



Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca

Str. Constantin Daicoviciu nr 15, 400.020 Cluj-Napoca Romania
tel. +40.264.401.200, 401.248, tel./fax +40.264.592.055

Facultatea Știința și Ingineria Materialelor

TEZA DE DOCTORAT

CERCETĂRI PRIVIND DEFORMAREA PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL UNOR ALIAJE DE ALUMINIU SPECIALE DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC,
Prof. dr. ing. Ioan DRĂGAN

DOCTORAND,
Ing. Marcel - Valeriu SUCIU

Partea I-a:

STUDIU DOCUMENTAR DIN LITERATUARA DE SPECIALITATE PRIVIND PROBLEMATICA ABORDATĂ ȘI STABILIREA DIRECȚIILOR DE CERCETARE, A MATERIALELOR, APARATURII ȘI METODELOR DE INVESTIGARE

INTRODUCERE 5

Capitolul 1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRIILOR PRIVIND DEFORMAREA PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL ALIAJELOR DE ALUMINIU SPECIALE DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE 9

1.1 Aliaje și produse utilizate în industria aeronautică 9

1.2 Caracteristici mecanice 12

1.3 Caracteristici structurale 19

1.3.1 Textura 21

1.3.2 Microstructura 22

1.3.3 Substructura 23

1.4 Deformabilitatea aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență 26

1.5 Concluzii 35

Capitolul 2. METODICA DE CERCETARE, MATERIALELE ȘI APARATURA

2.1 Metodica de cercetare 37

2.2 Materialele destinate experimentărilor 38

2.3 Aparatura utilizată 43



M. V. Suciu - Teza de doctorat

**CERCETĂRI PRIVIND DEFORMAREA
PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL
UNOR ALIAJE DE ALUMINIU SPECIALE
DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE**

INTRODUCERE

În istoria construcției de avioane s-a observat o strânsă legătură între dezvoltarea acestui domeniu de vârf al industriei și evoluția materialelor utilizate. Dezvoltarea construcției de avioane a străbătut un drum lung și complex, care a fost un exemplu de colaborare între constructori și metalurgiști, ceea ce a condus la realizarea unor echipamente eficiente și la îmbunătățirea caracteristicilor materialelor utilizate. De la primii pași, constructorilor de avioane le-a fost clar faptul că materialele de construcție pentru avioane trebuie să fie, în același timp, rezistente și ușoare. Cel mai bun, accesibil și ieftin material care corespundea acestor proprietăți a fost, în acea perioadă, lemnul a cărui tehnologie de prelucrare a fost ușor asimilată. Aceste argumente ale adepților construcțiilor din lemn au fost întemeiate pentru formele constructive de tipul biplanului sau pentru avioanele de dimensiuni mici, atunci când sarcinile care acționează creează în construcție tensiuni care nu depășesc pe cele admise pentru fibra lemnoasă.

La începutul deceniului doi, din cauza folosirii schemei monoplane - care a condus la reducerea bruscă a rezistenței tuturor tipurilor de avioane, în special a celor grele - s-a trecut la construcția de avioane metalice din aliaje ușoare.

Fabricarea pe scară largă a avioanelor metalice de la sfârșitul deceniului doi a demonstrat nivelul înalt pe care l-a atins metalurgia aliajelor ușoare în acea vreme.

În cazul unor viteze de zbor relativ mici, de 170-250 km/h, ale avioanelor grele realizate la începutul deceniului trei și a unor sarcini specifice pe aripă ridicate, pentru obținerea unei forțe de ridicare mari s-au utilizat pentru construcția aripilor profiluri groase din aliaje de aluminiu. Astfel de aripi au avut înălțimi mari de construcție. La mijlocul deceniului trei, odată cu creșterea vitezei de zbor la circa 450 - 650 km/h și a sarcinilor pe agregatele avioanelor medii și grele, s-au modificat și soluțiile lor de construcție. Reducerea înălțimii de construcție a aripilor a necesitat din partea constructorilor efectuarea unor astfel de construcții în care să se utilizeze la maximum capacitatea de transport. Construcția cheson a aripilor satisface din plin această cerință, la care elementele de transport sunt amplasate periferic.

Dezvoltarea rapidă a tehnicii în domeniul aviației a necesitat mari eforturi din partea metalurgiei pentru a satisface necesarul mereu crescând de tablă pentru învelișul aparatelor de zbor care trebuie să aibă o rezistență mare și o suprafață netedă. De asemenea a crescut necesarul de semifabricate, piese matrițate etc. cu proprietăți ridicate. Aceasta a condus la apariția unor noi procese tehnologice de prelucrare și de asamblare.

Înainte de al doilea război mondial principalele materiale de construcții utilizate au fost aliajele de aluminiu de înaltă rezistență de tip dural (Al-Cu-Mg). În decursul deceniului cinci aceste aliaje, care au fost principalele materiale de construcție, au continuat să rămână materiale de bază pentru toate tipurile de avioane care nu suportă o încălzire aerodinamică mai mare de 100°C, cu toate că domeniul lor de aplicare s-a redus din cauza apariției aliajelor de aluminiu speciale de tip zicral (Al-Zn-Mg-Cu).

La sfârșitul deceniului cinci a avut loc un salt însemnat în ceea ce privește dimensiunile, capacitatea de încărcare, distanța de zbor și viteza avioanelor grele, iar aceasta a dus la mărirea greutateii acestora și la creșterea sarcinilor care acționează asupra agregatelor. Acest lucru a necesitat folosirea unor materiale noi, mai rezistente și modificarea sortimentăției și dimensiunilor semifabricatelor utilizate. În paralel cu aliajele speciale de aluminiu, încep să se utilizeze atât aliajele de magneziu cât și aliajele de titan. Aliajele magneziului cu metale rare se utilizează în construcția de rachete și au calitatea de a-și menține caracteristicile mecanice ridicate atât la temperaturi de 250-300°C cât și la temperaturi joase (-300°C). Cele mai performante aliaje de titan pot atinge valori ale rezistenței mecanice de ordinul 1700 - 2000 MPa. Comparativ cu aliajele de aluminiu sau magneziu, rezistența specifică a aliajelor de titan este comparabilă în schimb refractaritatea este mult mai bună, mai ales în domeniul temperaturilor de 350 - 550°C. Această caracteristică, împreună cu rezistența deosebită la coroziune determină utilizarea acestor materiale în special în aviația supersonică și în tehnica rachetelor, fiind folosite în principal pentru piesele compresoarelor de la motoarele cu reacție.

Referitor la evoluția aliajelor de aluminiu speciale se poate preciza că utilizarea semifabricatelor din aliaje Al-Zn-Mg-Cu a însemnat un câștig însemnat în ceea ce privește greutatea construcțiilor aeronavelor. De asemenea, datorită valorilor ridicate ale limitei de curgere a aliajului 7075 din sistemul Al-Zn-Mg-Cu, semifabricatele din acest aliaj pot fi folosite pentru majoritatea elementelor de construcție încărcate cu sarcini de comprimare (panourile superioare ale aripilor, zona de comprimare a fuselajului, stâlpii etc.) și care acționează pentru deplasare (lonjeroane și nervuri). Câștigul în greutate al construcției poate fi în acest caz de 5 - 8% în comparație cu construcțiile din aliajele 2014 sau 2024 din sistemul de aliaje de aluminiu de tip dural (Al-Cu-Mg).

La alegerea aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență destinate industriei aeronautice trebuie să se țină seama de faptul că acestea trebuie să aibă caracteristici de rezistență mecanică ridicate, plasticitate satisfăcătoare, rezistență suficientă la coroziune sub sarcină și, de asemenea, să posede o înaltă rezistență la oboseală și o rezistență suficientă la temperaturi relativ ridicate. Realizarea acestor cerințe este legată de întrebuințarea aliajelor de aluminiu speciale în construcția de avioane. În afară de acestea, aliajele trebuie să posede și proprietăți tehnologice determinate, care să asigure o producție de serie a semifabricatelor în cadrul unităților metalurgice, o prelucrabilitate suficientă a acestora și o stabilitate a proprietăților și a calității semifabricatelor și produselor finite realizate din aceste aliaje în producție de serie.

Ținând seama de cele expuse se poate aprecia faptul că evoluția construcției de avioane depinde în mare măsură de evoluția materialelor. Succese deosebite sunt legate de utilizarea aliajelor de aluminiu speciale care au proprietăți ridicate de exploatare. De asemenea, se poate aprecia faptul că nivelul atins de perfecționare a semifabricatelor din aliaje de aluminiu speciale, incluzând procedeele tehnologice de deformare plastică și tratament termic, conduce la construirea unor avioane de pasageri moderne care să permită exploatarea acestora în siguranță. Cu toate acestea, pentru creșterea randamentului de greutate a construcțiilor (raportul rezistență mecanică/greutate specifică) este necesar să se continue cercetările privind perfecționarea aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență, să se stabilească condițiile necesare pentru realizarea complexului de caracteristici ale acestora în funcție de condițiile de exploatare, de caracterul și de valorile sarcinilor la care sunt supuse. Aliajele de aluminiu speciale din sistemul Al-Zn-Mg-Cu, de tip zicral, reprezentate în lucrarea de față prin aliajul de înaltă rezistență AlZn5Mg2CuCr (7075 după normele A.A.-S.U.A., respectiv V 95 după GOST rusești) prezintă caracteristici deosebite (cum ar fi rezistența mecanică ridicată) care le conferă un plus de interes în comparație cu aliajele de aluminiu speciale din sistemul Al-Cu-Mg, de tip dural, considerate până de curând ca fiind cele mai performante. Aliajele Al-Zn-Mg-Cu care sunt în centrul atenției prezentelor cercetări comparativ cu aliajele Al-Cu-Mg posedă, pe lângă nivelul foarte ridicat al rezistenței mecanice, un compromis favorabil între rezistență și coroziune, rezistență la propagarea fisurilor și rezistență la oboseală. Actualmente, la nivel de laborator /6/ s-au obținut astfel de aliaje prezentând valori ale rezistenței la rupere de peste 800 MPa, net superioare celor obținute pentru aliajele Al-Cu-Mg, tinzând să le înlocuiască pe acestea din urmă în noile aplicații din industria aeronautică.

