

1. CARACTERIZAREA GENERALĂ A SUPERALIAJELOR

1.1 Definiția superaliajelor

1.2 Mecanisme caracteristice

1.2.1 Ruperea prin fluaj/tensiune

1.2.2 Instabilități metalurgice

1.2.3 Mecanisme de durificare

1.3 Clasificarea superaliajelor

1.3.1 Superaliaje pe bază de fier

1.3.2 Superaliaje pe bază de nichel

1.3.3 Superaliaje pe bază de cobalt

1.3.4 Superaliaje durificate prin dispersie de oxizi

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 unor tensiuni mecanice ridicate și a 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 se 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 și 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 cobalt 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 și (ii) *rezistența la coroziune și eroziune la cald*. *Principalele clase de superaliaje* sunt:

1. Superaliaje pe bază de Fe care conțin Cr și Ni
2. Superaliaje complexe de tip Fe-Ni-Cr-Co
3. Superaliaje pe bază de Co, durificate prin carburi
4. Superaliaje pe bază de Ni durificate prin călire punere în soluție
5. 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: 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.

În **Fig.1.1** este redată dependența dintre comportarea la topire și rezistența la temperatură înaltă a metalelor uzuale.

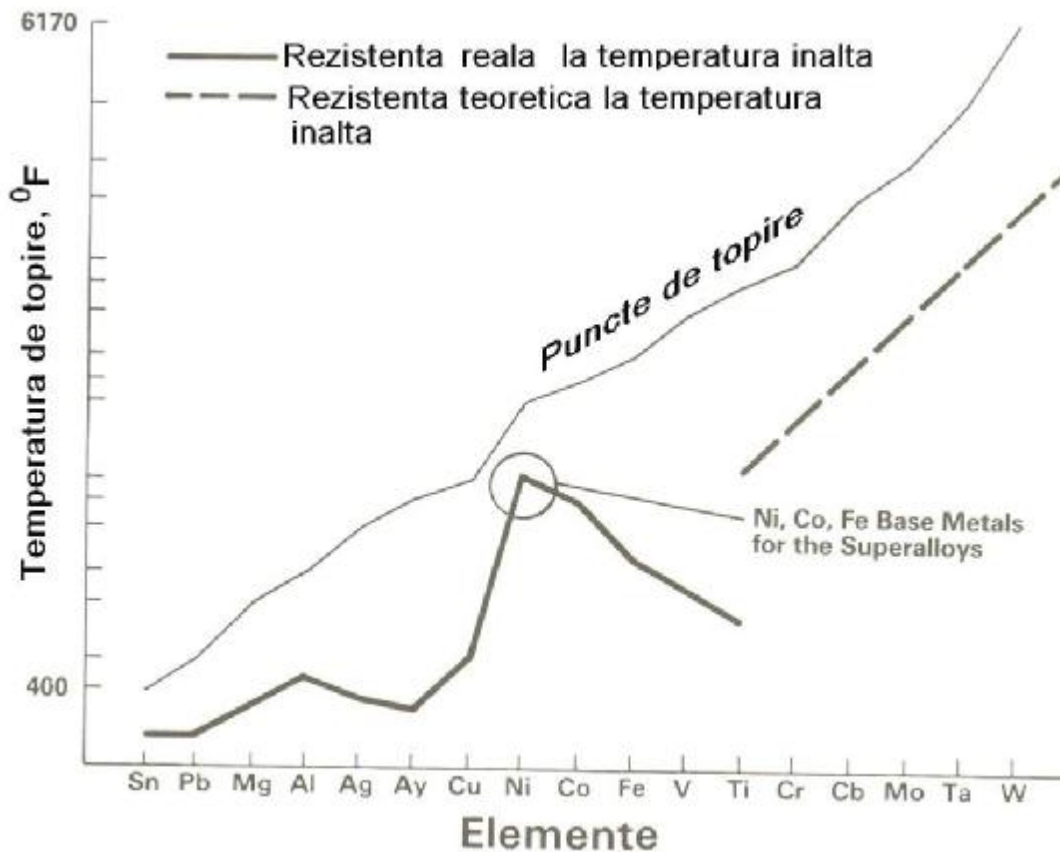


Fig1.1 Dependența rezistenței la temperaturi înalte de comportarea la topire a metalelor uzuale

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 aibe suficientă mobilitate pentru a permite rearanjarea în timp a structurii.

Comportarea la temperatură înaltă a unei piese, la care rezistența mecanică devine limitată de fluaj și nu de rezistența la curgere, 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 sau 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, din cauză că regiunile limitelor de grăunți au rezistență mai ridicată decât grunții 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). Temperatura la care se produce tranziția între cele două moduri de rupere se numește temperatura de tranziție echicoezivă. La această temperatură, rezistența mecanică a grăunților cristalini devine egală cu rezistența mecanică a limitelor de grăunți, după cum indică **Fig.1.2**

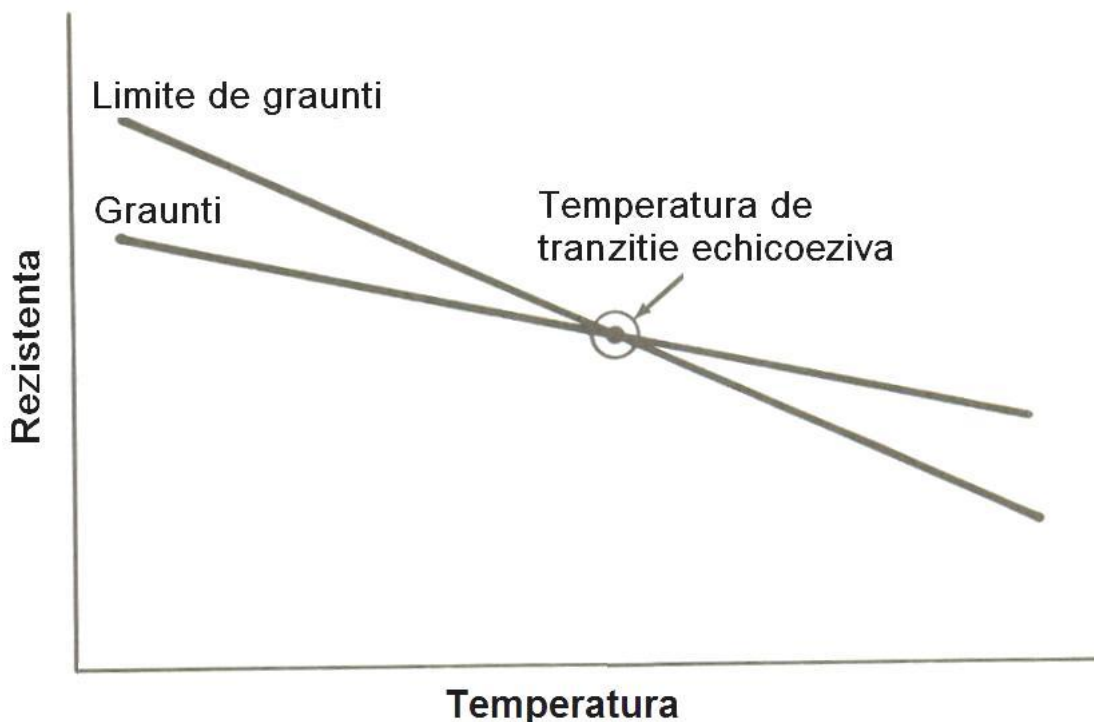


Fig.1.2 Determinarea temperaturii de tranziție echicoezivă

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 se referă la descompunerea carburilor. În superaliaje se formează o mare varietate de carburi. 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 păstrarea acestor carburi, de-a lungul limitelor de grăunți, sub formă de particule discontinue. Dispunerea 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
- controlul carburilor pentru a împiedica formarea zonelor sărăcite, a filmelor de $M_{23}C_6$, dispuse de-a lungul limitelor de grăunți și 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**.

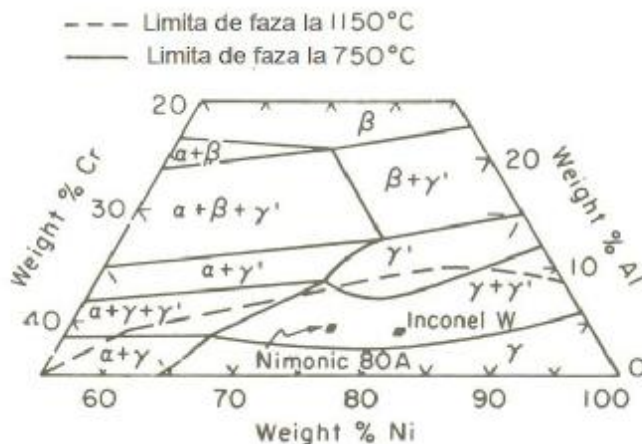


Fig.1.3 Secțiune izotermă în diagrama ternară Ni-Cr-Al, porțiunea bogată în Ni

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

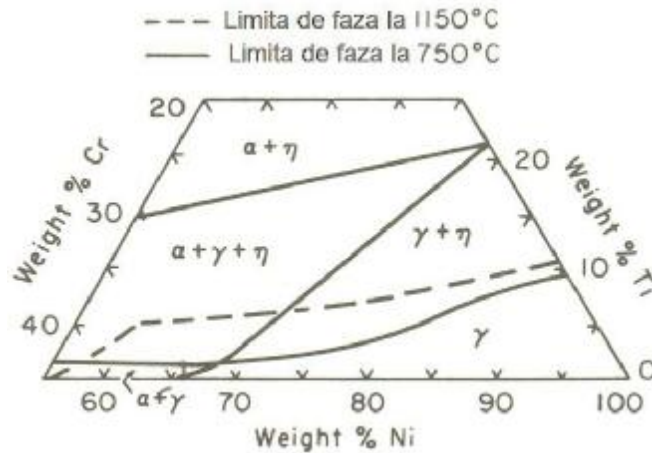


Fig.1.4 Secțiune izotermă în diagrama ternară Ni-Cr-Ti, porțiunea bogată în Ni

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 se prezintă o regiune din diagrama binară Al-Cu, în Fig.1.5

