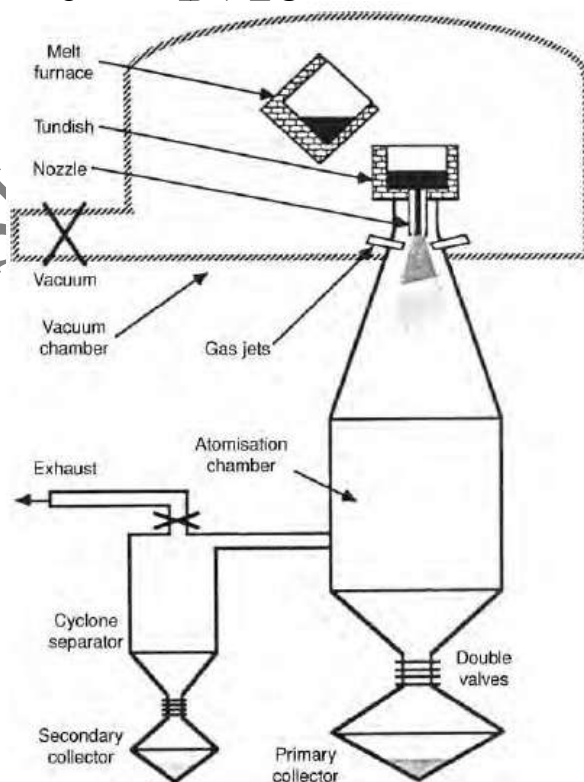


Fig.6.9 Ilustrarea procesului de atomizare în Ar utilizat la producerea de superaliaje prin metalurgia pulberilor

6. APLICAȚIILE SUPERALIAJELOR

Sunt acțiunea jeturilor topitura este dezintegrată în particule sferice cu diametrul între 30-300 μm .

Camera de atomizare este suficient de lungă pentru a permite solidificarea particulelor, la viteze de răcire mai mari de 100 grd./s . Pentru obținerea unor particule mai fine, se aplică viteze de răcire mai mari și se utilizează cel de-al doilea separator, conectat la un ciclon.

În Fig.6.10 se prezintă o micrografie SEM a pulberii atomizate în Ar.

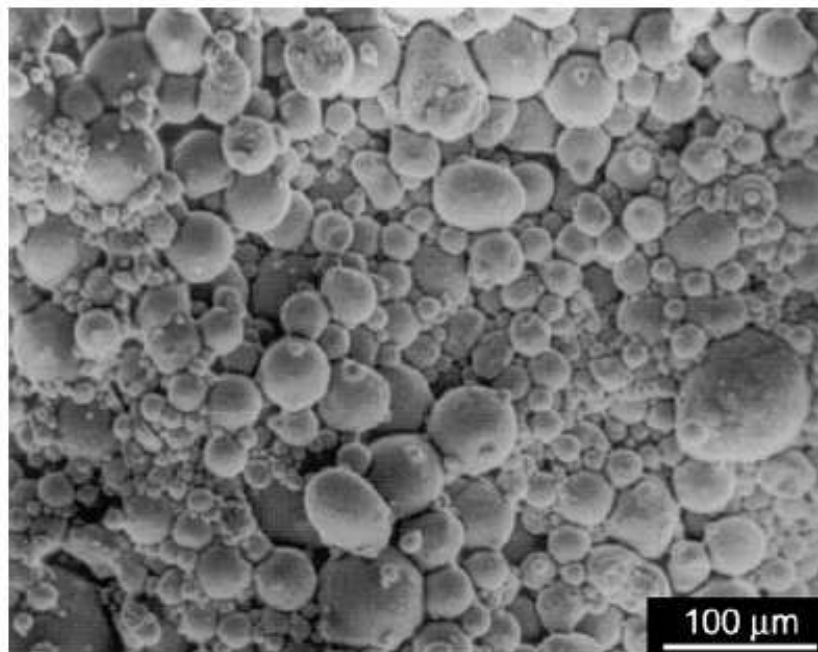


Fig.6.10 Micrografie SEM a pulberii de IN718 atomizată în gaz

Fig.6.11 prezintă 3 procese tehnologice de prelucrare diferite ale discurilor de compresor ale motorului de avion GE F 101, produse din aliaj Rene 95 PM.

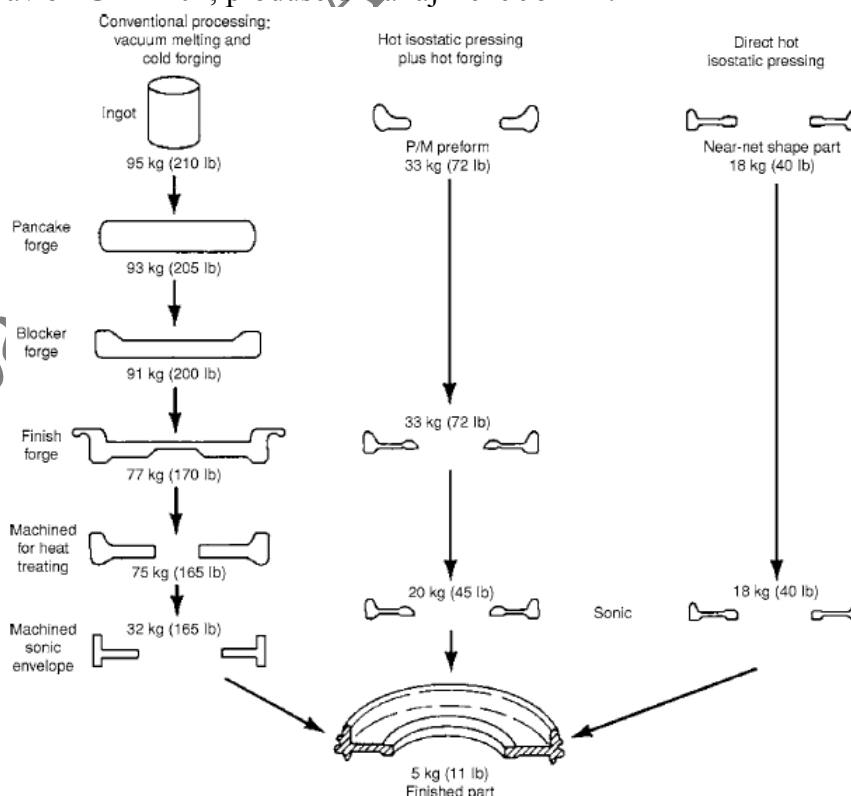


Fig.6.11 Secvențe tehnologice de prelucrare a discurilor de compresor de F-101

Cele trei procese tehnologice sunt:

1. turnare-forjare clasică (forjare în pachet, stampare, perforare, degroșare pentru TT, finisare pentru control US)
2. presare izostatică la cald cu forjare la cald a preformei (în două etape)
3. presare izostatică directă la cald cu forjare isotermă (o singură etapă, cu viteză mică de deformare, max. $3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$, la presiuni de până la 100 MPa la 1200°C)

Dacă se compară evoluția proprietăților aliajului cu creșterile temperaturii de ieșire, ilustrată în Fig.6.12, se poate observa cu ușurință că materialele convenționale nu mai fac față. Utilizarea metalurgiei pulberilor pentru compozițiile modificate de superaliaj IN-100 a permis atingerea unei îmbunătățiri substanțiale a raportului rezistență/ densitate.