Cercetările experimentale prezentate în lucrarea de față privind deformarea plastică și tratamentele termice aplicate aliajelor speciale reprezentative sistemelor Al-Zn-Mg-Cu și Al-Cu-Mg caută să elucideze cele mai potrivite modalități de efectuare a ciclurilor de prelucrare mecanică și termică, diferite de cele convenționale. Ținând seama de obiectivele fundamentale ale tratamentelor termomecanice și anume îmbunătățirea indicilor de plasticitate și rezistență, cercetările experimentale efectuate au fost orientate spre realizarea de combinații ale caracteristicilor produselor obținute prin tratamente termomecanice mai avantajoase decât cele ale produselor obținute prin metode convenționale.

În stările finale prevăzute în normele de aviație străine și românești, aliajele speciale din sistemul Al-Zn-Mg-Cu prezintă anumite deficiențe calitative care rezultă din necesitatea de a adopta căliri drastice, pentru a asigura caracteristici mecanice ridicate, deci căliri care pentru a crea în semifabricat importante tensiuni interne reziduale pot să conducă la scăderea rezistenței la oboseală și să crească riscul ruperii prin tensocoroziune. Scopul cercetărilor experimentale efectuate constă în aprofundarea cunoștințelor privind deformarea plastică și tratamentul termic al unor aliaje speciale din sistemele Al-Zn-Mg-Cu și Al-Cu-Mg, cât și pentru a verifica și a confirma posibilitățile de îmbunătățire ale unor proprietăți realizabile, prin tratamente termomecanice corespunzătoare și, în final, de a defini noi tipuri de

tratamente termomecanice care să elimine inconvenientele prezentate. Abordarea acestei problematice a avut ca fundament aplicarea teoriei erorilor de măsurare, noțiuni de probabilități și statistică matematică precum și programarea judicioasă a experimentărilor și executarea lor cu mijloace moderne de investigație și cu o precizie cât mai ridicată.

Teza de doctorat este structurată în șase capitole care pot fi grupate în trei părți. Prima parte a lucrării, compusă din primele două capitole, cuprinde studiul documentar din literatura de specialitate privind problematica abordată în baza căruia se stabilesc direcțiile de cercetare și se prezintă materialele elaborate în vederea experimentărilor, aparatura și metodele de investigare. Această parte a lucrării este prezentată în 37 pagini care cuprind 14 tabele, 17 figuri și 13 relații matematice.

Partea a doua a tezei, formată din următoarele trei capitole, prezintă variantele experimentale abordate, rezultatele cercetărilor proprii, observațiile și concluziile parțiale asupra acestor rezultate. Partea a doua este prezentată în cadrul a 68 pagini și cuprinde 25 tabele, 22 figuri și 100 relații matematice, acestea centralizând contribuțiile proprii ale autorului în abordarea temei.

Partea a treia a lucrării, formată din ultimul capitol, cuprinde concluziile generale asupra tezei de doctorat cu prezentarea contribuțiilor originale ale autorului în abordarea temei și a direcțiilor noi de cercetare în domeniu, rezultate din abordarea tematicii lucrării.

În ansamblul său lucrarea de doctorat cuprinde 158 pagini care conțin 39 tabele, 39 figuri și 113 relații matematice. Conținutul lucrării se sprijină pe un număr de peste 100 referințe bibliografice, dintre care 13 sunt publicații ale autorului. Pentru facilitarea parcurgerii lucrării o parte dintre rezultatele experimentale și programele de calcul sunt prezentate la sfârșitul tezei într-un număr de 18 anexe.

Cu prilejul finalizării lucrării autorul aduce și pe această cale cele mai calde mulțumiri conducătorului științific, domnul prof. dr. ing. Ioan Drăgan, pentru îndrumarea de înaltă ținută științifică și pentru sprijinul moral acordat pe parcursul elaborării și finalizării lucrării.

Recunoștința autorului se îndreaptă și spre regretatul prof. dr. ing. Iancu Drăgan sub a cărui îndrumare și-a început activitatea de doctorand.

Mulțumiri deosebite se cuvin a fi adresate colegilor din Catedra Deformări Plastice UPB, în mod deosebit domnului prof. dr. ing. Eugen Cazimirovici și colegilor din Catedra Metalurgie Fizică UPB, în special domnului prof. dr. ing. Constantin Dumitrescu pentru sugestiile și sprijinul acordat pe parcursul elaborării lucrării.

Autorul mulțumește și rămâne îndatorat tuturor acelor care, într-o măsură mai mare sau mai mică, l-au ajutat la realizarea experimentărilor, la realizarea materialului grafic și la tehnoredactarea lucrării.



M. V. Suciuc - Teza de doctorat

**CERCETĂRI PRIVIND DEFORMAREA
PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL
UNOR ALIAJE DE ALUMINIU SPECIALE
DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE**

Capitolul 1

**STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRIILOR PRIVIND
DEFORMAREA PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL
ALIAJELOR DE ALUMINIU SPECIALE DESTINATE
INDUSTRIEI AERONAUTICE**

1.1 Aliaje și produse utilizate în industria aeronautică

Pentru obținerea produselor laminate și extrudate din aliaje de aluminiu destinate industriei aeronautice se utilizează patru sisteme de aliaje, prezentate în tabelul 1.1.

Dintre acestea, primul sistem conține aliaje fără durificare structurală, iar celelalte trei sisteme conțin aliaje cu durificare structurală, permițând obținerea de caracteristici mecanice superioare și fiind denumite aliaje de înaltă rezistență.

Aliajele de aluminiu de înaltă rezistență cu aplicațiile cele mai numeroase în aeronautică sunt cele care fac parte din sistemele Al-Cu-Mg (aliaje de tip dural) și Al-Zn-Mg-Cu (aliaje de tip zical).

Produsele laminate din aceste aliaje sunt tablele și benzile, iar produsele extrudate sunt barele, profilurile și țevile.

Tablele și benzile se produc prin combinarea laminării la cald a lingourilor turnate semicontinuu și omogenizate cu laminarea la rece (fig. 1.1) și sunt, în general, produse placate cu aluminiu sau, în cazul aliajelor de tip zical, cu aliaj Al-Zn, pentru a se obține o rezistență mai bună la coroziunea atmosferică, dat fiind că aceste aliaje sunt utilizate curent la fabricarea părților exterioare ale navelor aeriene. Grosimea stratului placat pe fiecare față a tablelor va fi, în cazul aliajelor sistemului Al-Cu-Mg de 6% pentru grosimi ale tablelor de 0,4 - 0,8 mm, 4% pentru grosimi ale tablelor de 0,8 - 1,6 mm și de 2% din grosimea tablei pentru grosimi de 1,6 - 6 mm, iar în cazul aliajelor sistemului Al-Zn-Mg-Cu va fi de 3,25% pentru grosimi ale tablelor de 0,4 - 3,2 mm și de 1,5% pentru grosimi de 3,2 - 6 mm /1/, /10/, /11/.

Plăcile sunt laminate numai la cald și au grosimi minime de 6 mm. Dimensiunile maxime obținute pentru plăci sunt 15.500 mm lungime, 3.300 mm lățime și 150 mm grosime, dimensiuni care nu pot fi cumulate într-o singură placă ținând seama de anumiți factori de fabricație.