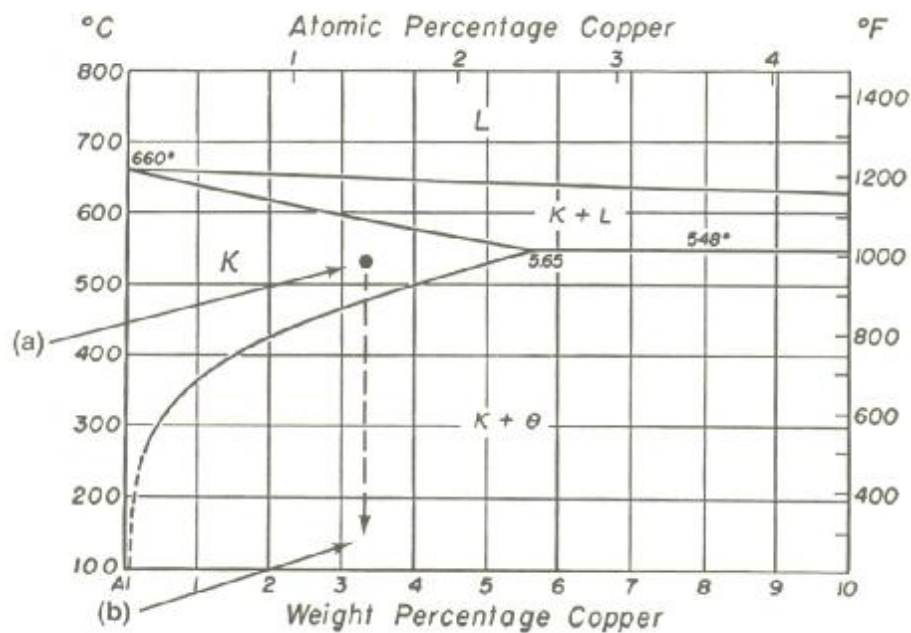


Fig.1.5 Ilustrarea conceptelor de soluție solidă suprasaturată și de precipitat în sistemul Al-Cu

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.

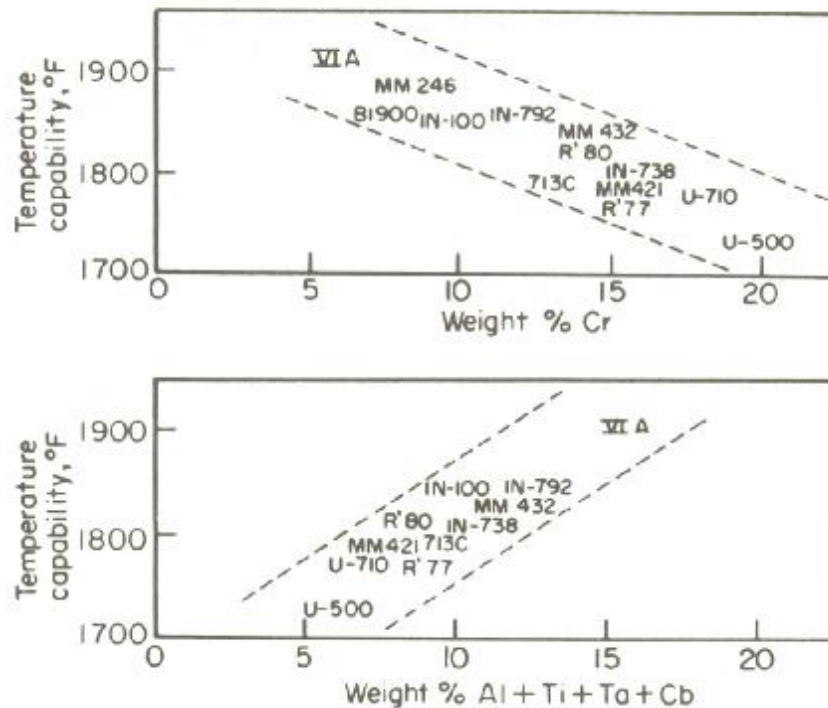


Fig.1.6 Efectul aditivilor de Cr și de Al+Ti+Ta+Nb, asupra rezistenței la temperaturi înalte a unor superaliaje pe bază de Ni

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

Pe lângă superaliajele de bază de Fe, Co sau Ni există și o clasă de superaliaje durificate prin dispersie de oxizi.

1.3.1 Superaliaje pe bază de fier

Aceste superaliaje au fierul drept constituent principal și conțin cantități importante de Cr și Ni și posibil aditii mai mici de Mo sau W. Aceste aliaje sunt durificate prin precipitare de carburi sau de faze intermetalice. Fazele intermetalice sunt în general de tip γ' , $Ni_3(Al, Ti)$. Diferența dintre superaliajele pe bază de fier și oțelurile inoxidabile este că primele conțin 25-35 % Ni pe când oțelurile inoxidabile conțin 12-25 % Cr și max. 20 % Ni.

În superaliajele pe bază de fier se adaugă diverse elemente de aliere, pentru îndeplinirea anumitor funcții, cum ar fi:

a – durificarea se realizează prin adăgarea de Ni, Al, Ti și Nb. La aliajele cfc durificarea se realizează prin adăgarea de până la 0,5 % C care formează carburi, al căror efect durificator este accentuat prin adăgarea de N și P. Carbonul mai are ca efect și durificarea limitelor de grăunți, prin precipitarea carburilor în aceste regiuni. Durificarea soluției solide se realizează prin aliere cu Mo și W;

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

c – rezistența la temperaturi mai mari de 540⁰C 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) și alierea complexă a soluției solide (aliere cu Ni și Co).

O serie aparte de aliaje 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.

Unele mărci de superaliaje pe bază de fier, grupate în funcție de mecanismul de durificare – alierea soluției solide sau 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
Superaliaje durificate prin alierea soluției solide													
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	-
Superaliaje durificate prin precipitare													
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

Superaliajele pe bază de cobalt sunt aliaje care au cobaltul drept constituent principal și conțin cantități importante de Ni, Cr și W și posibil aditivi mai mici de Mo, Nb, Ta, Ti, La sau ocazional Fe. Aceste aliaje sunt durificate prin alierea soluției solide și prin precipitare de carburi (caz în care conțin 0,4-0,85 %C).

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

1. între 650-1150⁰C, cum ar fi: Haynes 25, Haynes 188, UMCo-50 și S-816;
2. până la 650⁰C, destinate sistemelor de prindere, cum ar fi: MP-35N și MP-159
3. rezistente la uzură, cum ar 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 carburi sau 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 1100⁰C, rezistență la coroziune la cald, rezistență la fluaj, deformabilitate la temperatura camerei și 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	9,0Ta; 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

Superaliajele pe bază de nichel au acest element în proporție maximă (30-75 %), în compoziția chimică unde se mai găsesc cantități semnificative de Cr (până la 30 %), însoțit de Fe (până la max. 35 %), Mo, W și Ta. Durificarea acestor superaliaje se face prin alierea soluției solide sau prin precipitarea secundară de compuși intermetalici. Elementele care formează compuși intermetalici sunt Al, Ti și Nb. Pentru îmbunătățirea rezistenței mecanice și la coroziune se adaugă mici cantități de Al, Ti, Nb, Mo și W.

Combinatia 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, între 870 și 980°C, pentru obținerea celor mai mari valori ale rezistenței la tracțiune și la oboseală;
- înaltă, între 1120 și 1200°C, pentru obținerea unor valori optime ale rezistenței la oboseală și la fluaj, peste 600°C

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 1175°C urmată de una sau mai multe reveniri între 600 și 815°C.

Unele mărci de superaliaje pe bază de nichel, la care durificarea se realizează prin alierea soluției solide sau precipitare, 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
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
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

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
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
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 sintetizate 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	-	-
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
 - 2.1 Faze și structuri ale superaliajelor
 - 2.2 Evoluția microstructurii
 - 2.3 Efectele microstructurii anterioare asupra proprietăților
 - 2.4 Efecte de prelucrare

2. MICROSTRUCTURA SUPERALIAJELOR

2.1 Faze și structuri ale superaliajelor

Structura superaliajelor constă dintr-o matrice de fază γ (*austenită*) cfc și o varietate de faze secundare, dintre care cele mai răspândite sunt carburile (MC , $M_{23}C_6$, M_6C și rar M_7C_3) și compușii intermetalici de tip γ' sau γ'' .

Rezistența mecanică a superaliajelor este cauzată de durificarea soluției solide (prin aliere) și prin 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
0	1	2	3	4
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	orto-rombic	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 întregranulară 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 aceiași reactivi
10	MN	cubic	TiN; ZrN; NbN (Ti, Nb, Zr)N (Ti, Nb, Zr)(C, N)	Nitrurile se observă în superaliajele care conțin Ti, Nb sau Zr, în stare lustruită, sub formă pătrată sau dreptunghiulară
11	μ	romboedric	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
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

Tab.2.1 (continuare)

0	1	2	3	4
13	σ	tetrago- nal	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:

1. cantitatea de precipitat și morfologia acestuia
2. mărimea și forma grăunților cristalini
3. distribuția carburilor

Controlul structurii se realizează prin alegerea/ modificarea compoziției chimice și prin prelucrare termică. Prelucarea termomecanică produce importante modificări ale microstructurii. Astfel, superaliajele turnate au grăunți mai grosolani, mai multe segregatii și rezistență mai mare 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, Fig.2.1 prezintă două moduri extreme de distribuție a carburilor într-un superaliaj Waspaloy.