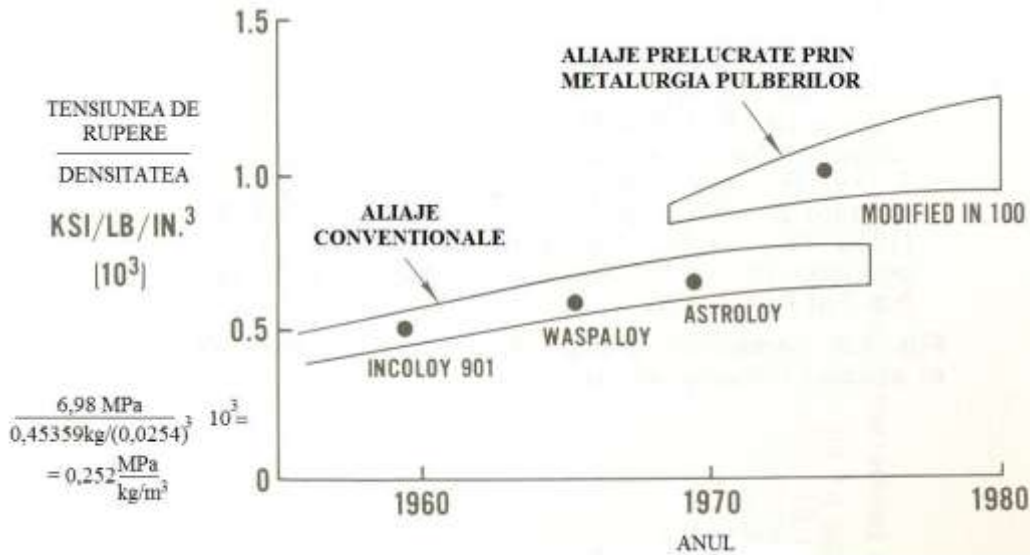


Fig.6.12 Tendițe de evoluție a materialelor pentru discuri de temperaturi înalte

6.1.2 Compoziția, microstructura și proprietățile discurilor de turbină

Discurile de turbină funcționează la temperaturi mai mici decât lamele de turbină dar suportă sarcini mult mai mari. Proprietățile impuse discurilor de turbină sunt: 1-rezistențe ridicate la curgere și la rupere (corelate cu proporțiile de faze durificatoare, Fig.6.13); 2-reziliență și tenacitate; 3-rezistență la fisurare și 4-viteze mici de propagare a fisurilor.

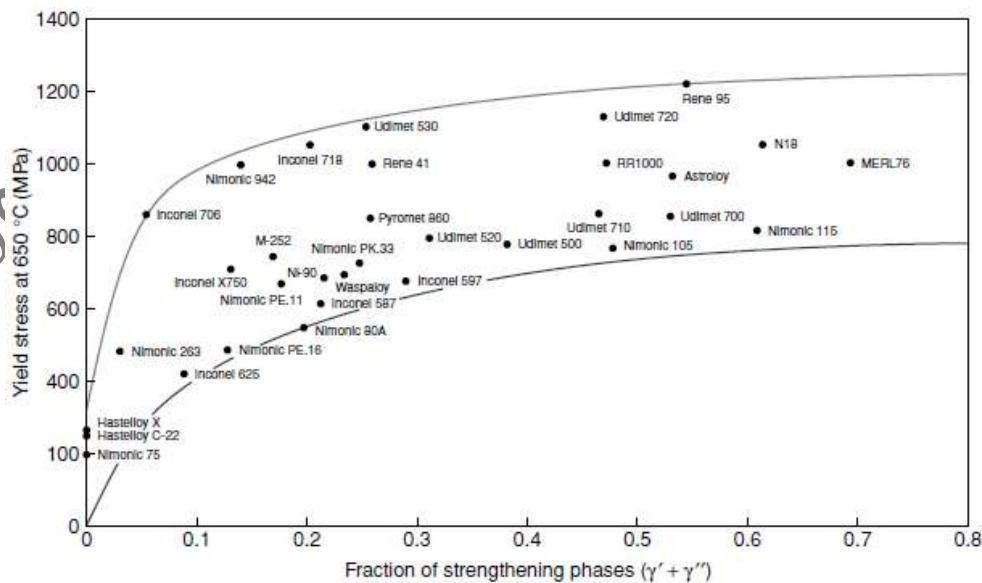


Fig.6.13 Variația limitei de curgere la 650°C în funcție de fracțiunea totală de fază durificatoare γ' și γ'' , în câteva superaliaje utilizate pentru construcția discurilor de turbine

Criteriile principale de proiectare a discurilor de turbină sunt:

- rezistența la curgere,
- rezistența la ardere,
- rezistența la oboseală
- rezistența la fluaj.

Fluajul joacă un rol important dar **nu este criteriul principal de proiectare** din cauza temperaturilor relativ scăzute de funcționare a discurilor de turbină.

Întrucât **rezistența mecanică este** direct proporțională cu suma proporțiilor de elemente chimice **care duc la apariția fazelor durificatoare**, aceleași efecte se observă când este vorba despre rezistența la curgere și despre rezistența la fluaj, conform **Fig.6.14**.

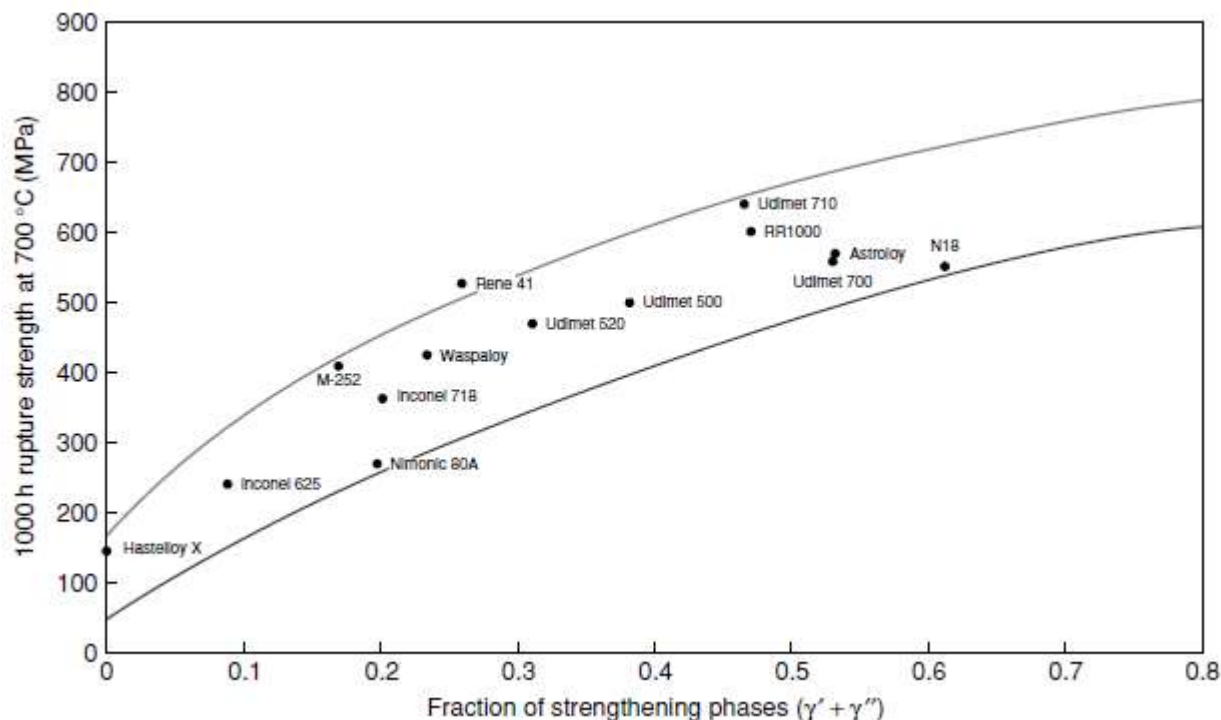


Fig.6.14 Variația limitei de rupere prin fluaj, după 1000 de ore la 700°C, în funcție de fracțiunea totală de fază durificatoare γ' și γ'' , în câteva superaliaje utilizate pentru construcția discurilor de turbine

S-a constatat că, pentru peste 200 de superaliaje policristaline, factorii cei mai importanți, din punct de vedere al rezistenței la rupere, sunt:

- concentrația de Al;
- concentrația de Ti;
- concentrația de Nb.