Tabelul 1.1

Aliaje de aluminiu utilizate în industria aeronautică

Nr. crt.	Sistem (Seria)	Aliajul		Compoziția chimică, %										
		AA-SUA (AFNOR-Fr)	GOST	Mg	Si	Cu	Mn	Zn	Fe	Ni	Ti	Cr	Zr	
1.	Al-Mg (5.000)	5.056 (A-G5M6)	AMg5	4,5-5,5	-	-	0,5-0,7	-	-	-	+Zr≤0,2	0,1-0,35	+Ti≤0,2	
		5.052 (A-G2)	AMg2	2,2-2,8	-	-	-	-	-	-	-	0,1-0,35	-	
2.	Al-Mg-Si (6.000)	6.061 (A-GS)	AD33	0,8-1,2	0,4-0,8	0,1-0,4	-	-	-	-	0,15	0,1-0,35	-	
		6.082 (ASG-M0.7)	-	0,6-1,2	0,7-1,3	0,1	0,4-1,0	-	-	-	0,15	≤0,25	-	
3.	Al-Cu-Mg (2.000)	2.017A (A-U4G)	D1P	0,4-1,0	0,2-0,8	3,5-4,5	0,4-1,0	-	≤0,7	-	+Zr≤0,2	-	+Ti≤0,25	
		2.014 (A-U4SG) (2.214)	AK8	0,2-0,8	0,5-1,2	3,9-5,0	0,4-1,2	-	≤0,7 (≤0,3)	-	+Zr≤0,2	-	+Ti≤0,2	
		2.024 (AU4G1) 2.214	D16 (D16P)	1,2-1,8	≤0,5 (≤0,2)	3,8-4,9	0,3-0,9	-	≤0,5 (≤0,3)	-	+Zr≤0,2	-	+Ti≤0,2	
		2.618A (A-U2GN)	AK4	1,2-1,8	0,1-0,25	1,8-2,7	≤0,2	-	0,9-1,4	0,8-1,4	+Zr≤0,2	-	+Ti≤0,25	
		2.031 (A-U2N)	-	0,6-1,2	0,5-1,3	1,8-2,8	≤0,5	-	0,6-1,2	0,6-1,4	-	-	-	
		2.218 (A-U4N)	-	1,2-1,8	≤0,9	3,5-4,5	≤0,2	-	≤1,0	1,7-2,3	-	-	-	
		2.219 2.419	D80	≤0,02	≤0,2 (≤0,1)	5,8-6,8	0,2-0,4	-	≤0,3 (≤0,1)	V=0,0 5-0,15	-	-	0,1-0,25	
		2.001 (A-U5MG1)	-	0,2-0,4	0,1-0,2	5,0-6,0	0,1-0,3	-	≤0,2	-	0,1-0,25	-	-	
		2.011 (A-U5PbBi)	-	-	≤0,4	5,0-6,0	-	-	≤0,7	-	Bi≤0,6	Pb≤0,6	-	
		7.020 (A-Z5D)	-	1,0-1,4	≤0,35	≤0,2	0,1-0,5	4,0-5,0	≤0,4	-	-	0,1-0,35	-	
4.	Al-Zn-Mg-Cu (7.000)	7.039	01911	2,3-3,3	≤0,3	≤0,1	0,1-0,4	3,5-4,5	≤0,4	-	-	0,15-0,35	-	
		7.075 (A-Z5GU)	V95	2,1-2,9	≤0,4	1,2-2,0	≤0,3	5,1-6,1	≤0,5	-	-	0,18-0,35	-	
		A-Z5GU0.6	-	2,7	≤0,3	0,6	≤0,5	5,8	≤0,4	-	-	-	-	
		7.079	-	2,9-3,7	≤0,3	0,4-0,8	0,1-0,3	3,8-4,8	≤0,4	-	-	0,1-0,25	-	
		7.178	-	2,4-3,1	≤0,4	1,6-2,4	≤0,3	6,3-7,3	≤0,5	-	-	0,2-0,35	-	
		7.079 (A-Z8GU)	-	2,1-3,1	≤0,4	1,2-1,3	≤0,5	7,2-8,4	≤0,5	-	-	0,05-0,25	-	

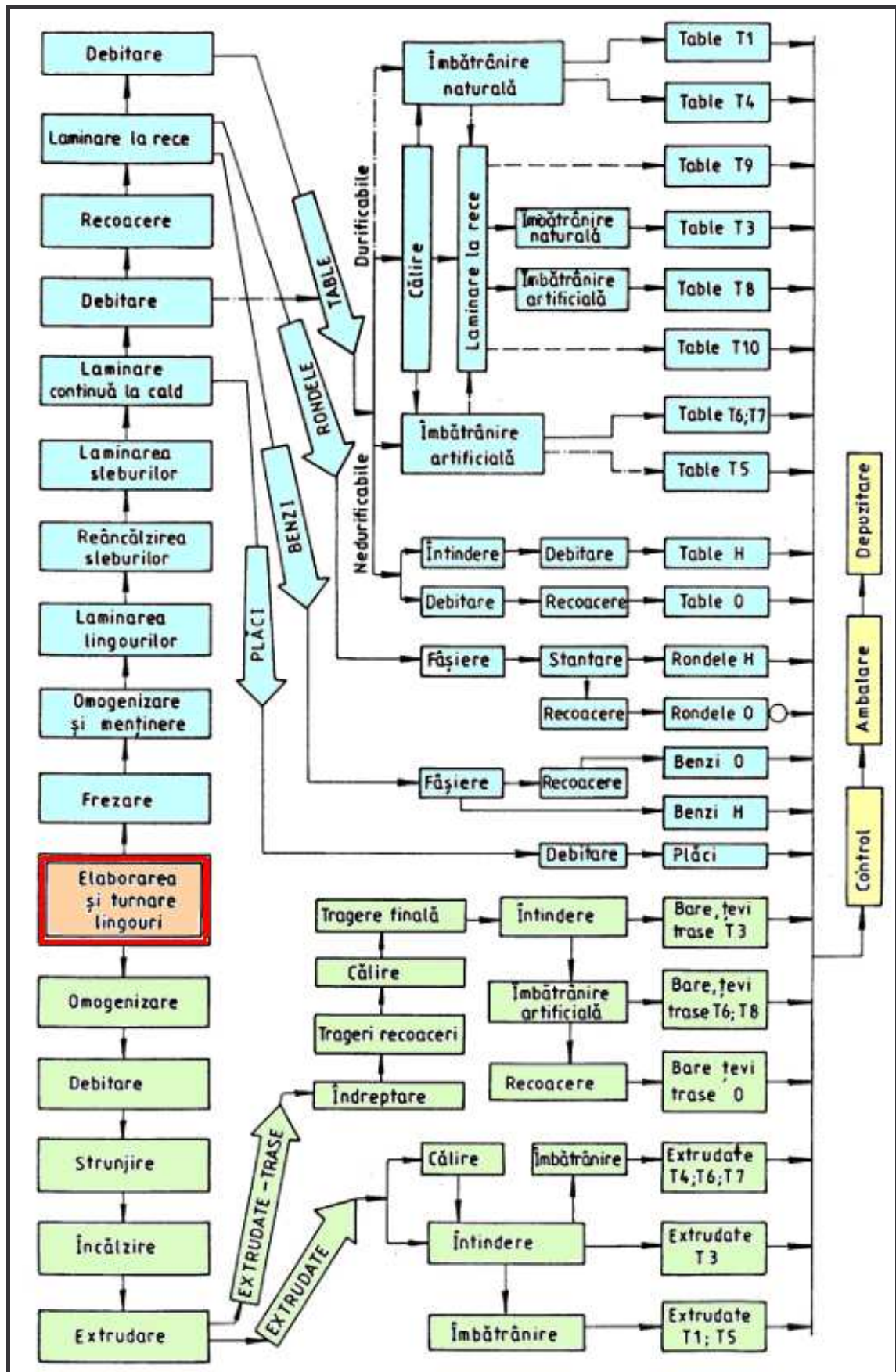


Fig. 1.1 Schema de flux tehnologic general

1.2 Caracteristici mecanice

Caracteristicile mecanice ale principalelor aliaje de aluminiu de înaltă rezistență utilizate în industria aeronautică sunt prezentate în tabelul 1.2. Aceste caracteristici variază în funcție de mai mulți factori dintre care cei mai importanți sunt compoziția chimică și starea structurală, gradul de deformare și direcția de curgere a materialului metalic în procesul de deformare plastică precum și tratamentele termice aplicate.

Tabelul 1.2

Proprietăți mecanice la temperatura ambiantă /3/

Aliajul	Starea de livrare cf.fig.1.1	Rezistența la rupere MPa	Limita de curgere MPa	Alungirea relativă h=1,6 Φ=1,2 % %		Rezistența la forfecare MPa	Rezistența la oboseală MPa
2014	0	186	97	-	18	125	90
	T4	425	290	-	20	260	140
	T6	485	415	-	13	290	125
2014 P	0	170	69	21	-	125	-
	T3	435	275	20	-	255	-
	T4	420	255	22	-	256	-
	T6	470	415	10	-	285	-
2024	0	175	76	20	22	125	90
	T3	485	345	18	-	285	140
	T4, T351	470	325	20	19	285	140
	T361	495	395	13	-	290	125
2024 P	0	180	76	20	-	125	-
	T4, T351	440	290	19	-	275	-
	T361	460	365	11	-	285	-
	T81, T851	450	415	5	-	275	-
	T861	485	456	6	-	290	-
2124	T851	490	440	9,4	-	-	-
7075	0	230	105	17	-	150	-
	T6, T651	570	505	11	-	330	160
	T73	505	435	13	-	-	-
7075 P	0	220	96	17	-	150	-
	T6, T651	525	460	11	-	315	-

În ceea ce privește influența elementelor de aliere s-a constatat că în aliajele binare Al-Cu cu 2-5 % Cu și Al-Zn cu 3-7 % Zn, magneziul ridică sensibil caracteristicile mecanice datorită formării compușilor intermetalici sub formă de particule precipitate, repartizate uniform în soluția de bază.

Figura 1.2 prezintă caracteristicile mecanice ale aliajelor Al-Zn-Mg-Cu a căror conținut în zinc variază între 2-5 % și a căror conținut în magneziu atinge 5 %; conținutul în zinc și magneziu determină nu numai cantitatea de fază durificatoare ci și viteza critică de călire a aliajului și, prin urmare și autocălibilitatea și sensibilitatea la tratamentul de îmbătrânire artificială.

Aliajele relativ bogate în zinc și magneziu prezintă caracteristici mecanice ridicate după punerea în soluție, călire în apă și îmbătrânire artificială (fig.1.2 c), dar dacă tratamentul de călire se efectuează în aer, caracteristicile sunt considerabil mai scăzute (fig.1.2 b), de asemenea la călire în aer și îmbătrânire artificială caracteristicile rămân relativ apropiate de acelea ale aliajelor mai puțin bogate în zinc și magneziu (fig.1.2 a).