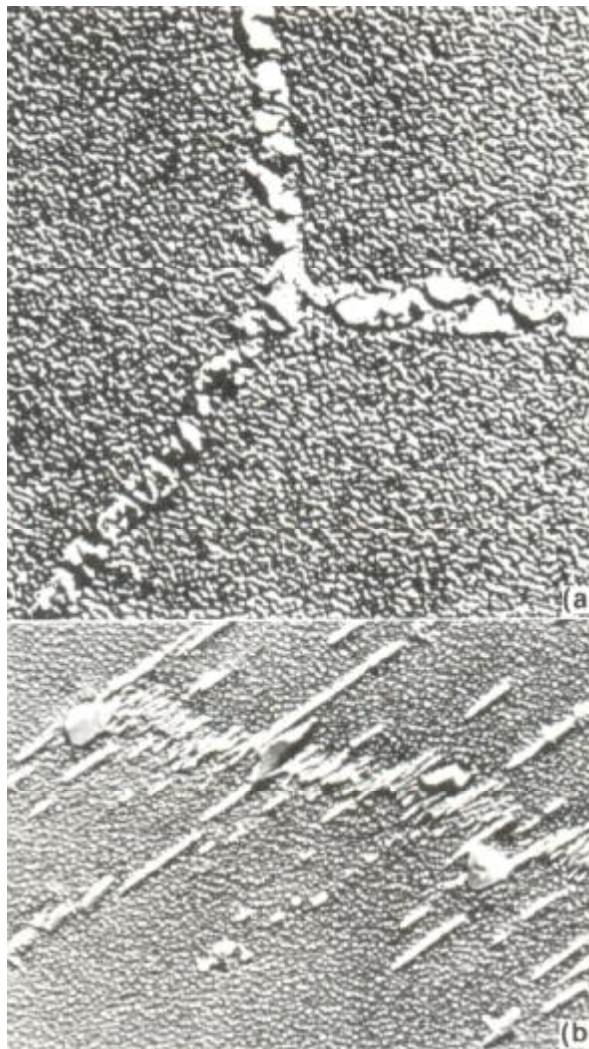


Fig.2.1 Efectele modului de precipitare al carburilor asupra proprietăților unui superaliaj Waspaloy: (a) efect favorabil prin precipitarea de-a lungul limitelor de grăunți; (b) efect nefavorabil prin precipitarea discontinuă de tip „fermoar”

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” 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 colturoase (în blocuri)
- γ' de la cubic la sferoidal, ca în Fig.2.2

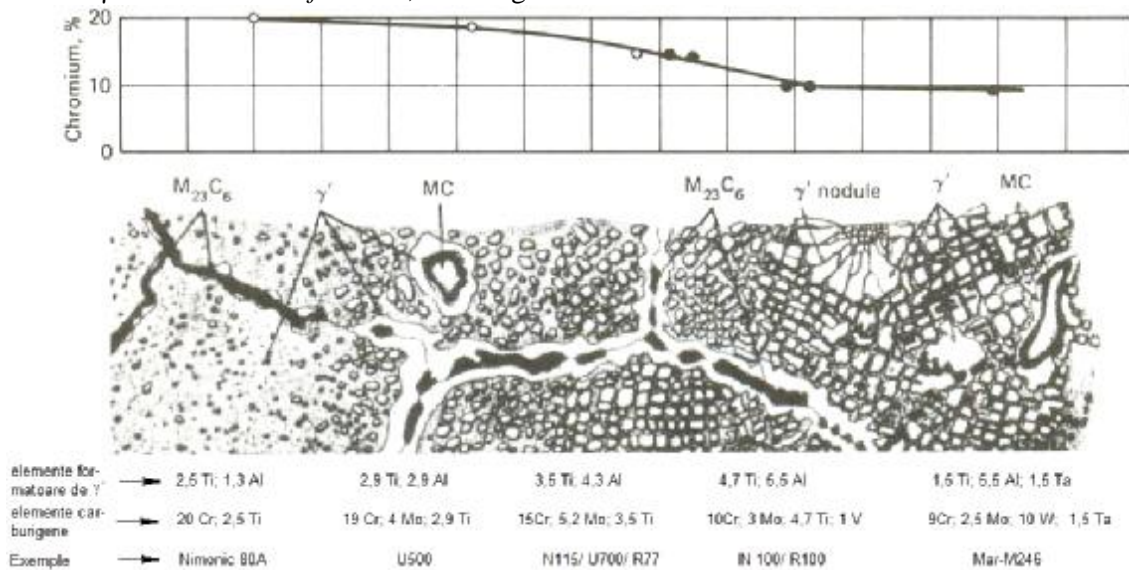


Fig.2.2 Evoluția microstructurii și a conținutului de crom la superaliajele pe bază de nichel

Unele dintre carburi pot fi insensibile la tratament termic în timp ce 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 carburilor este $MC \rightarrow M_{23}C_6$.

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

1. mărirea grăunților cristalini – care este redusă în general prin forjarea pieselor turnate
2. 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 anterioare ale superaliajelor pot avea cinci efecte majore asupra proprietăților acestora, care sunt prezentate în continuare.

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.

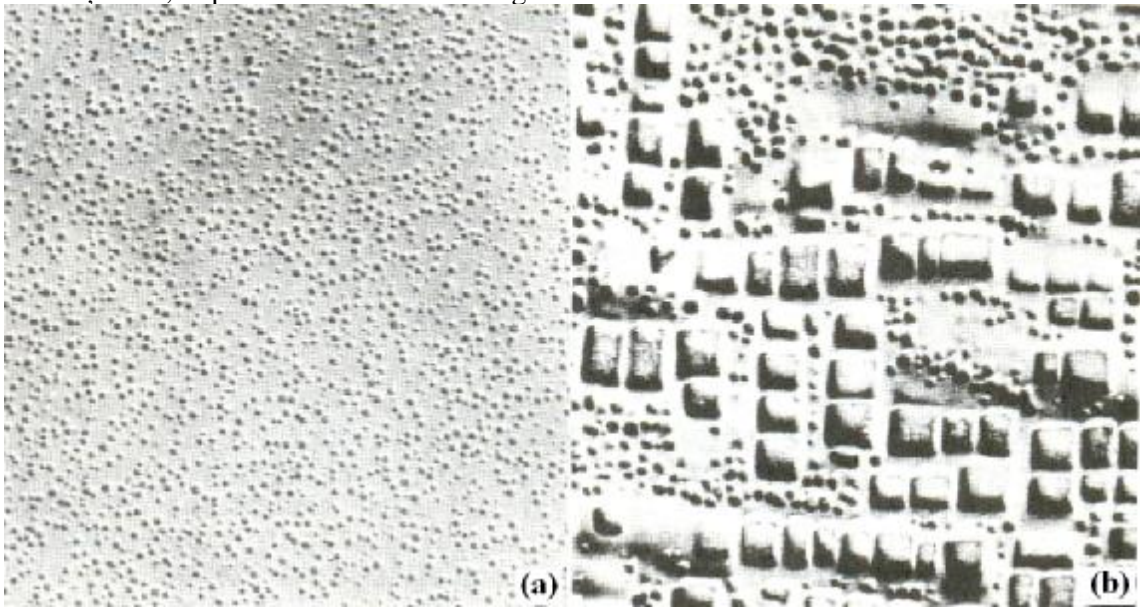


Fig.2.3 Evoluția fazei γ' în funcție de stadiul de precipitare: (a) formă sferoidală, la începutul precipitării, într-un superaliaj Waspalloy; (b) formă cubică la sfârșitul precipitării într-un superaliaj Udimet 700

Se observă că, 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 Waspalloy, 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.

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 durității.

Rezistența superaliajului depinde în mod clar de fracțiunea de γ' , ceea ce înseamnă că *pentru a mări rezistența materialului, până la o anumită limită, este suficient să se mărească cantitatea de elemente durificatoare.* Acest efect este ilustrat în Fig.2.5, în cazul superaliajelor pe bază de nichel.

La superaliajele forjate γ' este fină și uniform distribuită și din acest motiv 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' .

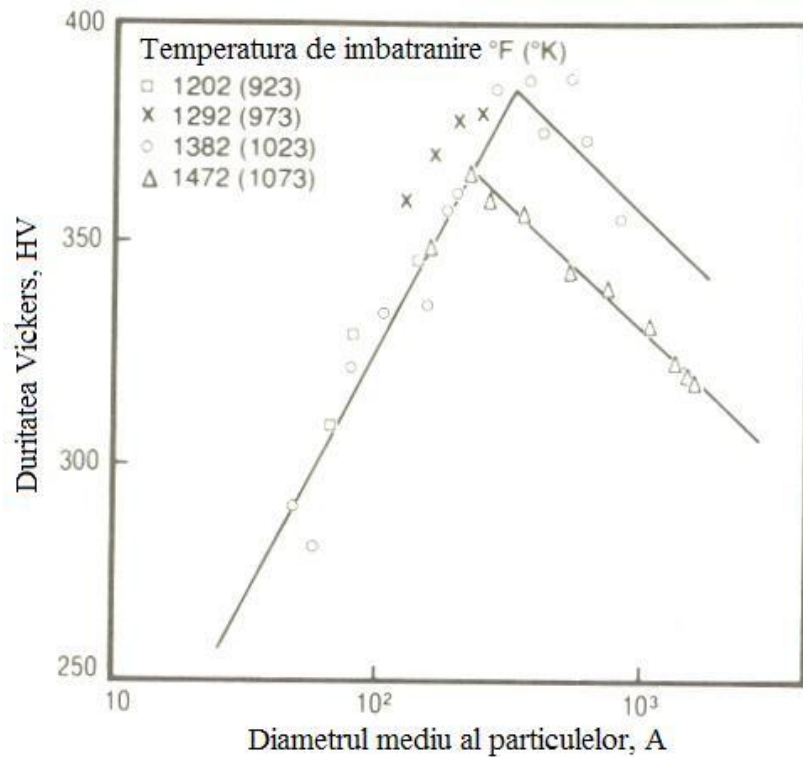


Fig.2.4 Variația durității unui superaliaj pe bază de nichel în funcție de diametrul particulelor de γ'