Practic, cel mai mare rol îl joacă **raportul %Ti/ %Al** și tratamentul termic aplicat superaliajului, de **punere în soluție în vecinătatea liniei solvus** care determină mărimea particulelor de fază γ' și modul lor distribuire.

La majoritatea superaliajelor utilizate la discurile de turbină linia solvus este între 1050 și 1200°C.

Dacă tratamentul termic este **sub-solvus**, particulele primare de γ' , nedizolvate, crează bariere în calea creșterii grăunților de austenită γ , **Fig.6.15(a)**.

Aplicarea unui TT **super-solvus** elimină particulele primare de γ' iar grăunții austenitici devin mai grosolani, **Fig.6.15(b)**.

În realitate, distribuția și dimensiunile fazei γ' sunt foarte complexe, dacă se ține cont de natura procesului de formare a acesteia.

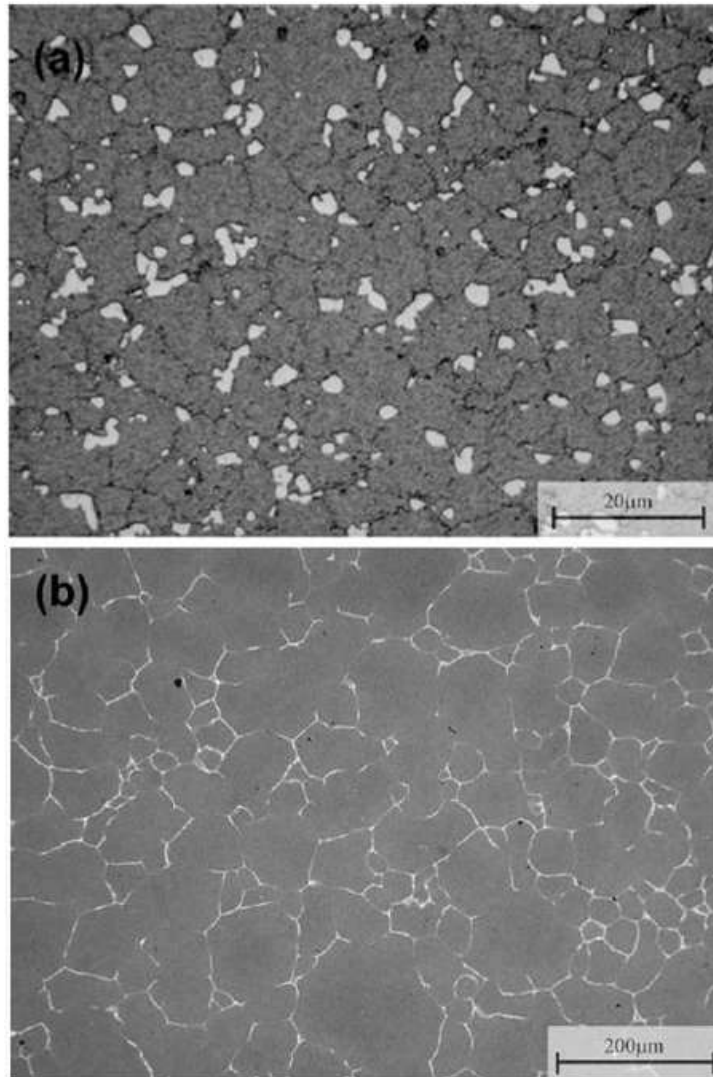


Fig.6.15 Micrografie optică a superaliajului RR1000, cu linia solvus la 1150°C: (a) tratat 4 ore sub-solvus, la 1130°C; (b) tratat 4 ore super-solvus, la 1170°C

Modul de distribuție al particulelor de fază γ' este ilustrat în Fig.6.16.

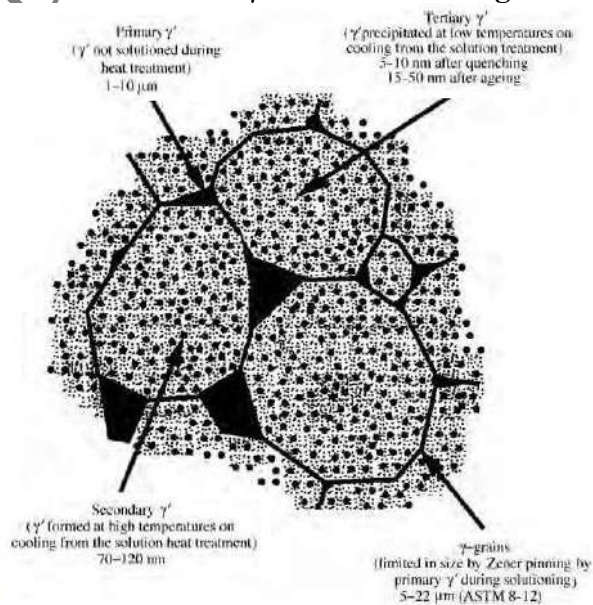


Fig.6.16 Ilustrare schematică a distribuției fazei γ' la un superaliaj pentru disc de turbină

Particulele de γ' :

- primare, intergranulare, cu mărimi de 1-10 μm , care nu s-au dizolvat în timpul punerii în soluție sub-solvus;
- secundare, intragranulare, cu mărimi de 70-120 nm, precipitate la temperaturi înalte în timpul răcirii de după punerea în soluție;
- terțiare, intragranulare, precipitate la temperaturi scăzute în timpul răcirii de după punerea în soluție, cu mărimi de:
 - ❑ 5-10 nm, după răcire
 - ❑ 15-50 nm, după îmbătrânire

Din cauza barierelor intergranulare, formate de precipitate de γ' primare, grăunții austenitici au mărimi de 5-22 μm .

Din punct de vedere al rezistenței la oboseală, s-a constatat că punerea în soluție **super-solvus** este mai eficientă deoarece reduce viteza de propagare a fisurilor (da/dt), **Fig.6.17**.

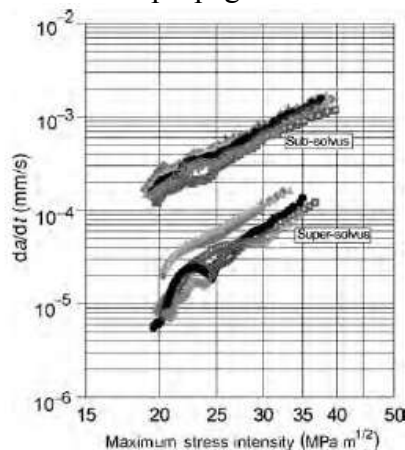


Fig.6.17 Efectul temperaturii de punere în soluție asupra evoluției vitezei de propagare a fisurilor

La punerea în soluție super-solvus s-a constatat că răcirea în cuptor reduce mai mult viteza de propagare da/dt , **Fig.6.18**.