Obținerea unei structuri fine și omogene este o garanție a calității, în special din punctul de vedere al plasticității și rezilienței. Cu scopul evitării unei structuri grosiere, în practică se urmărește să se obțină fie o structură recristalizată cu grăunți fini, fie o structură nerecristalizată, fibroasă (restaurată).

Reprezentarea clasică a mărimii de grăunte de recristalizare în funcție de gradul de deformare pentru o temperatură și durată de menținere date este prezentată schematic în figura 1.3 /11/.

Pentru evitarea recristalizării totale trebuie să ne plasăm sub "ecruisajul critic" corespunzător aliajului considerat, la temperatura și durata de tratament pentru realizarea transformării la cald.

Pentru a realiza recristalizarea cu grăunți fini trebuie, din contră, să se depășească "ecruisajul critic". Pentru a se obține una dintre aceste două structuri se utilizează numeroase mijloace pe parcursul elaborării și prelucrării aliajelor considerate.

Aceste mijloace pot fi clasificate, în general, în două grupe și anume în ceea ce privește compoziția aliajului și în ceea ce privește procesele de prelucrare.

Tabelul 1.3 prezintă diferiți factori care influențează, de-a lungul elaborării și prelucrării aliajelor de aluminiu, obținerea unei structuri fie nerecristalizate, fibroase, fie a unei structuri total recristalizate.

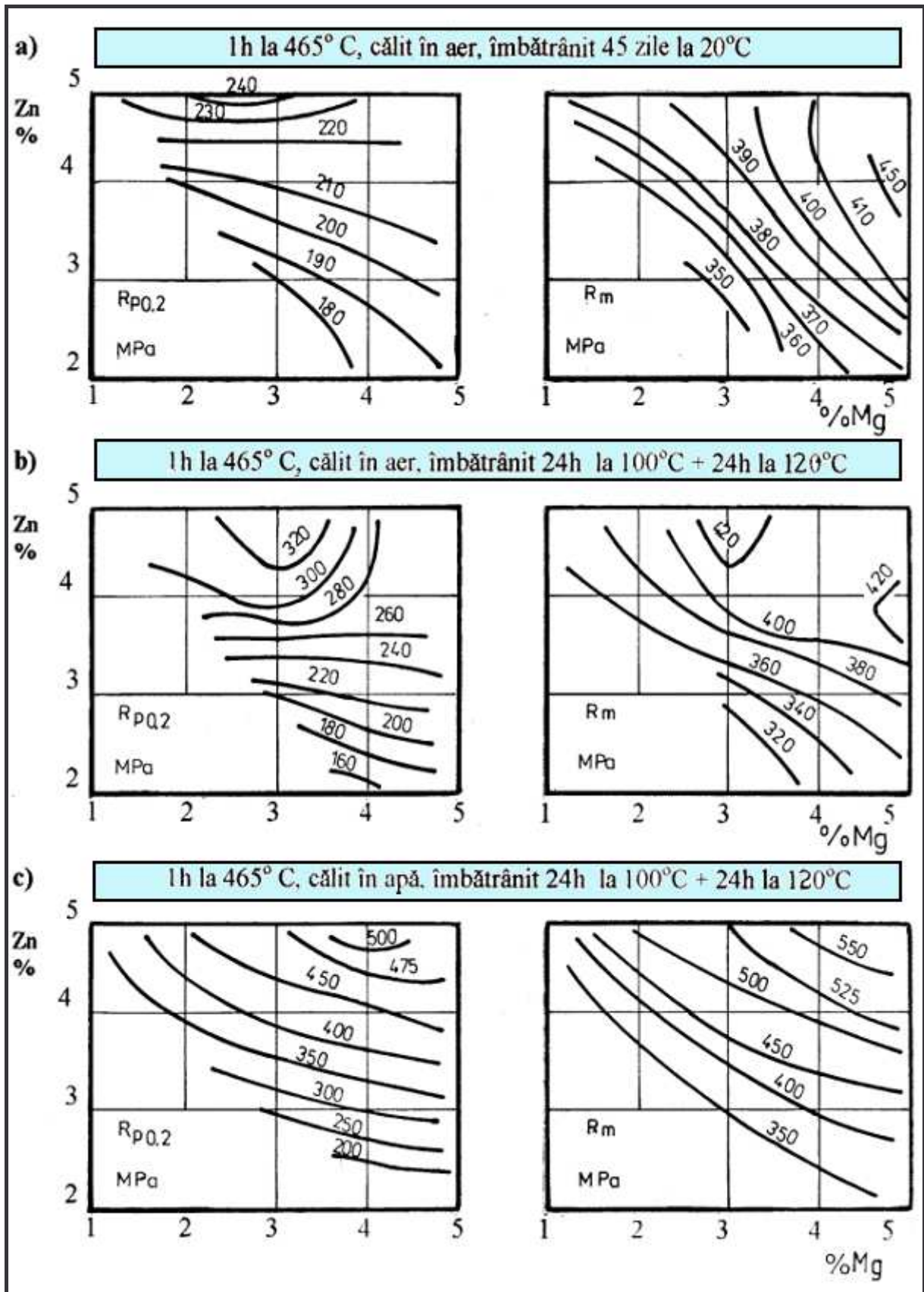
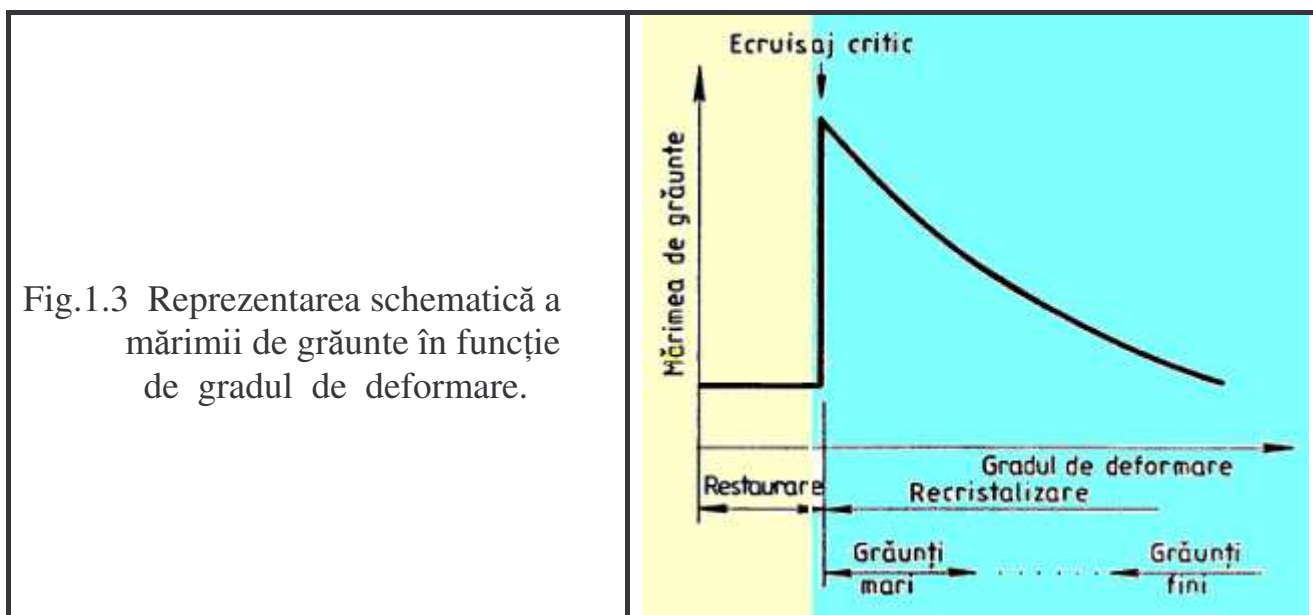


Fig. 1.2. Curbele de egală rezistență în funcție de conținutul în Zn și Mg ale aliajelor Al-Zn-Mg-Cu deformate [7]



Tabelul 1.3

Factorii care influențează structura produselor deformate din aliaje de aluminiu

Factorii care influențează formarea unei structuri	
nerecristalizate	recristalizate
Prezența elementelor Mn, Cr, Zr	Absența elementelor Mn, Cr, Zr
Absența omogenizării înaintea deformării sau omogenizarea la temperaturi joase	Omogenizarea la temperaturi ridicate
Încălzirea lingourilor în timp scurt și la temperaturi mari	Încălzirea lingourilor la temperaturi relativ joase
Temperatură ridicată de deformare	Temperatură scăzută de deformare
Viteză mare de deformație	Viteză mică de deformație
Grad de deformare scăzut	Grad de deformare ridicat

Gradul de deformare și direcția de curgere a materialului metalic (tabelul 1.4) au influență importantă în cazul produselor cu secțiune mare, secțiune care poate fi mai mult sau mai puțin apropiată de cea a lingoului turnat.

Tabelul 1.4

Influența gradului de deformare și a direcției de prelevare a epruvetelor asupra proprietăților mecanice (aliaj 2014 - T4)

Gradul de deformare e %	Sens longitudinal			Sens transversal			Sens grosime		
	R _{p02} MPa	R _m MPa	A ₅ %	R _{p02} MPa	R _m MPa	A ₅ %	R _{p02} MPa	R _m MPa	A ₅ %
2	310	467	17	512	460	14	305	422	12
4	314	470	21	290	460	20	290	433	11
6	285	470	22	280	460	22	290	445	13
11	278	462	24	285	459	21	290	460	14

În sens transversal și longitudinal se observă creșterea alungirii în funcție de gradul de deformare; în sensul grosimii din contră, alungirea este mai scăzută și crește foarte puțin cu creșterea gradului de deformare. În ceea ce privește rezistența la rupere, creșterea gradului de deformare are ca efect uniformizarea mărimii acesteia în toate direcțiile de prelevare.