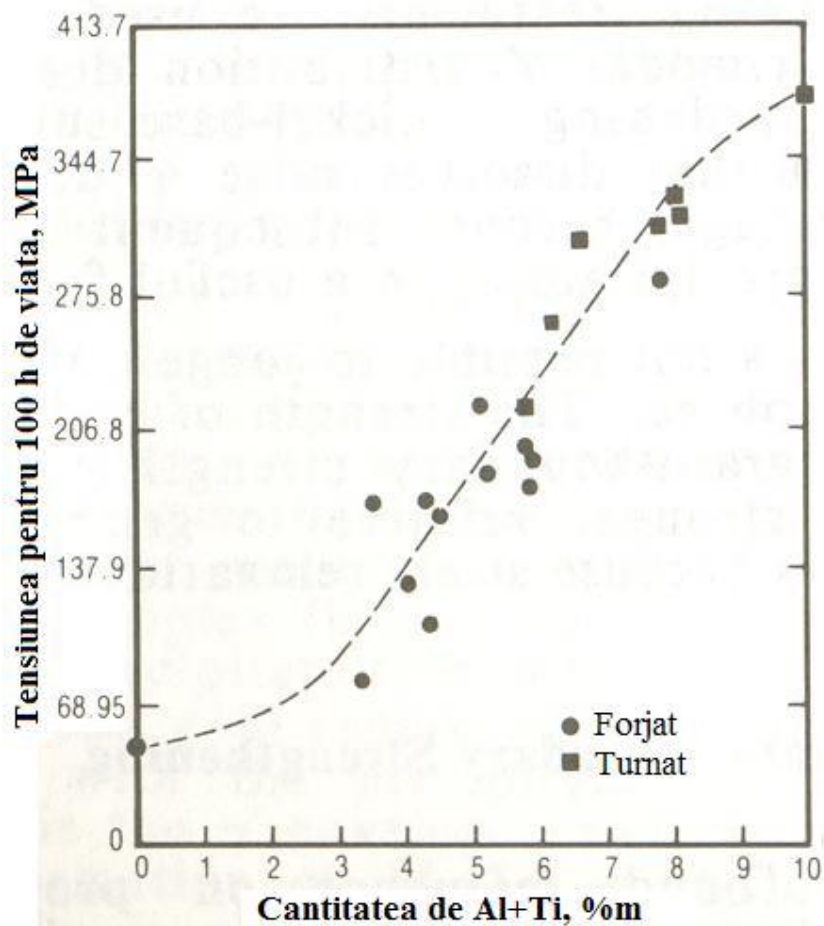


Fig.2.5 Efectul cantității de Al+Ti asupra rezistenței superaliajelor de bază de nichel, la 870°C

În general, pentru a se atinge cea mai mare durificare, la superaliajele durufucate prin precipitarea de γ' , este necesară o încălzire până sub curva solvus a fazei γ' , după care se aplică 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 $M_{23}C_6$, produsă 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. Din acest motiv efectul ei asupra proprietăților superaliajului nu este suficient cunoscut.

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 se referă la particulele 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 815-870⁰C sau în M_6C la 980-1040⁰C.

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 carburilor din matrice, observat la toate superaliajele, este posibilitatea lor de a precipita 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 oxidate sau prefisurate*, 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 recurs la prelungirea procesului de solidificare și la aplicarea unor gradienti reduși de temperatură, în procesul de solidificare direcțională inițială. Totuși, îmbunătățirea gradientilor termici și reducerea cantității de carbon din monocristale au dus la mărirea rezistenței la oboseală, în special dacă se face comparația cu materialele la care nivelele de carbon sunt normale iar 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 minimizate 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 aditivi de niobiu. De obicei la superaliajele în care se găsește γ'' se observă întotdeauna și γ' , însă *particulele primei fazei 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 îmbinare. 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. 675⁰C se produce o puternică scădere a rezistenței din cauza transformării fazei γ'' în γ' sau δ .

5. Efectele borului, zirconiului 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 sful 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 a 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 eficace 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.

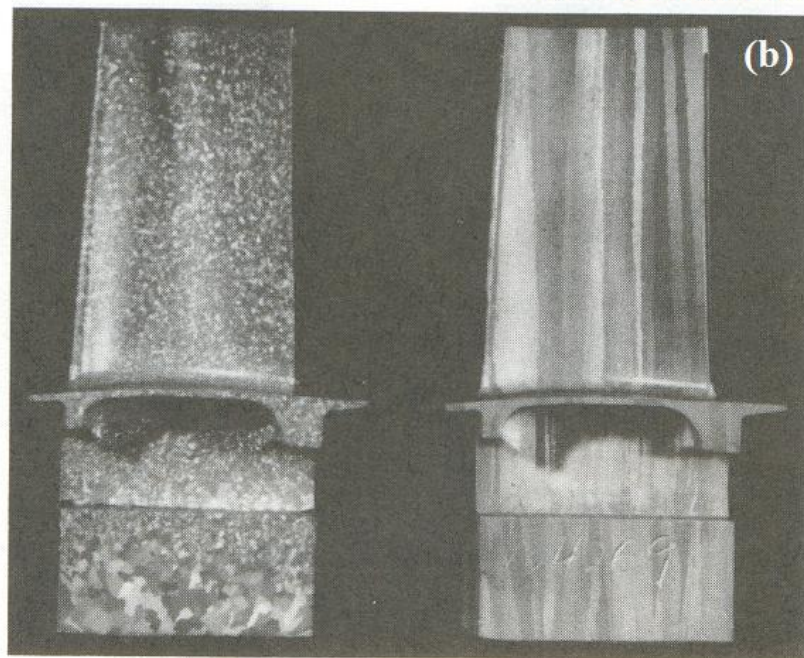
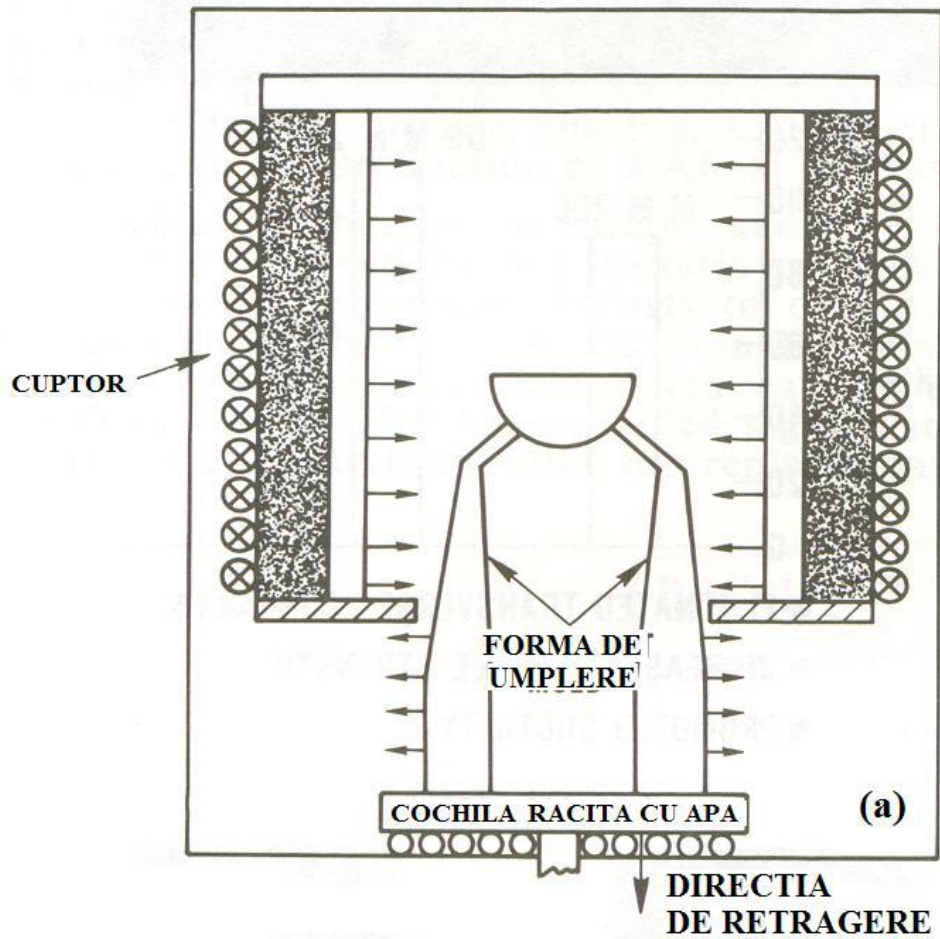
3. Solidificarea direcțională contribuie în mod direct la îmbunătățirea rezistenței la tracțiune. Prin eliminarea limitelor transversale de grăunți și orientarea favorabilă a direcției după care modulul de elasticitate este redus la minimum, s-au obținut majorări importante ale rezistenței la fluaj și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

Fig.2.6. prezintă procesul de solidificare direcțională iar Fig.2.7 prezintă avantajele acesteia la producerea pieselor turnate din superaliaj 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.