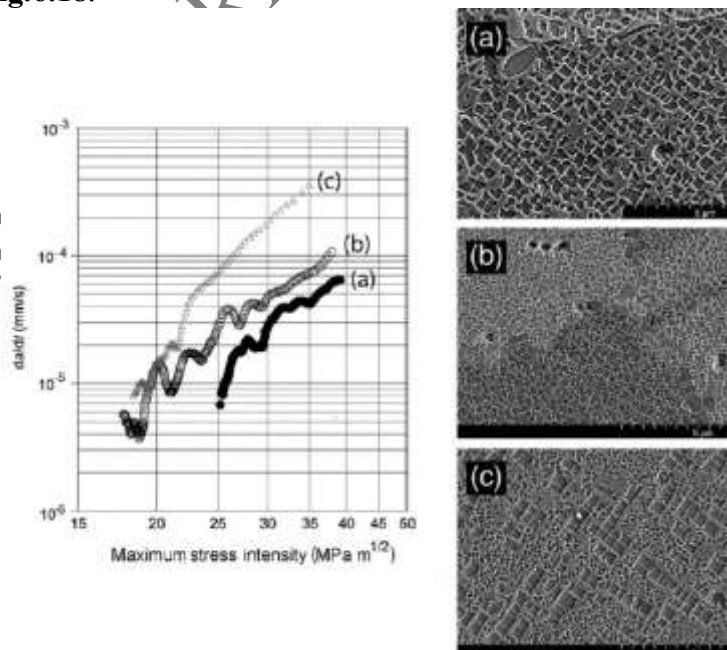


Fig.6.18 Evoluția vitezei de propagare a fisurilor de oboseală la 704°C, într-un superaliaj experimental prelucrat prin PM, durificat prin precipitare de fază γ' , de diferite mărimi, prin punere în soluție super-solvus, urmată de : (a) răcire în cuptor, fără repunere în soluție; (b) răcire în aer, fără repunere în soluție; (c) răcire în aer cu repunere în soluție sub-solvus

Analizând comportarea la oboseală la numere mici de cicluri într-un superaliaja IN100 P/M, s-a constatat creșterea fisurilor după planele $\{111\}$, la temperaturi scăzute, Fig.6.19(c).

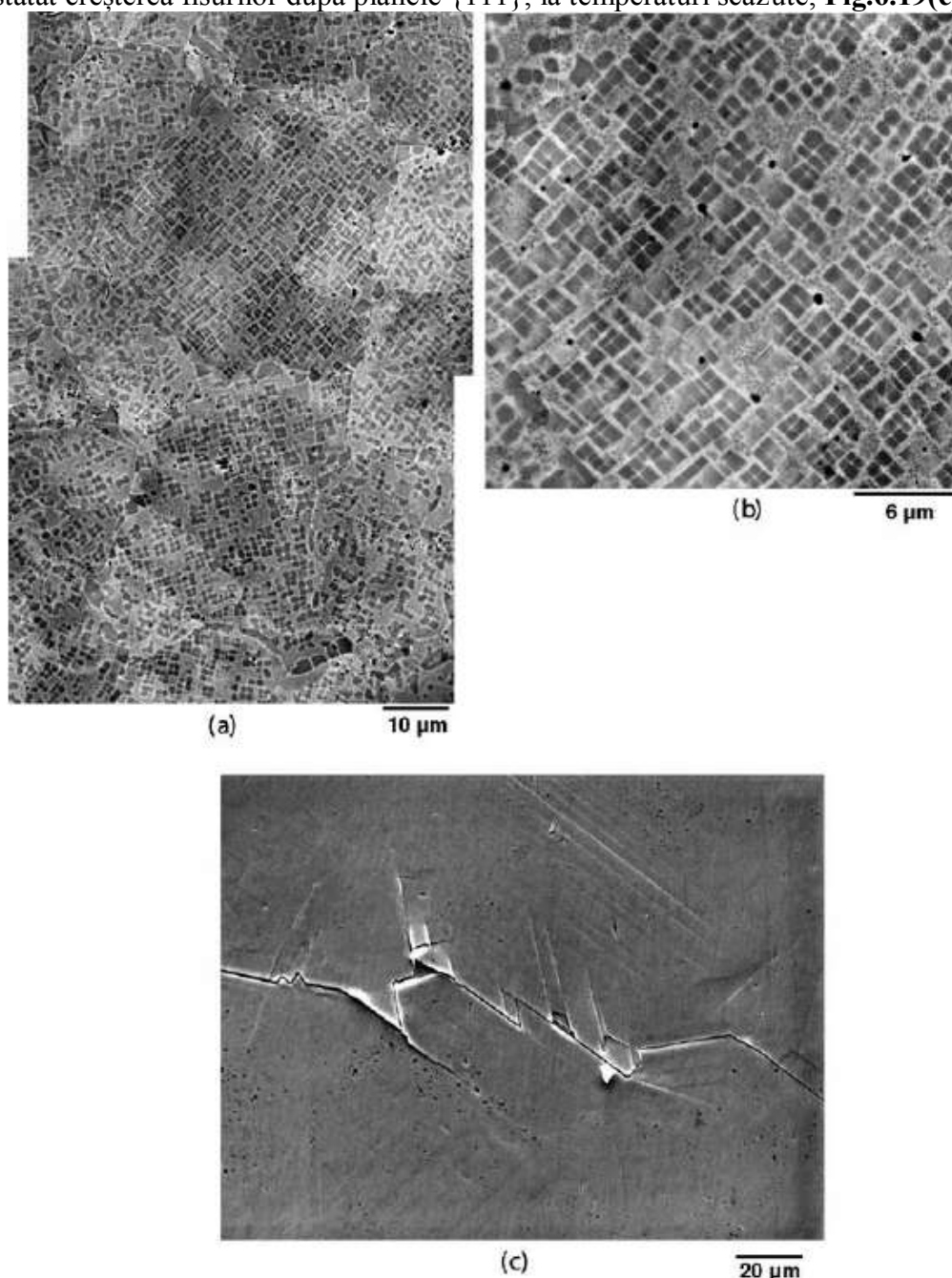


Fig.6.19 Suprafețe de rupere la un superaliaj IN100 P/M testat la oboseală la cicluri mici la 0,5 Hz: (a) prezența fazei γ' cuboidale într-o micrografie SEM a suprafeței de rupere $\{001\}$ tipică pentru ruperea la 538°C; (b) detaliu ilustrând paralelismul fațetelor; (c) suprafață de rupere $\{111\}$ tipică creșterii unei fisuri de oboseală la temperatura camerei, la care fisurarea s-a produs paralel cu liniile de alunecare

La creșterea temperaturii, apar din în ce mai multe fațete $\{001\}$ ale fazei cuboidale γ' și fisurarea se produce după aceste plane, Fig.6.19(a) și (b), la 538°C.

6.2 Aplicații tip arzător

Arzătorul este un dispozitiv simplu unde se eliberează cantități foarte mari de căldură într-un volum redus, ceea ce duce la o creștere locală însemnată de temperatură.

Principalele criterii de proiectare a arzătoarelor sunt:

- rezistența la oboseală termică,

- toleranța la supraîncălziri locale,
- rezistența la coroziune-eroziune
- rezistența la fluaj.

De-a lungul anilor a existat o tendință de creștere a capacității aliajelor de a rezista la temperaturi înalte dar nu suficientă pentru a ține pasul cu progresul temperaturilor de combustie. Deficitul este completat prin soluții constructive noi cum ar fi răcirea cu aer.

În Fig. 6.20 sunt ilustrate tendințele de evoluție ale materialelor pentru arzătoare în funcție de temperatura maximă permisă.