Tratamentul termic de omogenizare a lingourilor înainte de deformare conferă, după punerea în soluție, călire și îmbătrânire, produse cu o structură recristalizată care se caracterizează prin limită de curgere și rezistență la rupere mai scăzute, dar cu alungire mai ridicată decât în cazul unei structuri nerecristalizate. În tabela 1.5 se prezintă influența temperaturii de laminare și a omogenizării asupra caracteristicilor mecanice ale aliajului 2014.

Tabelul 1.5

Influența temperaturii de laminare asupra proprietăților mecanice ale aliajului 2014

Temperatura de laminare °C	Starea T4			Starea T6			Obs.
	R _p MPa	R _m MPa	A ₅ %	R _p MPa	R _m MPa	A ₅ %	
320	230	430	24	340	450	18	Omogenizat 505 °C / 24h
380	250	440	33	340	460	16	
440	280	500	18	420	530	12	
425	290	540	16	430	540	11	
320	240	440	21	350	460	15	Neomogen.
380	330	510	16	390	510	14	
440	340	540	15	430	540	13	
475	340	550	15	440	540	13	

Rezultatele cercetărilor privind comportarea aliajelor de aluminiu la temperaturi ridicate (200 - 300°C) sunt prezentate în figurile 1.4, 1.5 și 1.6.

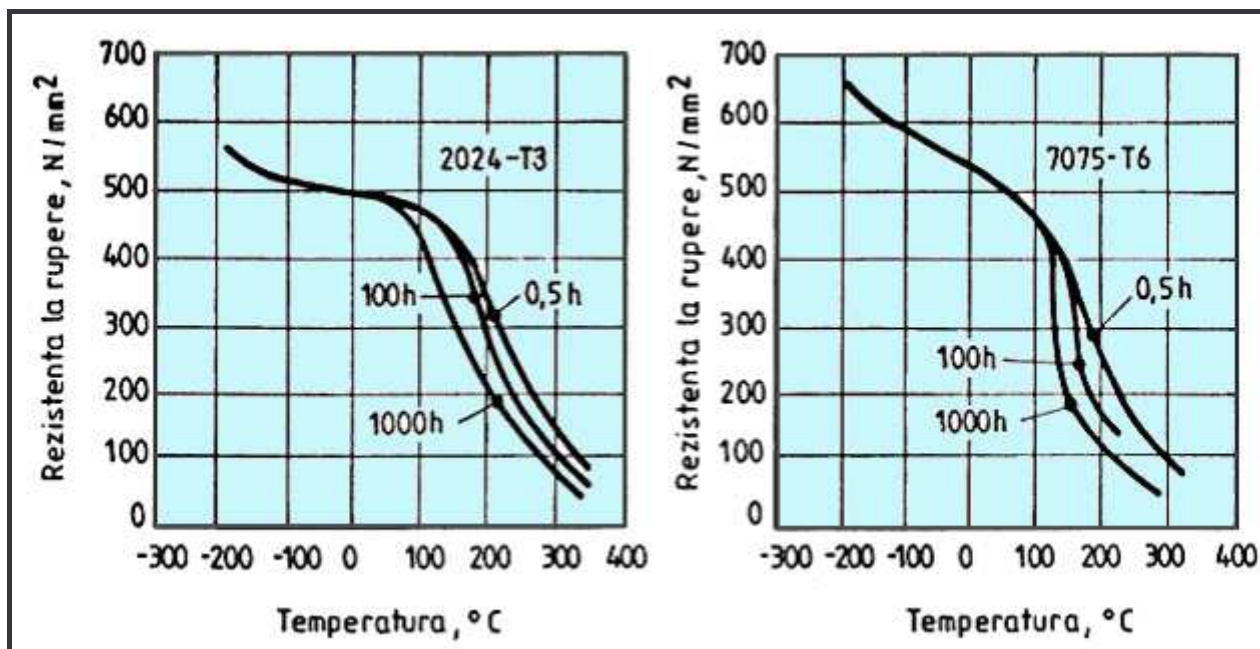


Fig. 1.4 - Influența temperaturii și a timpului de încercare asupra rezistenței la rupere a aliajelor 2024 - T3 și 7075 - T6.

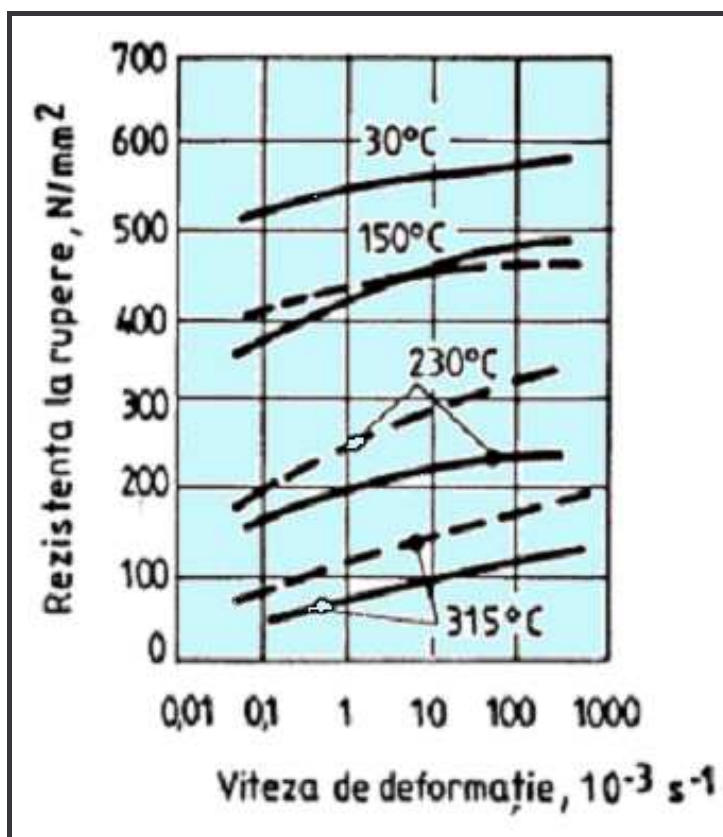
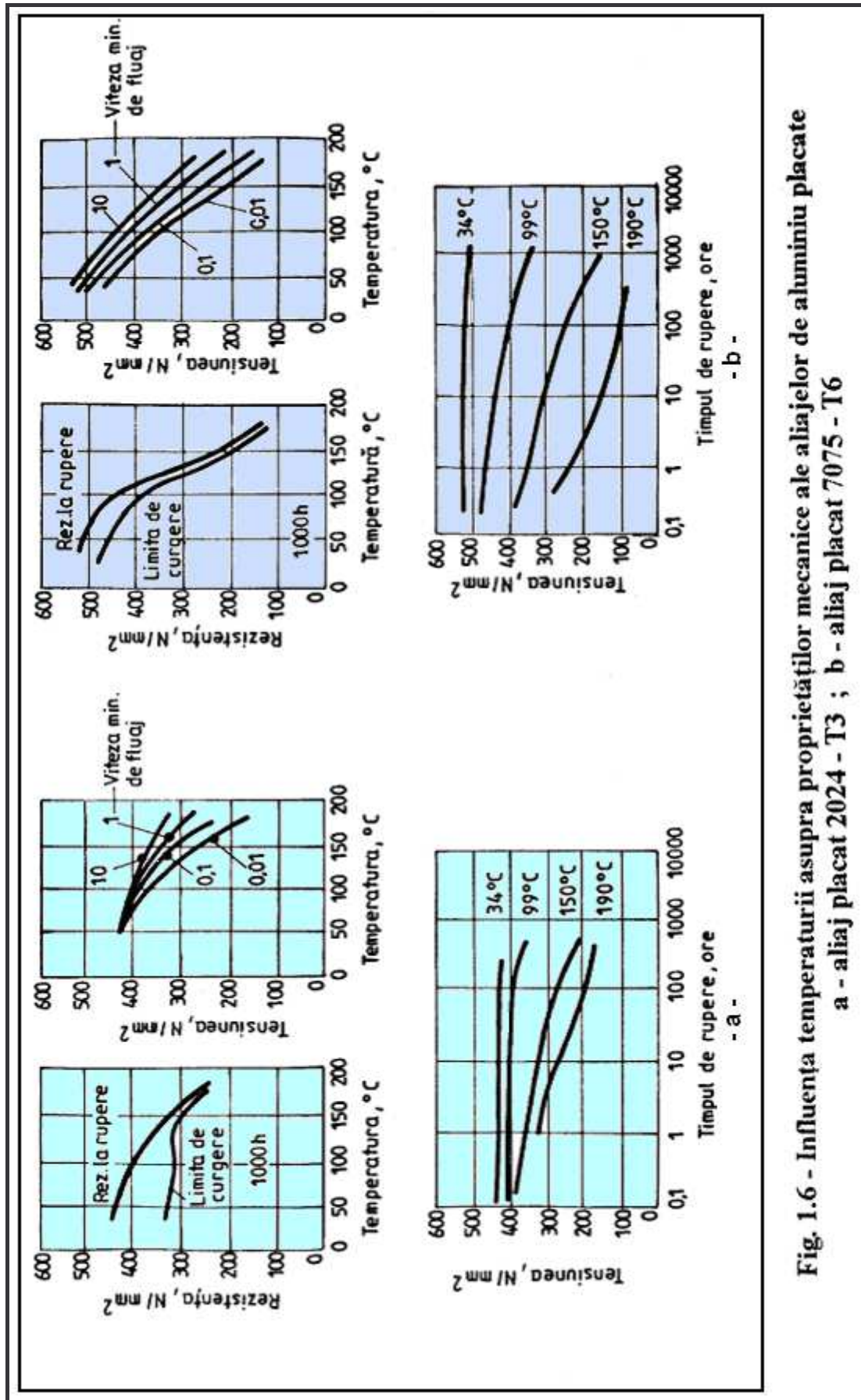


Fig. 1.5 Influența vitezei de deformare și a temperaturii asupra rezistenței la rupere a aliajului 7075 - T6



1.3 Caracteristici structurale

Cercetările privind modificările caracteristicilor structurale ale aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență în procesele de deformare plastică și tratament termic au în vedere următoarele caracteristici ale structurii:

- 1) microstructura - forma și dimensiunile grăunților precum și orientarea acestora în raport cu direcția de deformare;
- 2) substructura - construcția internă a grăunților deformați care îi deosebește de grăunții de recristalizare;
- 3) textura - modul de orientare cristalografică a grăunților.