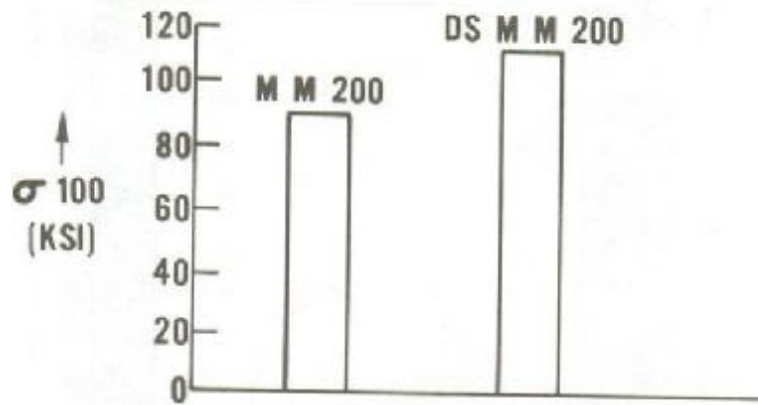
Presarea izostatică la cald a dat rezultate la producerea pieselor care în mod normal se obțineau prin turnare, din superaliaje pe bază de nichel. Procedul s-a dovedit eficace pentru toate superaliajele care conțin porozitate de turnare, necorelată cu starea suprafeței.

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



CONVENTIONAL SOLIDIFICATA DIRECTIONAL

Fig.2.6 Ilustrarea solidificării direcționale: (a) schema de principiu a procedurii; (b) diferențe între o lamă solidificată convențional și una solidificată direcțional



- LIMITELE TRANSVERSALE SUNT ELIMINATE
- REZISTENTA UTILA ESTE MARITA
- DUCTILITATEA ESTE IMBUNATATITA



turnat conventional

MM 200



turnat cu solidificare directionala

DS MM 200

600 DE CICLURI DE FUNCTIONARE IN MOTOR

- REZISTENTA MAXIMIZATA LA OBOSEALA TERMICA

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

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

3.1 Proprietăți fizice

3.2 Proprietăți mecanice

3.2.1 Proprietăți la tracțiune

3.2.2 Ruperea prin fluaj/ tensiune

3.2.3 Rezistența la oboseală

3.2.4 Rezistența la coroziune/ oxidare

3. PROPRIETĂȚILE SUPERALIAJELOR

3.1 Proprietăți fizice

Cele mai importante proprietăți fizice ale superaliajelor sunt:

1. densitatea
2. temperatura curbei lichidus (de topire)
3. temperatura curbei solidus (de solidificare)
4. căldura specifică
5. conductivitatea electrică
6. rezistivitatea electrică
7. permeabilitatea magnetică
8. temperatura Curie

Densitatea este redusă sau mărită printru introducerea elementelor de aliere ușoare (Al, Ti, Cr) respectiv 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 Mg/m ³	Temperatura		Căldura specifică(a) J/kg	Conductivitatea electrică % IACS	Rezistivitatea electrică nΩ·m	Permeabilitatea magnetică -	Temperatura Curie °C
			lichidus °C	solidus °C					
Superaliaje pe bază 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 100°C; (c) la 93°C

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, pentru unele superaliaje semnificative

Temperatura °C	Rezistența la rupere MPa	Rezistența la curgere MPa	Alungirea la rupere %
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	475	125
Nimonic 75, bară			
21	750	-	41
540	635	-	41
650	538	-	42
760	290	-	70
870	145	-	68
Nimonic 80A, bară			
21	1240	620	24
540	1100	530	24
650	1000	550	18
760	760	505	20
870	400	260	34
René 41, bară			
21	1420	1060	14
540	1400	1010	14

Tab.4.2 (continuare)

0	1	2	3
650	1340	1000	14
760	1100	940	11
870	620	550	19
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

Pentru a urmări evoluția rezistenței la rupere cu temperatura, în domeniul temperaturilor înalte, se prezintă în Tab.3.3 variația acestei caracteristici, după 100 și respectiv 1000 de ore, în cazul a patru dintre superaliajele pe bază de nichel din Tab.3.2.

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

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

- (a) pus în soluție la 1150°C
(b) recopt 1050°C/ 1h
(c) recopt 1080°C/ 8h + 700°C/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

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 timpi 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 împromat prin prelucrarea la cald.

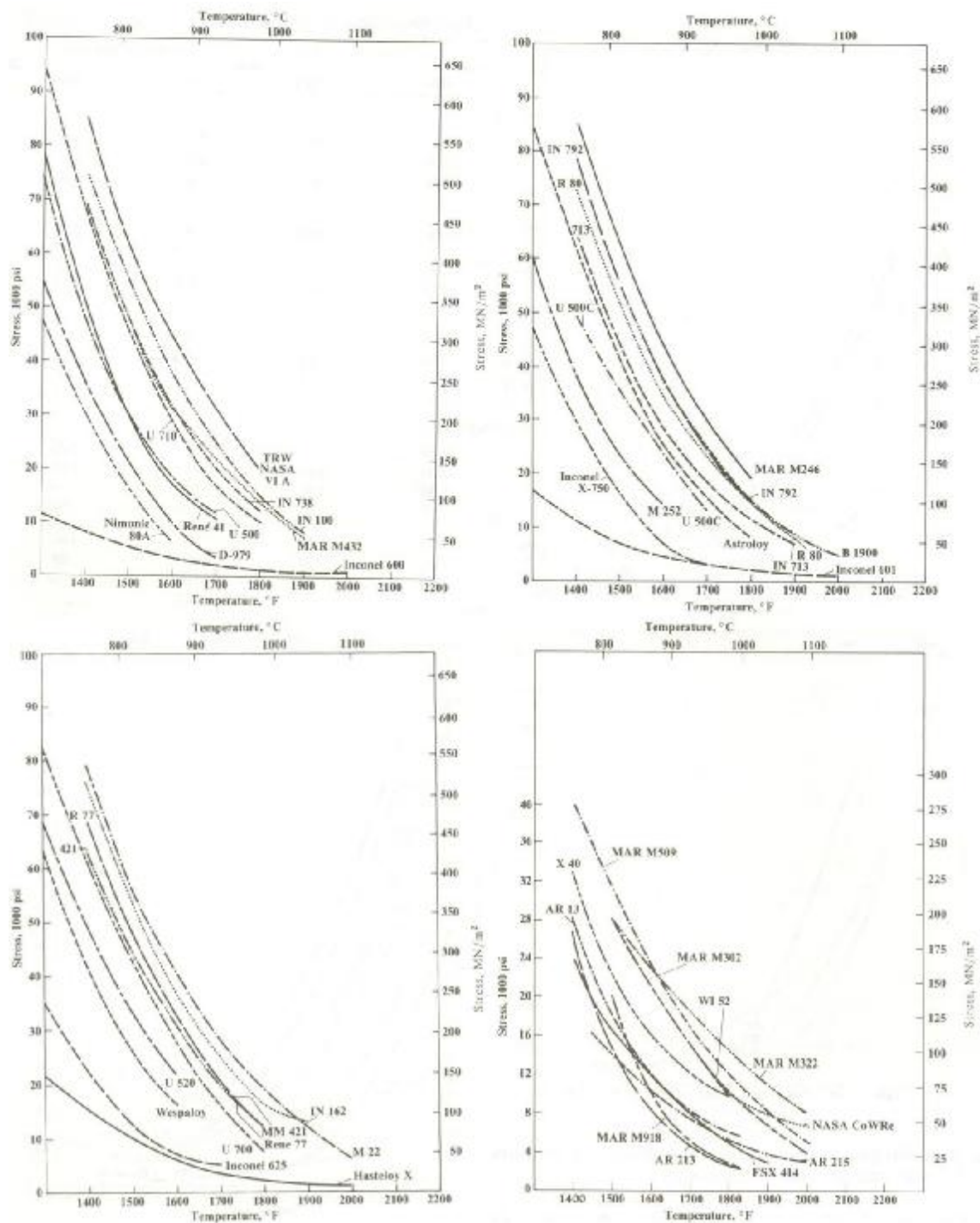


Fig.3.1 Variația tensiunii de rupere după 1000 de ore, cu temperatura, pentru o serie de superaliaje pe bază de nichel

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.

Se observă că, pentru durate mici de expunere, la temperaturi de 540 și 870°C, rezistența de rupere la tracțiune a superaliajului Haynes 25, sub formă de tablă de 1,4 mm care a fost pus în soluție la 1220°C, a prezentat o creștere treptată dar semnificativă, de la 690 și 310 MPa la 1070 și respectiv 515 MPa, pe măsură ce a fost mărit gradul de deformare plastică la rece de la 0 la 20 %.

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

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
	Țeavă	345	170	25

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 la durate mari de expunere, ale superaliajului Haynes 25

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

Sunt valabile observațiile de la Tab.3.4

3.2.2 Ruperea prin fluaj/ tensiune

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 și 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.

3.2.3 Rezistența la oboseală

S-a estimat că cca. 90 % dintre structurile ingineresti cad din cauza oboselei. 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 iar comportarea materialelor ingineresti atunci când sunt supuse la solicitări ciclice, este determinată de caracteristicile micro și macroscopice ale materialului.

Ca și cele statice, ruperile la oboseală sunt clasificate în ruperile la temperatură joasă, la temperatură înaltă și mixte. *Ruperile la temperatură joasă* se caracterizează prin *inițiere și propagare intragranulară* iar cele de la *temperatură înaltă* sunt preponderent *intergranulare*. Tranziția de la comportamentul la temperatură joasă la cel la temperatură înaltă în vecinătatea punctului echicoziv, depinde de temperatură, tensiune, viteză de deformare și tipul superaliajului. Cele trei tipuri de ruperi la oboseală sunt ilustrate în Fig.3.2.