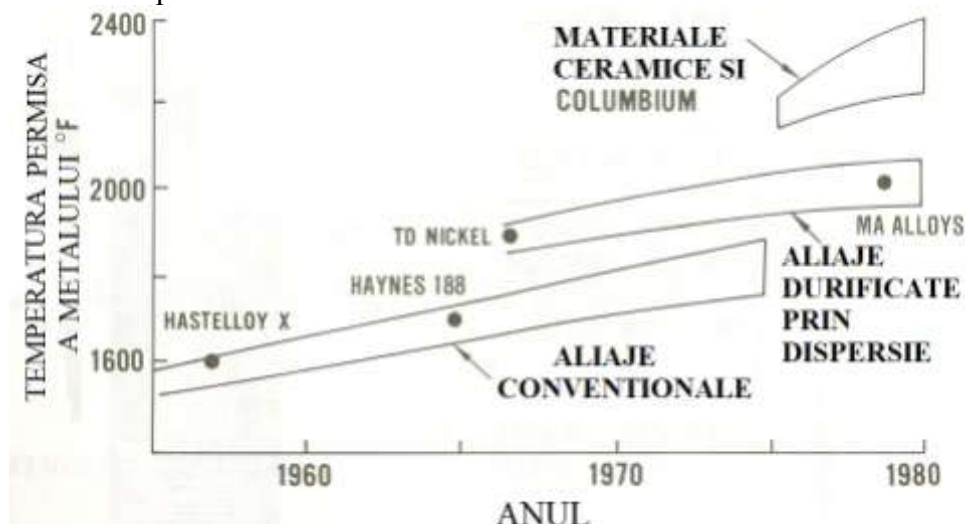


Fig.6.20 Tendințe de evoluție a materialelor pentru arzătoare

6.3 Aplicații tip lame de turbină

Pentru aplicațiile de tip lamă de turbină pentru temperaturi ridicate cele mai importante criterii de alegere a materialului sunt:

- rezistența la fluaj,
- rezistența la rupere,
- rezistența la oboseală termică și la deteriorarea lamelor de către mediu (pentru palele rotative).

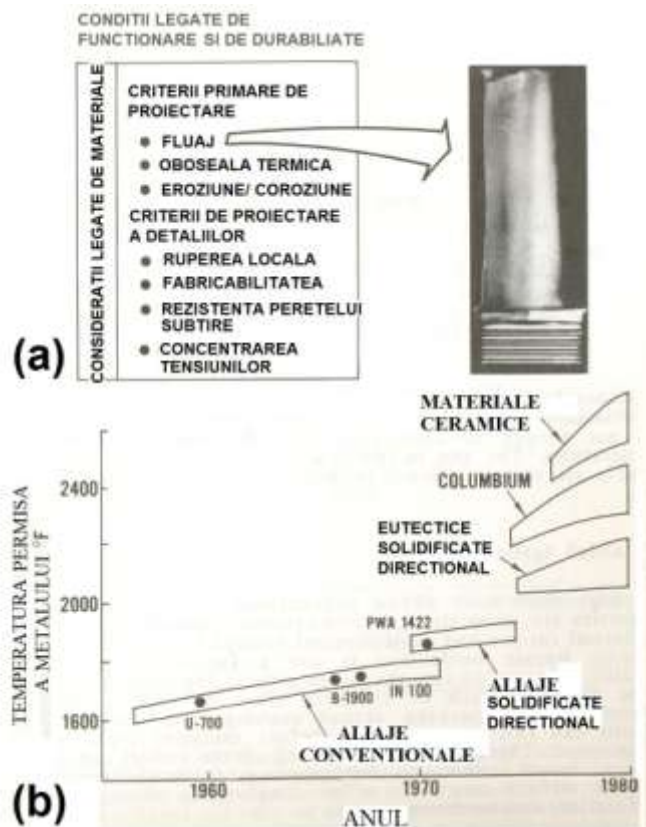
În Fig. 6.21(a) pot fi urmărite criteriile de proiectare a lamelor pentru palele de turbine rotative.

În urma fluajului excesiv se produce gătuirea și arcuirea. Înainte de apariția fluajului excesiv, ruperea se poate produce prin oboseală mecanică cauzată de fisurarea generată prin oboseală termică.

Lamele de turbină mai pot suferi deteriorări și prin coroziune (sulfizare) și atac oxidant.

Perfecționările succesive ale aliajelor nu au putut face față creșterilor de

Fig. 6.21 Principalele caracteristici ale lamelor de turbine: (a) criteriile de proiectare; (b) tendințe de evoluție



temperatură generate de evoluția motoarelor de tip turbină. Din acest motiv, s-a impus utilizarea turnării cu solidificare dirijată, prin intermediul căreia se obțin piese care conțin grăunți axiali orientați sau chiar monocristale, (fără limite de grăunți).

Solidificarea direcțională și procedeele de obținere a monocristalelor îmbunătățesc rezistența la oboseală termică și ductilitatea superaliajului. În felul acesta se pot fi utilizate în aplicații practice **compoziții chimice** de superaliaje care **sunt extrem de fragile** atunci când se folosesc **în structuri turnate convenționale**.

6.4 Aplicații criogenice

Deși superaliajele sunt destinate aplicațiilor la temperaturi înalte, anumite compoziții de superaliaje pe bază de nichel păstrează caracteristici mecanice excelente la temperaturi scăzute. În mod normal, toate materialele convenționale suferă scăderi drastice ale caracteristicilor atunci când sunt răcite sub 0°C, când devin fragile.

Drept aplicații criogenice pot fi considerate:

- aeronavele,
- rachetele (proiectilele),
- containerele de stocare și conductele de transport a gazelor lichefiate (oxigen, hidrogen, azot și heliu)
- vehiculele spațiale.

Toate aceste materiale sunt limitate prin raporturile rezistență/densitate. În urma descoperirii fenomenului de supraconductibilitate la temperaturi mai mici de - 260°C, a fost nevoie să se dezvolte dispozitive care să poată fi răcite la temperatura heliului lichid, sub formă de **mecanisme supraconductoare, magneți și sisteme de transmisie**.

Pentru a face față cerințelor legate de rezistență și reziliență ridicată, concomitent cu păstrarea unei plasticități acceptabile, în scopul dezvoltării aplicațiilor criogenice, s-au dezvoltat **superaliaje speciale pe bază de nichel**.

Nichelul este un metal cfc care păstrează o reziliență și o ductilitate acceptabilă atunci când este răcit la temperaturi criogenice. Prin alierea nichelului s-a reușit mărirea rezistenței la temperaturi criogenice.

Compozițiile chimice ale celor mai cunoscute superaliaje Inconel, pe bază de nichel, destinate aplicațiilor criogenice, sunt prezentate în **Tab.6.1**.

Tab.6.1 Compoziții nominale ale superaliajelor Inconel 600, 718 și X-750, pe bază de nichel, destinate aplicațiilor criogenice

Superaliajul	Compoziția nominală, %						
	Ni	Cr	Fe	Mn	Si	C	Alte
Inconel 600	rest	15,8	7,2	0,2	0,2	0,04	0,1 Cu
Inconel 718	rest	18,6	18,5	-	-	0,04	0,4 Al; 0,9 Ti; 5,0 Nb; 3,1 Mo
Inconel X-750	rest	15,0	6,8	0,7	-	0,04	0,8 Al; 2,5 Ti; 0,85 Nb

Dătele referitoare la proprietățile mecanice, legate de rezistența la rupere, reziliență, viteza de fisurare, rezistența la oboseala, modulul lui Young și coeficientul lui Poisson, la temperatura camerei și la temperaturi criogenice sunt prezentate în **Tab.6.2**

Tab.6.2 Variația cu temperatura a proprietăților mecanice ale superaliajelor Inconel 600, 718 și X-750, pe bază de nichel, destinate aplicațiilor criogenice

Superaliajul	Temperatura	Rezistența la rupere	Rezistența la curgere	Alungirea la rupere	Gradul de reduce al secțiunii	Rezistența la rupere crestată (a)	Modulul Young
	°C	MPa	MPa	%	%	MPa	GPa
0	1	2	3	4	5	6	7