Deformarea plastică se realizează la rece sau la cald. Pentru metalele pure limita dintre deformarea la cald și deformarea la rece se află în intervalul de temperaturi de $0,5 - 0,6 T_{top}$, stabilit de Bocivar /11/. Pentru aliaje, în majoritatea cazurilor, această limită se deplasează în zona unor temperaturi mai ridicate. Pentru deformarea la cald aliajele de aluminiu se încălzesc în intervalul de temperaturi de $350 - 500^{\circ}\text{C}$. Scopul încălzirii constă în micșorarea rezistenței la deformare (limitei de curgere R_c) și în creșterea plasticității.

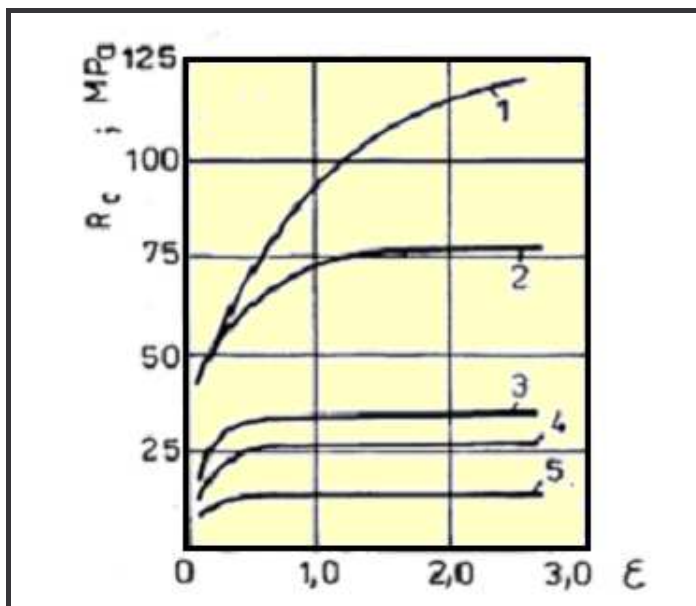
Deformarea la rece a aliajelor de aluminiu se face la temperatura ambiantă, fără a utiliza agregate termice. Între deformarea la rece și cea la cald există nu numai diferențe cantitative ci și una calitativă care își găsește reprezentarea în structură.

În procesul de deformare la rece se produc în aliaj tensiuni de rezistență a căror valori depind de gradele de deformare aplicate (fig. 1.7). Rezistența la deformare, exprimată prin limita de curgere R_c se determină cu relația: /12/

$$R_c = C \cdot \epsilon^m \quad (1.1)$$

în care: C și m sunt coeficienți (cu creșterea vitezei de deformare durificarea se micșorează, deci $m < 1$); ϵ - gradul de deformare.

Fig. 1.7 Dependența dintre limita de curgere a aluminiului și intensitatea deformației; viteza de deformare $u = 100 \text{ s}^{-1}$: 1 - 22°C ; 2 - 200°C ; 3 - 400°C ; 4 - 450°C ; 5 - 500°C .



În procesul de deformare la cald ecruisarea se limitează la stadiul inițial. Pe măsura creșterii tensiunilor în metal se dezvoltă și se amplifică procesele de dezecruisare, de eliminare a ecruisajului, procese similare celor care are loc în cazul tratamentului termic de recoacere. Spre deosebire de acestea din urmă, statice, procesele care au loc la deformarea la cald sunt procese dinamice (restaurare dinamică, recristalizare dinamică).

La atingerea unui anumit grad de deformare, de circa. 50 %, ecruisarea va dispărea. Din acest moment limita de curgere R_c va depinde numai de temperatura de deformare T_d și de viteza de deformație u , conform relației:

$$u = A \exp\left(\frac{\beta R_c}{kT_d}\right) \exp\left(-\frac{\Delta H}{kT_d}\right) \quad (1.2)$$

în care: A și β sunt constante, dependente de structură;
 ΔH - energia de activare.

În mod frecvent se observă o dependență directă între R_c și $\lg Z$ ($\lg Z = \lg u + \Delta H / k T_d$). Parametrul Zener - Hollomon Z , dat de relația: /11/

$$Z = u \exp \frac{\Delta H}{kT_d} \quad (1.3)$$

stabilește acțiunea simultană a temperaturii și a vitezei de deformație asupra valorii limitei de curgere. Modificarea temperaturii influențează considerabil variațiile de viteză.

Limita de curgere R_c depinde de temperatura de deformare T_d și de viteza de deformație u din două motive. În primul rând, condițiilor date de temperatură de deformare și viteză de deformație le corespunde o anumită structură a materialului deformat. În al doilea rând, de temperatura de deformare T_d și de viteza de deformație u depinde nivelul de desfășurare al proceselor de activare termică, care înlesnesc deformarea în cazul unei structuri date.

S-a stabilit că prima cauză este principală, adică T_d și u influențează R_c în măsura în care de acești factori depinde structura după deformare. Astfel se constată că există o legătură strânsă între limita de curgere și caracteristicile structurale.

Se va arăta, în continuare, că în cazul deformării la rece structura depinde foarte mult de gradul de deformare ε și mai puțin de T_d și u , iar în cazul deformării la cald, dimpotrivă, mai puțin de ε și foarte mult de T_d și u .

1.3.1 Textura

Atât la cald cât și la rece, mecanismul elementar de deformare a aluminiului și a aliajelor sale constă în deplasarea prin alunecare pe planul $\{111\}$ în direcția $\langle 110 \rangle$. Alunecarea începe în grăunții cel mai favorabil orientați, apoi, pe măsura creșterii tensiunii se extinde asupra tuturor celorlalți grăunți. Deformarea prin alunecare este însoțită de rotația firească a rețelei cristaline în raport cu forțele exterioare. În afară de aceasta, fiecare grăunte suportă acțiunea grăunților învecinați care îi obligă să-și modifice forma în conformitate cu schema de deformare a întregului produs sau a unei părți a acestuia. Ca urmare a rotațiilor convenite la un grad de deformare de 30 - 50 %, grăunții capătă o orientare finală care prin deformarea ulterioară nu se mai modifică sau se modifică foarte puțin. /26/

Caracterul orientării finale depinde de schema de deformare aplicată și anume, de raportul deformațiilor principale ϵ_1 , ϵ_2 și ϵ_3 . În virtutea simetriei procesului de deformare, grăuntele cristalin poate fi orientat cu o probabilitate egală în una din cele câteva direcții simetrice față de direcțiile principale de deformare. Textura de deformare este descrisă, de obicei, cu ajutorul acestor orientări predominante, numite componente ale texturii. Această descriere este incompletă deoarece nu stabilește dispersia orientărilor care poate să ajungă la circa. 20 - 30°.

Se deosebesc două tipuri principale de textură: textura axială și textura de laminare. Textura axială se observă la deformarea cu simetrie axială - alungire, comprimare, tragere, presare și la laminarea barelor cu secțiunea rotundă. În acest caz grăunții sunt orientați în direcția principală de deformare prin una și aceeași direcție cristalografică. În cazul unei texturi simple, axiale, celelalte direcții cristalografice nu coincid, iar caracteristicile sunt indicate de către indicii de direcție, care coincid cu axa de deformare.

Texturii de laminare îi corespunde una sau câteva orientări preferențiale ale grăunților, fixate în raport de toate axele de deformare. Descrierea texturii de laminare se face cu ajutorul indicilor planului care coincide cu planul de laminare și cu ajutorul indicilor direcției care coincide cu direcția de laminare pentru toate orientările preferențiale.

În cazul aluminiului și pentru toate aliajele de aluminiu se observă următoarele texturi principale de deformare /9/:

1) Laminarea tablelor și benzilor - textură dublă $\{110\} \langle 112 \rangle$ și $\{112\} \langle 111 \rangle$. Fiecare din orientările indicate este alcătuită din două componente simetrice. La aluminiu predomină orientarea $\{112\} \langle 111 \rangle$, iar la aliajele de aluminiu predomină $\{110\} \langle 112 \rangle$, întrucât volumul cu orientarea $\{112\} \langle 111 \rangle$ se reduce proporțional cu creșterea concentrației soluției solide.

2) Tragerea, presarea și laminarea barelor și sârmelor cu secțiuni rotunde - textură axială dublă $\langle 111 \rangle$ și $\langle 100 \rangle$. Majoritatea grăunților sunt orientați în lungul axei barei în direcția $\langle 111 \rangle$. Proporția corespunzătoare direcției $\langle 100 \rangle$ crește odată cu mărirea concentrației de soluție solidă (până la circa. 30 - 40 % de exemplu în cazul aliajelor de tip duraluminu).