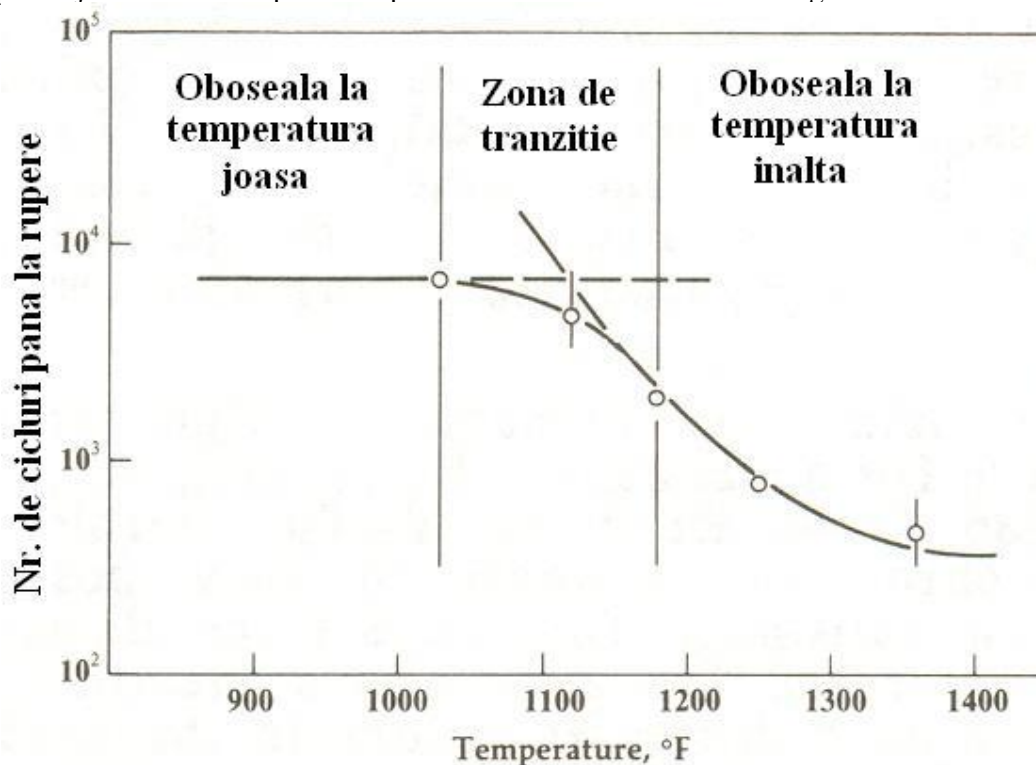


Fig.3.2 Comportarea la oboseală a superaliajului L-605, testat la deformare constantă (0,009) și la frecvență constantă (0,33 Hz), ilustrând regimurile de ruperi la temperatură joasă și la temperatură înaltă și zona de tranziție

Oboseala la temperatură joasă este caracterizată printr-un stadiu de inducere, în care se produc sub tensiune benzi de alunecare ce se dezvoltă în microfisuri. Microfisurile se propagă de-a lungul planelor de alunecare spre interior iar unirea lor duce la formarea unei macrofisuri. Urmează o perioadă de propagare lentă de-a lungul unui plan necristaligrafic, normal la direcția tensiunii principale aplicate, care sfârșește cu propagarea și ruperea rapidă. La superaliajele durificate prin alierea soluției solide, datorită rezistenței ridicate la alunecare și a înaltei capacități de ecruisare, rezistența la oboseala la temperatură joasă este scăzută. Din cauză că fazele precipitate nu sunt uniform distribuite și nici nu sunt stabile la temperaturi ridicate, superaliajele durificate prin precipitare au o rezistență mai coborâtă la oboseală la temperaturi scăzute. Un efect similar îl au și incluziunile și golurile, care favorizează inițierea fisurilor, precum și carburile masive precipitate intragranular.

Oboseala la temperaturi înalte este caracterizată drept o reperi 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 ciclică a marginilor din față și din spate, după cum s-a ilustrat în Fig.3.3.

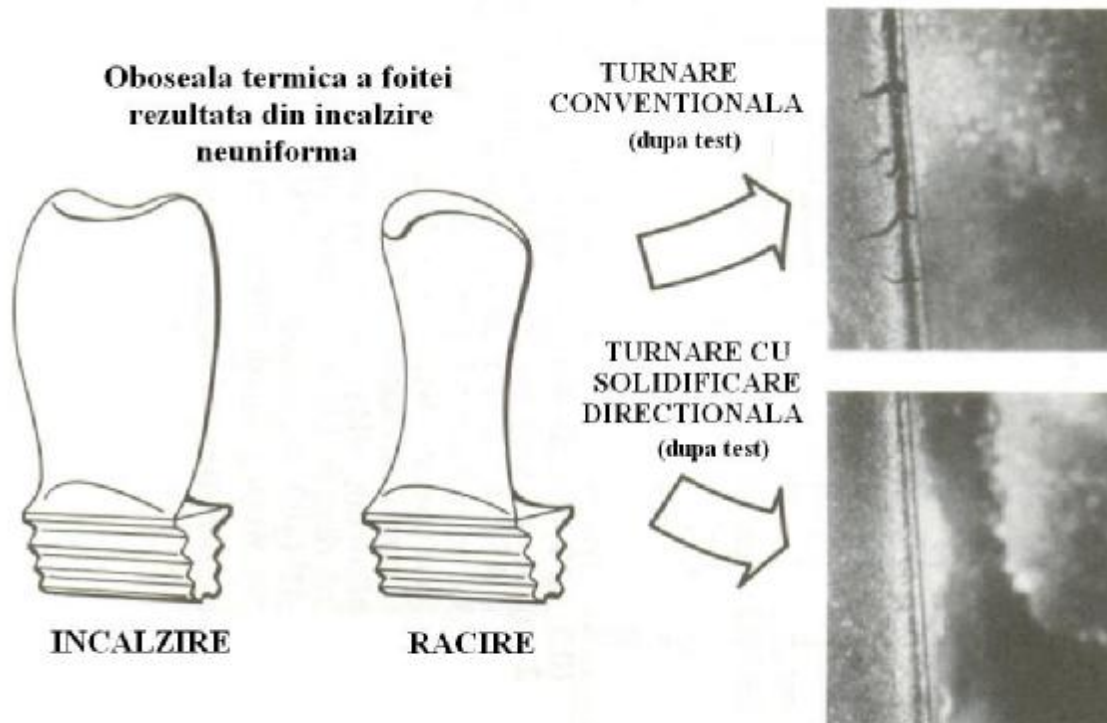


Fig.3.3 Fisurarea prin oboseală termică a palelor de turbină de la motoarele de aeronave, ca urmare a încălzirii neuniforme

3.2.4 Rezistența la coroziune/oxidare

Superaliajele sunt supuse la efectele deterioratoare ale atmosferei de lucru, coroziunii la cald și oxidării. 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, așchieră și vaporizarea oxizilor. Rezistența la oxidare este dată de formarea unei pelicule protectoare de oxizi Cr_2O_3 și Al_2O_3 . Atunci când sulful 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.3.4 sunt prezentate date legate de oxidarea unor superaliaje durificate prin dispersie de oxizi (ODS=oxide-dispersion strengthening). Evident aliajul NiCrAl este cel mai rezistent la oxidare.

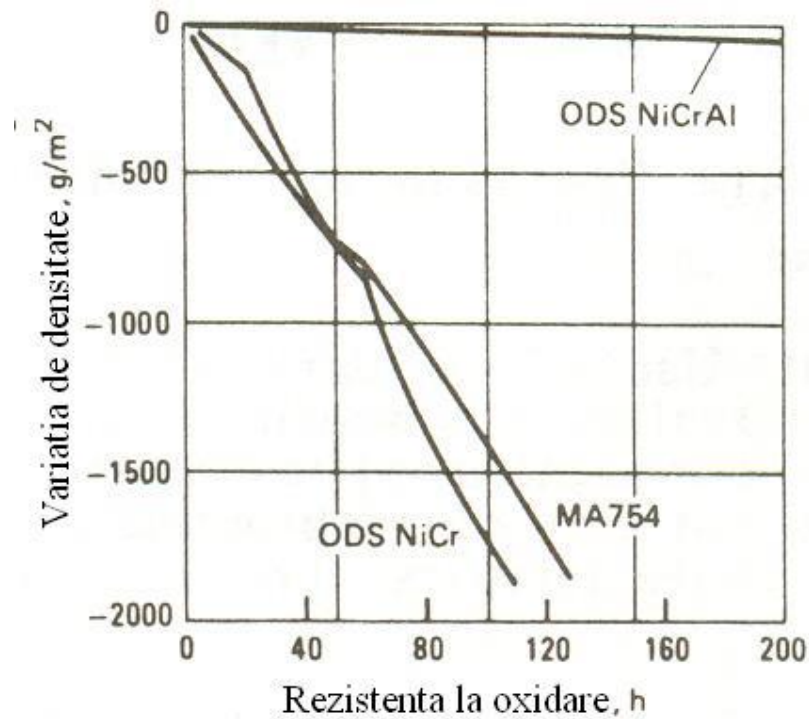


Fig.3.4 Rezistența la oxidare a unor superaliaje durificate prin dispersie de oxizi

Fig.3.5 ilustrează criteriul utilizat pentru evaluarea probelor de laborator și de funcționare.

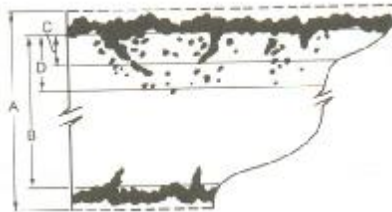


Fig.3.5 Ilustrare schematică a tehnicii metalografice de măsurare a pierderilor prin coroziune: $(A-B)/2$ = pierderea de metal pe fiecare parte; C = penetrarea continuă pe fiecare parte; D = penetrarea maximă pe fiecare parte; $[(A-B)/2 + D]$ = cantitatea totală de metal afectată pe fiecare parte

4. APLICAȚIILE SUPERALIAJELOR
 - 4.1 Aplicații tip disc pentru temperaturi ridicate
 - 4.2 Aplicații tip arzător
 - 4.3 Aplicații tip aerofolie pentru temperaturi ridicate
 - 4.4 Aplicații criogenice
 - 4.5 Aplicații aerospațiale
 - 4.6 Aplicații tip motoare cu reacție

4. APLICAȚIILE SUPERALIAJELOR

3.1 Aplicații tip disc pentru temperaturi ridicate

Criteriile principale de proiectare a discurilor pentru temperaturi înalte sunt rezistența la curgere, ardere, oboseală și fluaj. Fluajul joacă rolul predominant din cauza creșterii continue a temperaturilor de funcționare a discurilor.