6. APLICAȚIILE SUPERALIAJELOR

Tablă de Inconel 600, dură, laminată la rece, orientare longitudinală	24	910	885	4	-	-	-
	-253	1210	910	22	-	-	-
Bară de Inconel 600, trasă la rece, orientare longitudinală	24	940	890	15	56	1230	170
	-78	985	910	20	58	-	-
	-196	1160	1030	26	62	-	-
	-253	1250	1100	30	56	-	-
	-257	1280	1210	20	56	1530	220
Tablă de Inconel 718, orientare longitudinală (c)	24	1330	1090	18	-	1330	205
	-78	1490	1190	17	-	1470	220
	-196	1730	1310	21	-	1560	225
	-253	1740	1340	16	-	1500	225
Tablă de Inconel 718, orientare transversală (c)	24	1320	1100	18	-	1300	200
	-78	1480	1210	12	-	1450	210
	-196	1700	1300	21	-	1500	230
	-253	1770	1370	16	-	1500	240
Bară de Inconel 718, orientare longitudinală (d)	24	1410	1170	15	18	-	-
	-78	1650	1340	21	20	-	-
	-269	1810	1410	21	20	-	-
Piese forjate din Inconel 718, orientare longitudinală (d)	24	1340	1150	24	35	2030	-
	-78	1350	1190	29	45	2170	-
	-196	1630	1300	26	34	2350	-
	-253	1680	1320	28	42	2390	-
	-269	1810	1410	21	20	-	-
Piese forjate din Inconel 718, orientare transversală (d)	24	1290	1150	18	28	1930	-
	-253	1740	1350	24	30	2300	-
Piese forjate din Inconel 718, orientare S-T (d)	24	1290	1140	17	23	1860	-
	-253	1630	1340	14	12	1970	-
Tablă de Inconel X-750, orientare longitudinală (e)	24	1220	815	24	-	1120	210
	-78	1320	875	28	-	1200	-
	-196	1500	905	32	-	1270	225
	-253	1590	940	32	-	1370	-
Tablă de Inconel X-750, orientare transversală (e)	24	1230	850	25	-	1160	-
	-78	1340	925	26	-	1210	-
	-196	1500	950	32	-	1270	-
	-253	1630	985	32	-	1390	-
Bară de Inconel X-750, orientare longitudinală (e)	24	1340	985	25	49	-	-
	-196	1570	1050	32	45	-	-
	-253	1700	1090	33	42	-	-
	-257	1720	1080	33	46	-	-
Piesă forjată de Inconel X-750, orientare longitudinală (b)	24	985	665	128	18	1200	-
	-196	1090	770	16	14	1340	-
	-269	1020	735	14	13	1410	-

(a) $K_t = 10$ pentru piese forjate din Inconel 706, tablă de Inconel 718 și piese forjate din Inconel X-750; $K_t = 6,3$ pentru piese forjate din Inconel X-750; $K_t = 6,4$ pentru tablă de Inconel 600

(b) Îmbătrânit 1h la 980°C, răcit în aer + 8 h la 730°C, răcit în cuptor până la 620°C, menținut 8 h, răcit în aer

(c) Îmbătrânit 1h la 955°C, răcit în aer, 8 h la 730°C, răcit în cuptor până la 620°C, menținut 8 h, răcit în aer

(d) Îmbătrânit ¼ h la 980°C, răcit în aer, 8 h la 720°C, răcit în cuptor până la 620°C, menținut 10 h, răcit în aer

(e) Recopt și îmbătrânit 20 h la 700°C, răcit în aer

Pentru cele 3 superaliaje de mai sus se prezintă în Fig.6.22 și 6.23 variațiile modulului Young în funcție de temperatură.

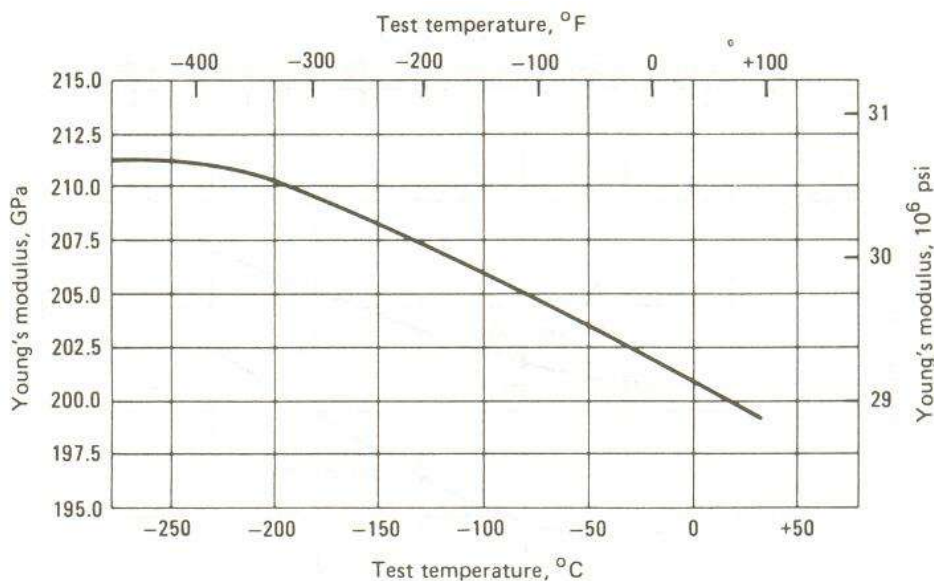


Fig.6.22 Variația modului Young, determinat ultrasonic, în funcție de temperatură la superaliajul Inconel 718

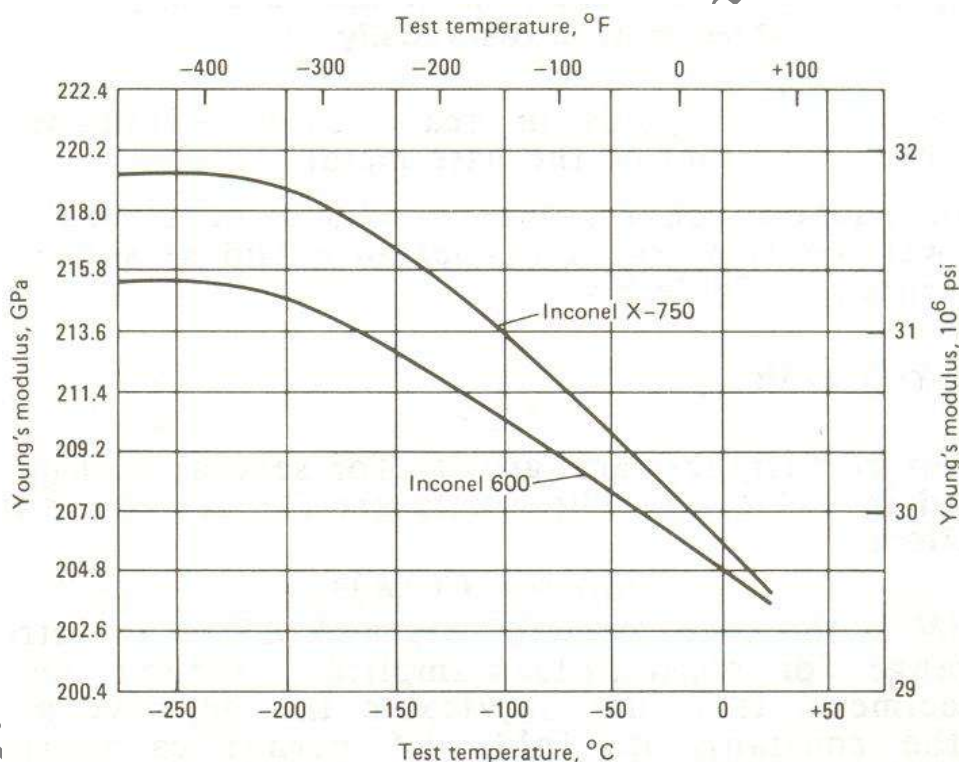


Fig.6.23 Variația modului Young, determinat ultrasonic, în funcție de temperatură la superaliajele Inconel 600 și X-750

La îmbinările sudate din Inconel X-750 s-a constatat că zona solidificată și cea influențată termic sunt mai fragile decât materialului de bază. Unul dintre fenomenele dăunătoare aplicațiilor criogenice este precipitarea intergranulară a carburilor.