3) Presarea profilurilor cu pereți groși și a platbenzilor groase - textură obișnuită de laminare. La benzile groase și la profiluri apare componenta texturii axiale care este cu atât mai accentuată cu cât este mai mare raportul dintre grosime și lățime.

4) Presarea, laminarea și tragerea țevelor - așa numitele "texturi cilindrice" care sunt de fapt texturi obișnuite de laminare, dacă țeava este tăiată pe generatoare și este desfășurată în plan.

5) Refularea longitudinală a barelor - textură axială $\langle 110 \rangle$.

Ca urmare a neuniformității deformației, textura în volumul produsului este neomogenă. În fiecare zonă, ca și la alte tipuri de prelucrare sub presiune, textura corespunde raportului dintre deformațiile principale:

$$\begin{aligned} \epsilon_1 \gg \epsilon_2 = \epsilon_3 & \quad - \text{textură axială} \quad \langle 110 \rangle \langle 100 \rangle; \\ \epsilon_1 = \epsilon_2 > \epsilon_3 & \quad - \text{textură axială} \quad \langle 110 \rangle; \\ \epsilon_1 = \epsilon_3; \quad \epsilon_2 = 0 & \quad - \text{textură de laminare.} \end{aligned}$$

Astfel, în zona periferică a barelor presate se remarcă textura de laminare (mai precis textura cilindrică) $\{110\} \langle 112 \rangle$.

1.3.2 Microstructura

Microstructura de deformare a semifabricatelor se formează ca urmare a două procese: transformarea succesivă a microstructurii inițiale și crearea unor noi elemente specifice structurii de deformare. Primul proces constă în modificarea formei grăunților în conformitate cu schema de deformație dintr-o anumită zonă a secțiunii, iar al doilea în formarea noilor limite ale grăunților. O dovadă a faptului că prin deformare apar noi limite o constituie experiențele de presare și de laminare a monocristalelor în urma cărora acestea s-au transformat în policristale.

Influența structurii inițiale moștenite este cu atât mai slabă cu cât este mai dezvoltat procesul de formare a noilor limite. Noile limite se formează în cazul în care este îngreunată modificarea formei inițiale a grăunților în forma finală și atunci când produsul are o anumită textură care se deosebește foarte mult față de textura semifabricatului.

Formarea intensă a noilor limite se remarcă, de exemplu, la deformarea grăunților turnați care au o formă complexă sau la refularea longitudinală a semifabricatelor presate. În ultimul caz acționează ambii factori întrucât textura de presare se deosebește foarte mult de textura de refulare.

Dacă direcțiile de alungire a grăunților la prima și a doua deformare coincid (presare dublă, laminare fără lățire) atunci limitele noi aproape că nu apar, iar noile dimensiuni ale grăunților sunt ușor de calculat, știind vechile dimensiuni, schema de deformare și gradul de deformare.

De asemenea este puțin probabilă formarea noilor limite, atunci când grăunții din semifabricat sunt echiaxiali, iar o textură distinctă lipsește (semifabricat recristalizat). Dacă până la deformare profilul transversal al grăunților a avut o secțiune rotundă cu raza r , atunci după deformare aceștia capătă formă de elipsoid cu dimensiunile axelor /19/

$$a = r(1 + \varepsilon_1); \quad b = r(1 + \varepsilon_2); \quad c = r(1 + \varepsilon_3)$$

Forma grăunților în produs corespunde schemelor locale de deformare. Astfel, în cazul barelor rotunde, în centrul acestora fibrele au o secțiune rotundă, iar în apropierea suprafeței exterioare au o secțiune alungită pe circumferință. Textura și forma grăunților sunt strâns legate întrucât ambele sunt determinate de tipul schemei de deformare.

1.3.3 Substructura

Deformarea plastică se realizează prin propagarea progresivă a deplasării pe planul de alunecare, care poate fi considerată ca o deplasare a defectelor lineare (dislocații) ale rețelei cristaline. Pe lângă deplasarea dislocațiilor se produce o generare continuă de noi dislocații; simultan toată partea de dislocații vechi care se mărește se blochează.

Aceasta conduce la creșterea densității dislocațiilor care, la rândul său, măbind tensiunea interioară din rețea va conduce la creșterea limitei de curgere. Dependența R_c de ε , T_d și u , menționată mai sus, este condiționată de influența parametrilor de deformare asupra densității dislocațiilor.

Între densitatea dislocațiilor și gradul de deformare există relația: /24/ /25/

$$\rho = c \cdot \varepsilon^n \quad (1.4)$$

în care: ρ este densitatea dislocațiilor, cm^{-2} ;

ε - gradul de deformare;
 c și n - constante, $n \approx 1$.

Limita de curgere este legată de densitatea dislocațiilor prin relația: /26/

$$R_c = R'_0 + k \rho^m \quad (1.5)$$

Din formulele (1.4) și (1.5) rezultă ecuația ecruisării (1.1).

În cazul deformării la cald activarea termică facilitează învingerea obstacolelor de către dislocații. Pe măsura deformării la cald viteza de relaxare a tensiunilor se mărește și începe un echilibru dinamic între generarea și anihilarea dislocațiilor. Întrucât densitatea dislocațiilor nu se modifică în continuare, valoarea R_c devine, de asemenea, constantă. În acest stadiu stabilizat de deformare la cald valoarea R_c depinde numai de T_d și de u .

Pentru aluminiu și câteva din aliajele de aluminiu a fost determinată dependența dintre limita de curgere și dimensiunea d a subgrăunțului în stadiul stabilizat /9/:

$$R_c = R''_0 + k d^{-m} \quad (1.6)$$

în care: $m \approx 1,5$.

Prin urmare, la fel ca și R_c dimensiunea subgrăunțului depinde numai de T_d și de u și se modifică invers proporțional cu $\lg Z$: /17/

$$d^{-1} = a + c \cdot \left(\lg u + \frac{\Delta H}{kT} \right) \quad (1.7)$$

Dacă toate dislocațiile sunt blocate în sublimate, atunci densitatea lor se determină conform formulei: /18/

$$\rho = \frac{\varphi}{d \cdot b} \quad (1.8)$$

în care: φ este unghiul de reorientare a subgrăunțurilor

b - vectorul Burgers;
 $b = 2,86 \cdot 10^{-8} \text{ cm}$.

Există deci o oarecare densitate a dislocațiilor și în interiorul subgrăunților dată de relația:

$$\rho_{\text{in}} = k (d^{-1})^n \quad (1.9)$$

în care: $n = 2 \div 3$ /12/.

Densitatea totală a dislocațiilor în aliajele de aluminiu deformate la cald este de $10^9 - 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

De dimensiunea subgrăunțului este legată și valoarea totală a energiei de deformare E care influențează cinetica de recristalizare /10/:

$$E = \frac{2\sigma}{d} \quad (1.10)$$

în care σ este energia liberă care revine pe unitatea de suprafață a sublimitei și, de asemenea, dimensiunea subgrăunțului determină limita de curgere $R_{p0,2}$ a materialului metalic la temperatura camerei

$$R_{p0,2} = R_0 + k d^{-1/2} \quad (1.11)$$

În prezența particulelor dispersate și la o concentrație mare a soluției solide structura de dislocații se modifică. Cu toate că în acest caz se păstrează o structură poligonală clară, densitatea dislocațiilor în interiorul subgrăunților de mărește. Prezența fazelor de dispersie reduce de 2 - 3 ori unghiul de reorientare a subgrăunților.

Aceste particularități ale substructurii sunt caracteristice aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență industriale cu o concentrație ridicată a soluției solide.

1.4 Deformabilitatea aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență

Avându-se în vedere faptul că diferitele procedee de deformare plastică prezintă scheme mecanice de deformare specifice și că diferiți factori au influență diferită asupra plasticității și rezistenței la deformare a materialelor metalice supuse deformării, până în momentul de față nu s-a reușit să se găsească o metodă universal valabilă de determinare a valorilor absolute cu aplicabilitate directă pentru calculul plasticității și rezistenței la deformare.

Din această cauză, astăzi încă se mai recurge la diferite metode indirecte de simulare pentru studiul deformabilității. Valorile astfel obținute pot fi folosite numai pentru compararea comportării relative la deformare a materialelor metalice analizate. /14/ /15/.

Până în prezent, pentru studiul deformabilității au fost deja experimentate o serie de metode, printre care tracțiunea, compresiunea, încovoierea, laminarea etc. unor epruvete de diverse forme și dimensiuni. Actualmente încercarea prin torsiune la cald, care este un mijloc eficace de studiu a aptitudinii la deformare plastică a metalelor și aliajelor, pare a fi considerată, în urma experienței, ca unul dintre cele mai bune teste de deformabilitate.

Avantajul principal al încercării prin torsiune rezidă din posibilitatea de a obține deformări importante realizate la viteze constante într-un punct dat al epruvetei, fără perturbații ale curgerii materialului metalic deformat. De altfel, viteza de deformare (u), gradul de deformare (ϵ) cât și temperatura (T) de deformare pot fi impuse. Astfel încercarea prin torsiune permite simularea unui ciclu termomecanic complet corespunzător unei laminări continue și să se analizeze atât aspectul mecanic cât și aspectul metalurgic al uneia sau a mai multor deformări.

Încercarea prin torsiune la cald permite să se studieze direct plasticitatea aliajului analizat și rezistența la deformare.