Dacă se compară evoluția proprietăților aliajului cu creșterile temperaturii de ieșire 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 rezistența/ densitate. Această caracteristică este ilustrată în Fig.4.1.

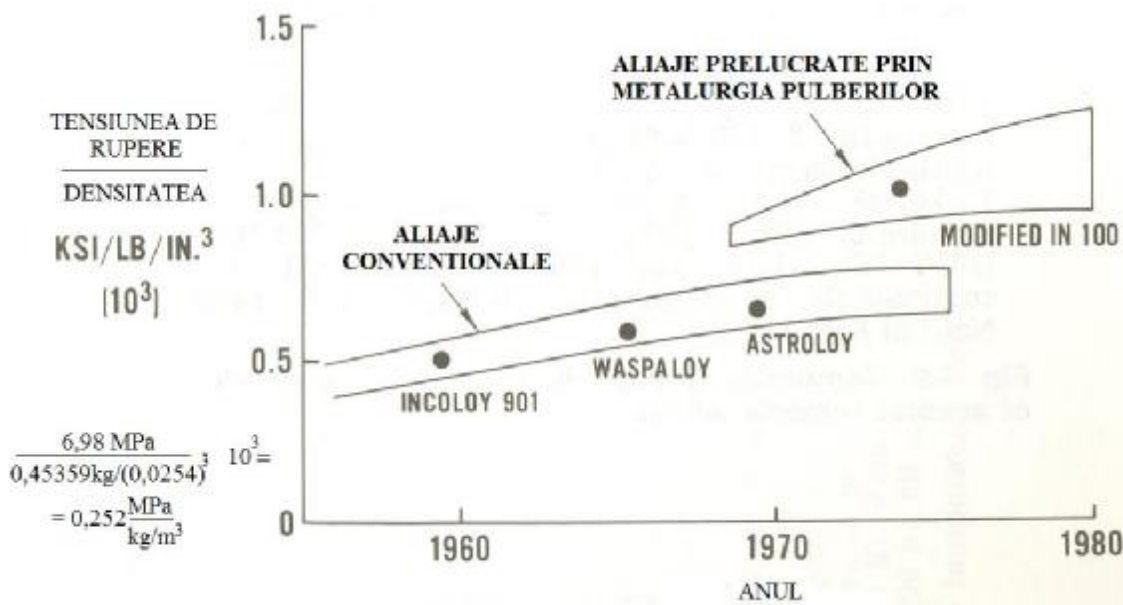


Fig.4.1 Tendințe de evoluție a materialelor pentru discuri de temperaturi înalte

4.2 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 și 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.4.2 sunt ilustrate tendințele de evoluție ale materialelor pentru arzătoare în funcție de temperatura maximă permisă.

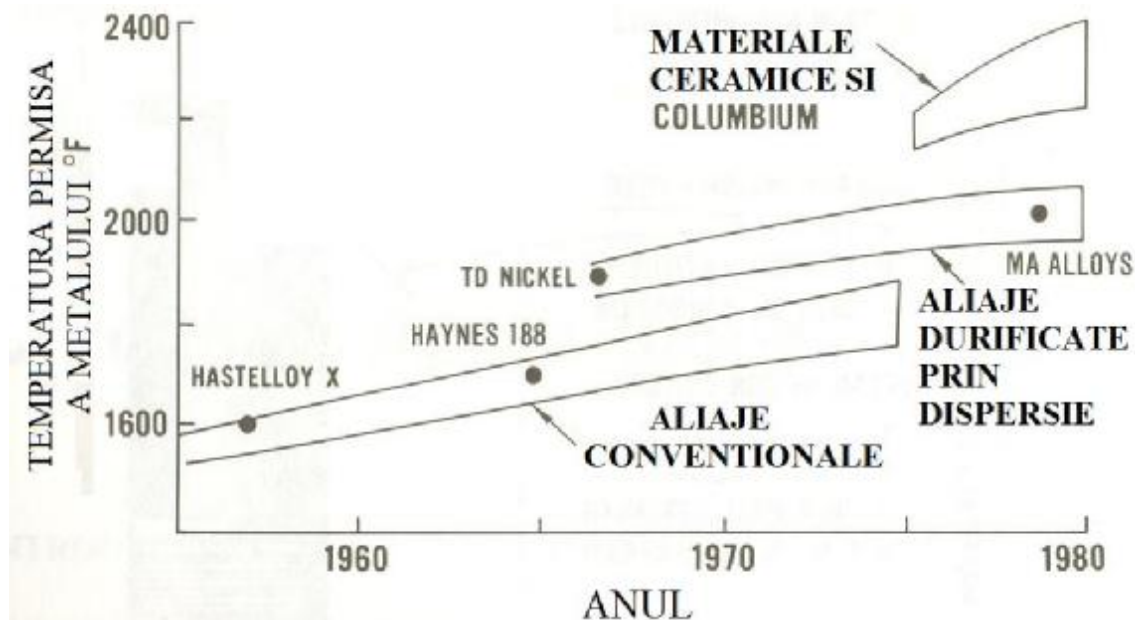


Fig.4.2 Tendințe de evoluție a materialelor pentru arzătoare

4.3 Aplicații tip aerofolie pentru temperaturi ridicate

Pentru aplicațiile de tip aerofolie pentru temperaturi ridicate cele mai impozante criterii de alegere a materialului sunt rezistența la fluaj, rezistența la rupere, rezistența la oboseală termică și la deteriorarea palelor de către mediu (pentru aerofoliile rotative).

În Fig.4.3(a) pot fi urmărite criteriile de proiectare a aerofoliilor 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. Aerofoliile turbinelor mai pot suferi deteriorări și prin coroziune (sulfizare) și atac oxidant.

Din punct de vedere istoric, superaliajele pe bază de nichel durificate prin precipitare au fost exploatate cu succes pentru construcția aerofoliilor de turbine. Perfecționările succesive ale aliajelor nu au putut face față creșterilor de temperatură generate de evoluția motoarelor de tip turbină. Din acest motiv, aerofoliile s-au făcut la început din materiale forjate, apoi prin turnare și în fine s-au adoptat soluții de răcire cu aer capabile să asigure o durabilitate satisfăcătoare în timpul funcționării.

Chiar și în condițiile răcirii cu aer, condițiile de majorare a rezistenței au crescut, ceea ce a impus și majorarea caracteristicilor superaliajului. Această ultimă condiție a impus utilizarea turnării cu solidificare dirijată, prin intermediul căreia se obțin piese care conțin grăunți axiali orientați sau chiar monocristale, care nu conțin de loc 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. Tendințele de evoluție a materialelor de aerofolii de turbine sunt prezentate în Fig.4.3(b).

4.4 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.

CONDITII LEGATE DE
FUNCTIONARE SI DE DURABILITATE

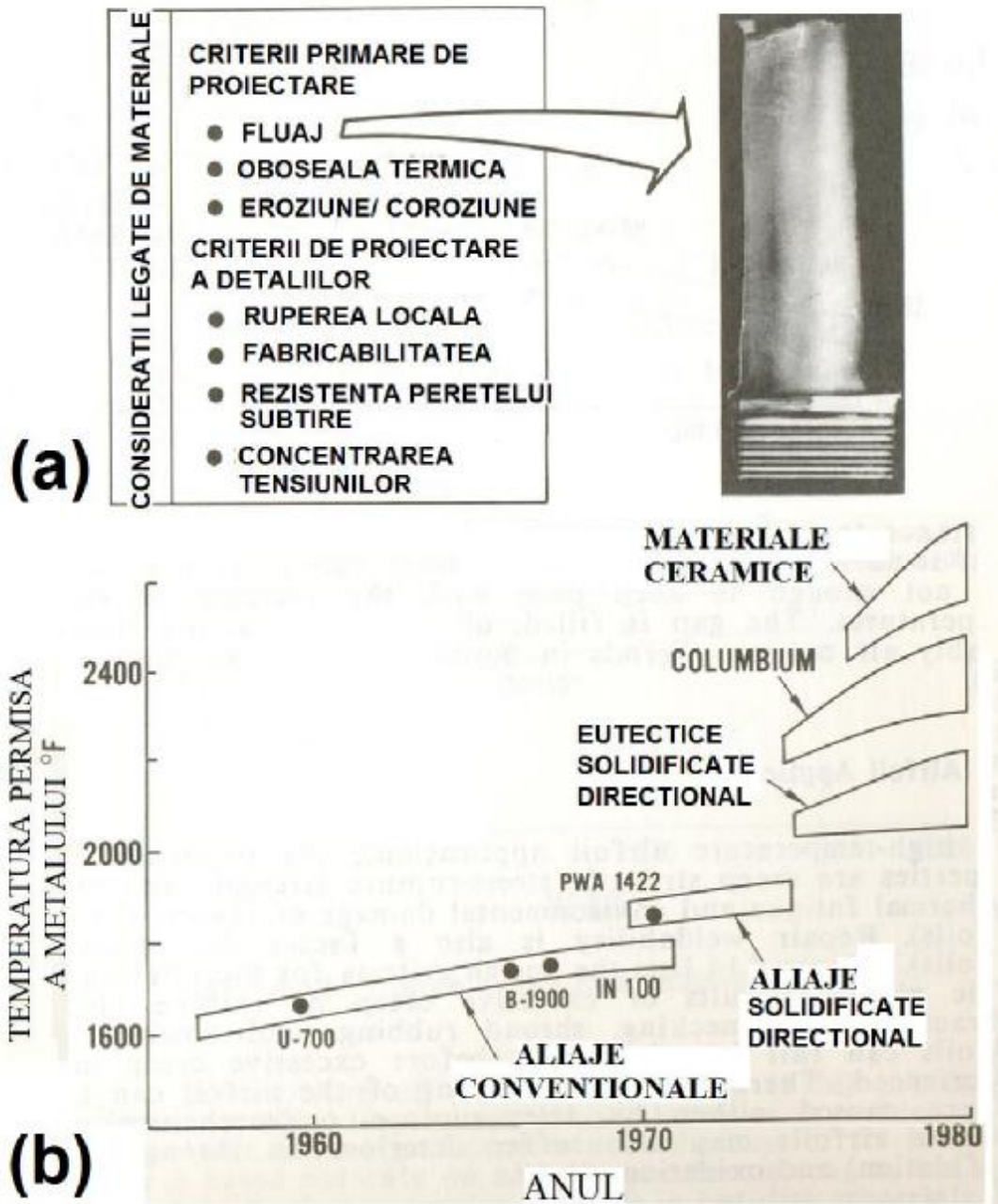


Fig. 4.3 Principalele caracteristici ale aerofoliilor de turbine: (a) criteriile de proiectare; (b) tendințe de evoluție