6.5 Aplicații aerospațiale

Ponderea superaliajelor, în componența motoarelor cu reacție, a crescut de la 10 % în 1950, la 50 % în 1985 atingând 60 % în 1993. Odată cu evoluția tehnicilor de prelucrare, s-a remarcat o tendință de eliminare a tehnicilor clasice de turnare, cum ar fi topirea în aer și chiar topirea

în vid, optându-se pentru utilizarea metalurgiei pulberilor pentru producerea pieselor din superaliaje utilizate în aplicații aerospațiale. Această tendință este ilustrată în Fig.6.24.

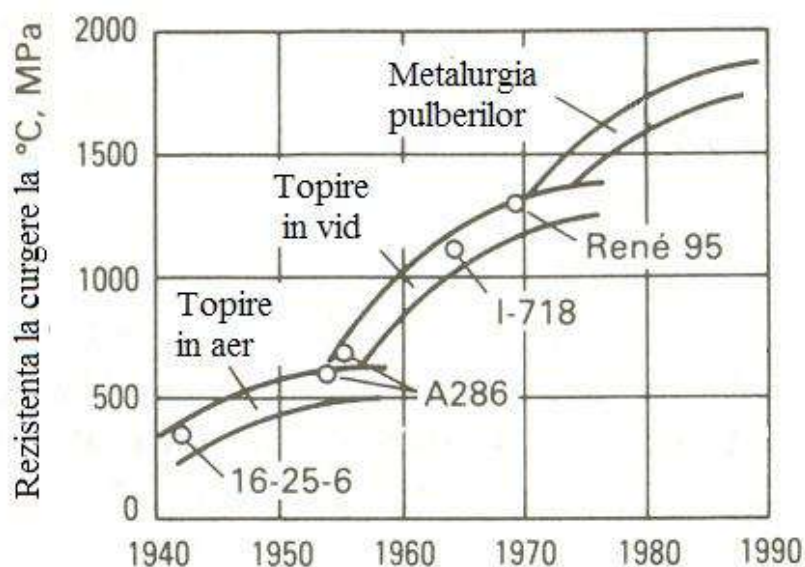


Fig.6.24 Tendința de evoluție a tehnologiilor de prelucrare a pieselor din superaliaje pentru aplicații spațiale

În ciuda avantajelor oferite de metalurgia pulberilor, există mai multe probleme legate de acest tip de prelucrare care îi limitează utilizarea, cum ar fi:

- reducerea rezistenței la oboseală din cauza prezenței incluziunilor melalice și nemetalice;
- inexistența unui model de simulare a atomizării metalului topit, în cadrul procesului de obținere a pulberilor, face foarte dificil controlul mărimii, formei și distribuției acestora;
- inexistența unui model adecvat de evaluare a rolului crăpăturilor asupra rezistenței la oboseală;
- lipsa unor metode eficiente de determinare a mărimii și numărului de pori.

Principalele piese, din cadrul aplicațiilor spațiale, care se confecționează din superaliaje, sunt: 1. discuri; 2. bolțuri; 3. arbori; 4. carcase; 5. lame; 6. supape; 7. camere de ardere.

6.6 Aplicații tip motoare cu reacție

Cererea de îmbunătățire a eficienței și performanței motoarelor cu reacție a dus la îmbunătățirea continuă a superaliajelor. Această evoluție este însoțită de o **scădere semnificativă a prelucrabilității la cald**. În aceste condiții, singura soluție rămâne metalurgia pulberilor, care este capabilă să asigure o microstructură omogenă și uniformă. Compozițiile superaliajelor care se prelucurează prin metalurgia pulberilor, pentru aplicații de tip motoare cu reacție, sunt prezentate în Tab.6.3.

Tab.6.3 Compoziții chimice ale superaliajelor pe bază de Ni utilizate în componența motoarelor cu reacție, prelucrate prin metalurgia pulberilor

Super- aliajul	Compoziția chimică, %										
	Cr	Co	Mo	Nb	V	Ti	Al	Zr	B	Hf	C
Asdtroloy	15	17	5	-		3,5	4	0,05	0,03	-	0,06
IN-100	12,4	18,5	3,2	-	0,8	4,3	5	-	0,02	-	0,07
René 95	14	8	3,5	-	-	2,5	3,5	0,05	0,01	-	0,05
MERL 76	12,5	18,5	3,2	1,35	-	4,4	5	-	0,02	0,4	0,025

Pentru îmbunătățirea performanțelor discurilor de turbine din componența motoarelor cu reacție, s-au utilizat aliaje duplex. Prin intermediul acestei tehnologii, s-a putut asigura proprietăți diferite în diferite zone ale discului de turbină. Astfel:

- prin metalurgia pulberilor s-a obținut o granulație redusă în miezul discului, care asigură păstrarea unei rezistențe ridicate la tracțiune, concomitent cu o bună rezistență la oboseala la număr redus de cicluri;
- prin solidificare direcțională, obținerea de monocristale, ranforsarea cu fibre sau alierea mecanică s-a asigurat, pentru palele discului o rezistență ridicată la fluaj și la oboseala termică.

Una dintre tehnologiile duplex, de obținere a discurilor de turbină, presupune:

- ❑ confecționarea inelului prin sudarea prin puncte a mai multor lamele monocristaline;
- ❑ prinderea inelului între două semi-matrițe ceramice;
- ❑ umplerea matriței cu pulbere de superaliaj prealiat;
- ❑ presarea izostatică la cald a ansamblului pentru a asigura consolidarea pulberii și fixarea acesteia de lamele.

În **Fig.6.25** sunt prezentate două discuri de turbină realizate prin tehnologia duplex.

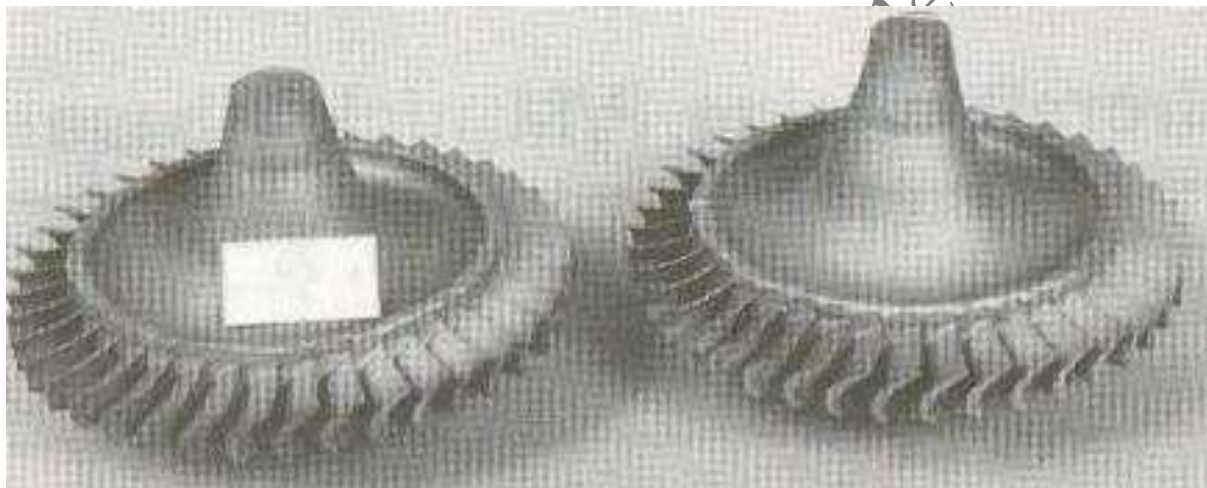


Fig.6.25 Discuri de turbină realizate prin tehnologia duplex, din lame turnate (solidificate direcțional) și butuc obținut prin metalurgia pulberilor