Drept aplicații criogenice pot fi considerate aeronavele, rachetele (proiectilele), containerele de stocare și conductele de transport a gazelor lichefiate (oxigen, hidrogen, azot și heliu) și vehiculele spațiale. Toate aceste materiale sunt limitate prin raporturile rezistență/densitate.

Datorită apariției 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

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.4.1.

Tab.4.1 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	Altele
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

Datele 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 camei și la temperaturi criogenice sunt prezentate în Tab.4.2

Tab.4.2 Variația cu temperatura a proprietăților mecanice ale superaliajelor Inconel 600, 718 și X-750, pe bază de nichel, destinate aplicațiilor criogenice

Superaliajul	Tempe- ratura	Rezis- tența la rupere	Rezis- tența la curgere	Alun- girea la rupere	Gradul de reducere al secțiunii	Rezistența la rupere crestată (a)	Modulul Young
	⁰ C	MPa	MPa	%	%	MPa	Gpa
0	1	2	3	4	5	6	7
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	-

- Tab.4.2, continuare -

0	1	2	3	4	5	6	7
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 aceleași superaliaje de mai sus se prezintă în Fig.4.4 și 4.5 variațiile modului Young în funcție de temperatură.

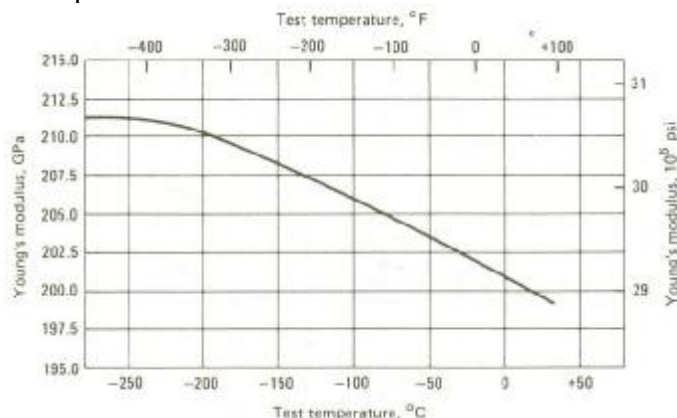


Fig.4.4 Variația modului Young, determinat ultrasonic, în funcție de temperatură la superaliajul Inconel 718

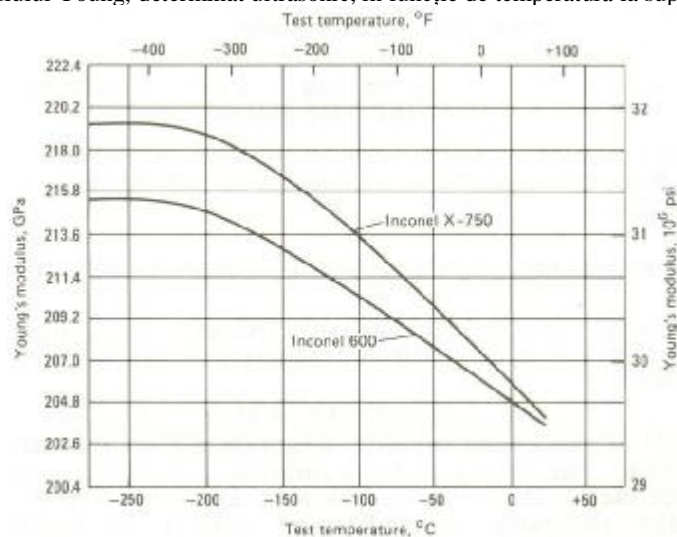


Fig.4.5 Variația modului Young, determinat ultrasonic, în funcție de temperatură la superaliajele Inconel 600 și X-750

4.5 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.4.6.

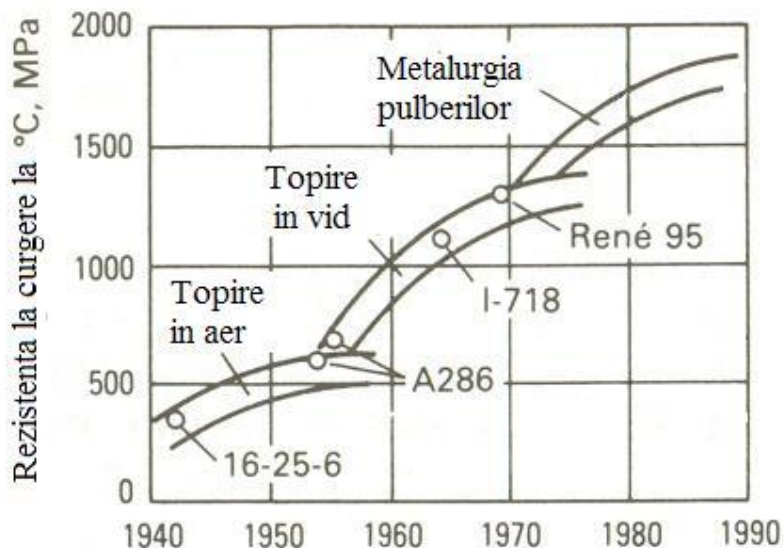


Fig.4.6 Tendința de evoluție a tehnologiilor de prelucrare a pieselor din superaliaje pentru aplicații spațiale

În ciuda avantajelor oferite de metalurgia pulberilor, există mai multe probleme legate de acest tip de prelucrare care îi limitează utilizarea. Printre acestea se numără:

- reducerea rezistenței la oboseală din cauza prezenței incluziunilor metalice 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.

4.6 Aplicații de 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 prelucrează prin metalurgia pulberilor, pentru aplicații de tip motoare cu reacție, sunt prezentate în Tab.4.3.

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 oboseală la număr redus de cicluri;

- prin solidificare direcțională, obținerea de monocristale, ranforsarea cu fibre sau alierea mecanică s-a asigurat, pentru pentru palele discului o rezistență ridicată la fluaj și la oboseala termică.

Tab.4.3 Compoziții chimice ale superaliajelor utilizate în componența motoarelor cu reacție, prelucrate prin metalurgia pulberilor

Superaliajul	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

Una dintre tehnologiile duplex, de obținere a discurilor de turbină, presupune:

1. confecționarea inelului prin sudarea prin puncte a mai multor lamele monocristaline;
2. prinderea inelului între două semimatrițe ceramice;
3. umplerea matriței cu pulbere de superaliaj prealiat;
4. presarea izostatică la cald a ansamblului pentru a asigura consolidarea pulberii și fixarea acesteia de lamele.

În Fig.4.7 sunt prezentate două discuri de turbină realizate prin tehnologia duplex.

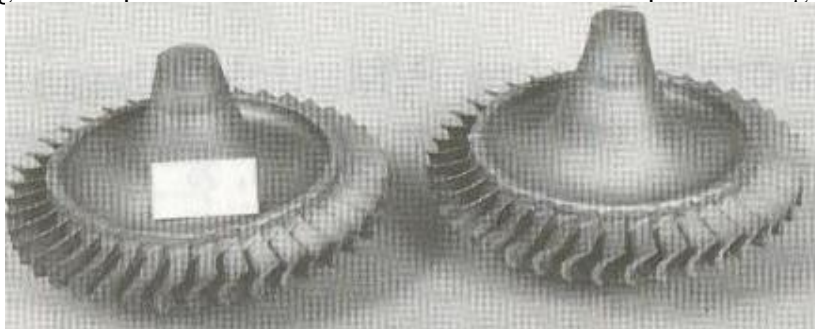


Fig.4.7 Discuri de turbină realizate prin tehnologia duplex, din lame turnate (solidificate direcțional) și butuc obținut prin metalurgia pulberilor

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.4.8 este prezentată un astfel de disc, la este vizibil faptul că butucul are granulație fină, dată de metalurgia oulberilor iar lamele au granulație mare, rezultată prin solidificare direcțională.

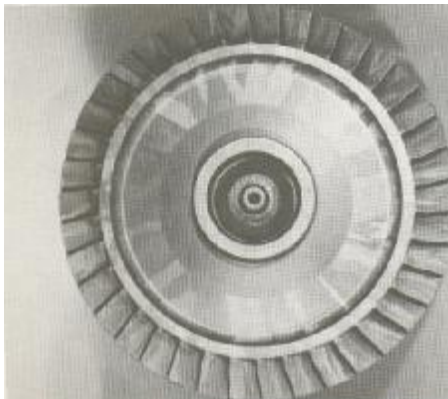


Fig.4.8 Roată de turbină duplex obținută prin legarea (presare izostatică la cald) unui butuc cu granulație fină, fabricat prin metalurgia pulberilor, cu lamele cu granulație grosolană, solidificate direcțional