O altă tehnică de obținere a discurilor de turbină, cu proprietăți duplex presupune **utilizarea unui butuc preconsolidat, presat izostatic prin metalurgia pulberilor și un inel cu lame solidificate direcțional**. Cele două componente sunt îmbinate prin **presare izostatică la cald**. În **Fig.6.26** este prezentată un astfel de disc, la este vizibil faptul că butucul are granulație fină, dată de metalurgia pulberilor iar lamele au granulație mare, rezultată prin solidificare direcțională.

Pentru a înțelege funcționarea unei turbine, trebuie știut că aceasta se compune din rânduri alternative de lame staționare de ghidare (statori) și din lame mobile (rotori), conform **Fig.6.27**. Lamele se deplasează pe direcție tangențială cu o viteză U_m care, cu o bună aproximație, nu este foarte diferită de cea a sunetului, în mediul respectiv.

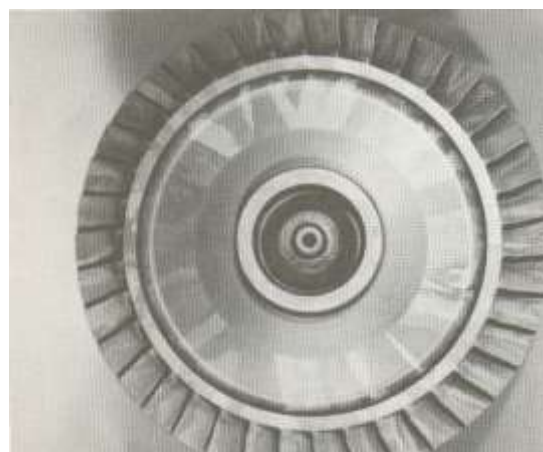


Fig.6.26 Roată de turbină duplex obținută prin legarea (presare izostatică la cald) unui butuc cu granulație fină, fabricat prin metalurgia pulberilor, cu lamele cu granulație grosolană, solidificate direcțional

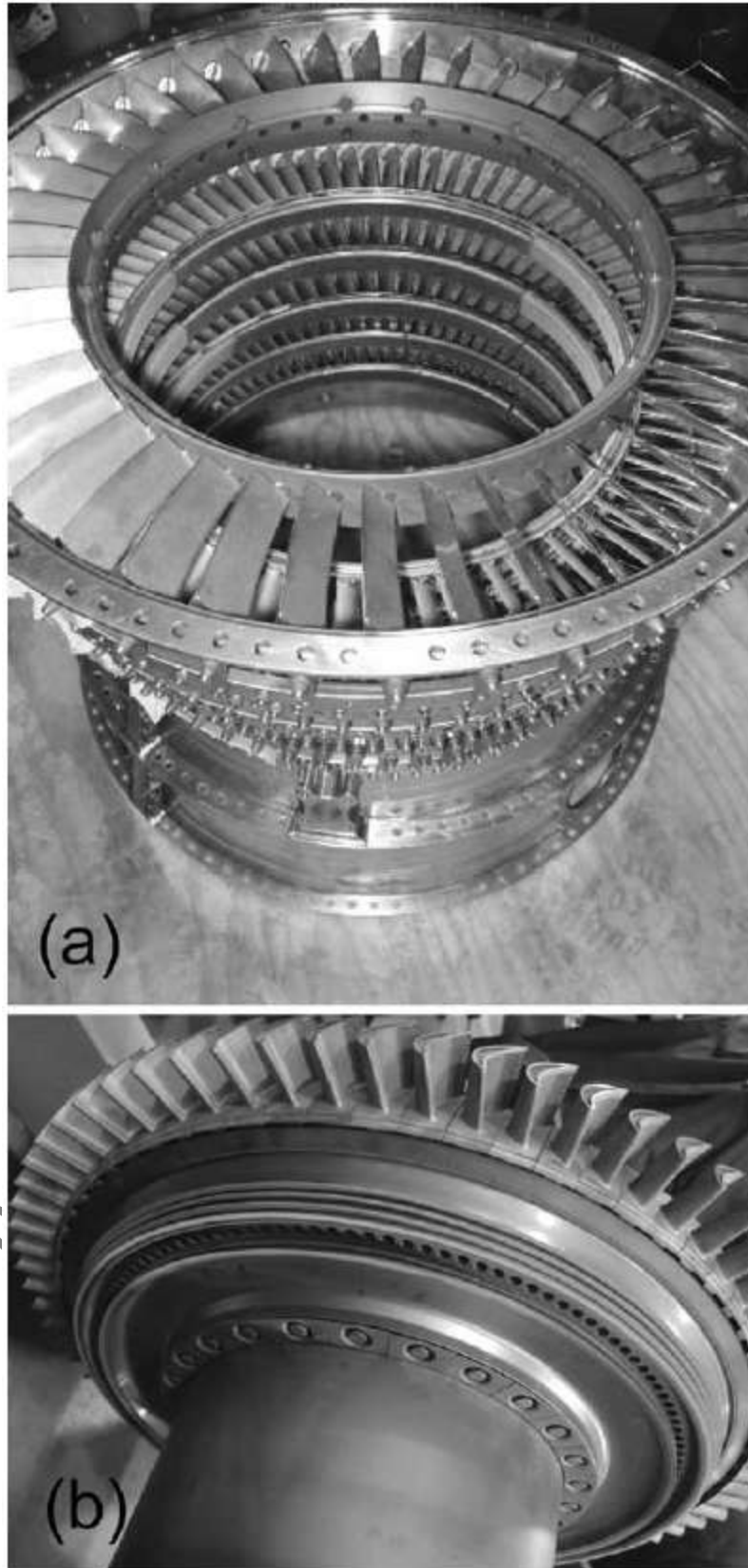


Fig.6.27 Imagini ale componentelor turbinei unui motor CFM-56: (a) lame de ghidare (statoare) în secțiunea de mică presiune a turbinei; (b) lame din regiunea de mare presiune

Funcția lamelor de ghidare este de a îndepărta componenta tangențială a curgerii gazului pe care o introduc lamele rotative ca urmare a extragerii lucrului mecanic din curentul de gaz.

Pentru ca gazul de mare presiune, care iese din camera de combustie, să nu sufere o singură detentă într-un singur stagi, rolul rândurilor alternative de lame statoare și rotoare este de a permite producerea mai multor detente mai mici, care pot fi utilizate într-un mod mai eficient. În practică, curgerea în jurul sistemelor de lame ale turbinelor este instabilă și modelarea sa matematică este foarte complicată. Din acest motiv se consideră un cadru relativ de referință, în raport cu lamele mobile și un cadru absolut de referință în raport cu lamele fixe.

L.G.Bujoreanu-SUPERALIAJE Note de curs Traducere