Plasticitatea fiind capacitatea materialelor metalice de a se deforma plastic sub acțiunea unor forțe exterioare, este influențată de o serie de factori caracteristici de material (compoziția chimică, structură) și de alți factori caracteristici condițiilor de deformare (temperatura, gradul și viteza de deformare, schema mecanică aplicată).

Compoziția chimică a materialului (aliaje de aluminiu de înaltă rezistență) influențează plasticitatea și rezistența la deformare a acestuia atât prin natura și repartiția elementelor de aliere cât și prin transformările de fază pe care le produc. Cu creșterea gradului de aliere scade plasticitatea și crește rezistența la deformare a acestor aliaje.

Structura aliajelor din sistemul Al-Cu-Mg (fig. 1.8) constă din grăunți de soluție solidă α cu bază de aluminiu și o serie de faze intermetalice binare, ternare sau complexe, solubile în soluția solidă, (Al_2Cu , Al_2CuMg , Al_3Mg_2) sau insolubile în soluție (AlFe_3SiMn , AlFeCuSi , Al_3Mn). /42/ /46/ /47/

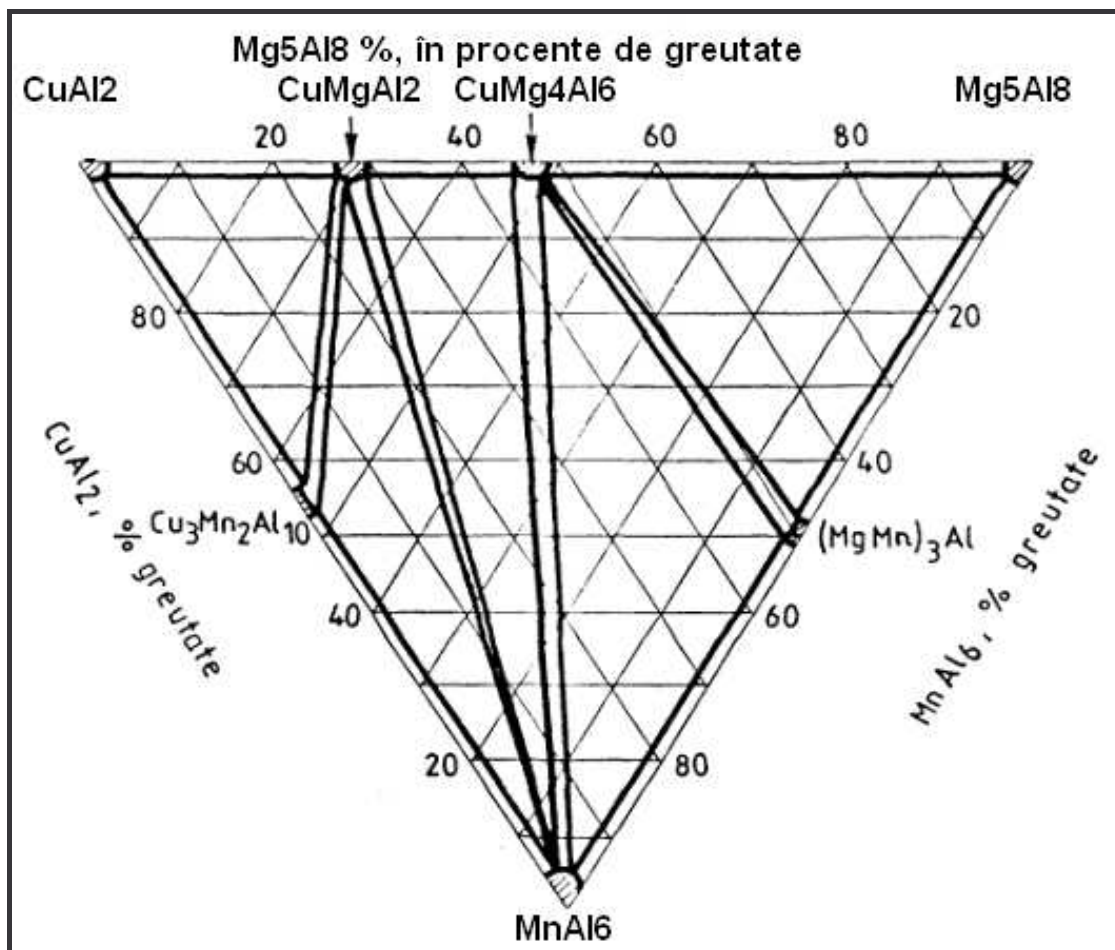


Fig. 1.8 Diagrama de echilibru Al-Cu-Mg

O influență considerabilă asupra plasticității și rezistenței la deformare o are modificarea raportului între conținutul de cupru și cel de magneziu la o valoare constantă a sumei lor ($\text{Cu} + \text{Mg} = 8\%$), creșterea conținutului de magneziu micșorând plasticitatea acestora (fig. 1.9).

Cea mai mare plasticitate, dar cea mai mică rezistență la cald o au aliajele Al-Cu-Mg slab aliate, în special cele cu raportul $\text{Cu/Mg} = 19$ în care faza durificatoare este Al_2Cu ; aliajele cu un raport mic Cu/Mg (de exemplu $\text{Cu/Mg} = 1,3 - 2,7$ pentru aliajele 2024 și 2014) au cea mai mare rezistență, dar plasticitate mult mai redusă; aliajele celelalte, cu un raport $\text{Cu/Mg} = 6-8$ ocupă o poziție intermediară. /55/ /67/.

Este foarte important conținutul în impurități de fier (max. 0,2%Fe) și siliciu (max. 0,1%Si) care micșorează plasticitatea, adaosurile de mangan (circa 1%Mn) neutralizează influența dăunătoare a fierului și mărește rezistența la coroziune și durificarea.

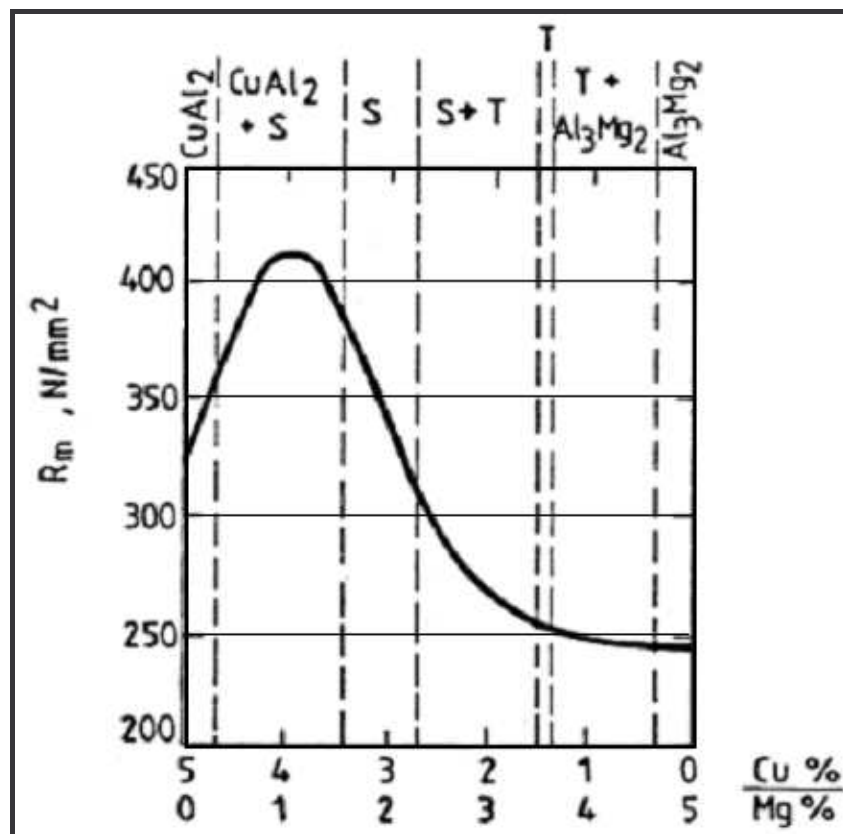


Fig. 1.9 Variația rezistenței la rupere a aliajelor Al-Cu-Mg în funcție de raportul Cu/Mg

În cazul aliajelor din sistemul Al-Zn-Mg-Cu durificarea se realizează prin precipitarea formelor de tranziție ale fazei $MgZn_2$. În figura 1.10 s-a reprodus o parte din diagrama acestui sistem de aliaje, prezentându-se câmpul de faze la 460°C, și suprafața în care se încadrează compoziția aliajului 7075. Fazele indicate cu simbolurile T și M sunt amestecuri de faze izomorfe (v. fig. 1.11) /6/.

Cercetările efectuate au arătat că atât plasticitatea cât și rezistența la coroziune fisurantă sub sarcină sunt corespunzătoare la procente de Zn și Mg care satisfac relațiile:

$$Zn + Mg = \text{max. } 6\% ; \quad Zn/Mg = 2 - 4\% \quad (1.12)$$

Impuritățile de fier și siliciu formează compuși solubili în soluția solidă α sub formă de particule dure și fragile care reduc plasticitatea precum și proprietățile finale ale aliajelor, adaosuri mici de titan, bor și zirconiu în aliajele Al-Zn-Mg-Cu conduc la creșterea plasticității.

În diagrama din figura 1.12 se prezintă cantitativ influența condițiilor inițiale de omogenizare asupra comportamentului la recristalizare și asupra caracteristicilor de deformabilitate în cazul aliajului 7075 ($\text{AlZn}_5\text{Mg}_2\text{CuCr}$) [7].

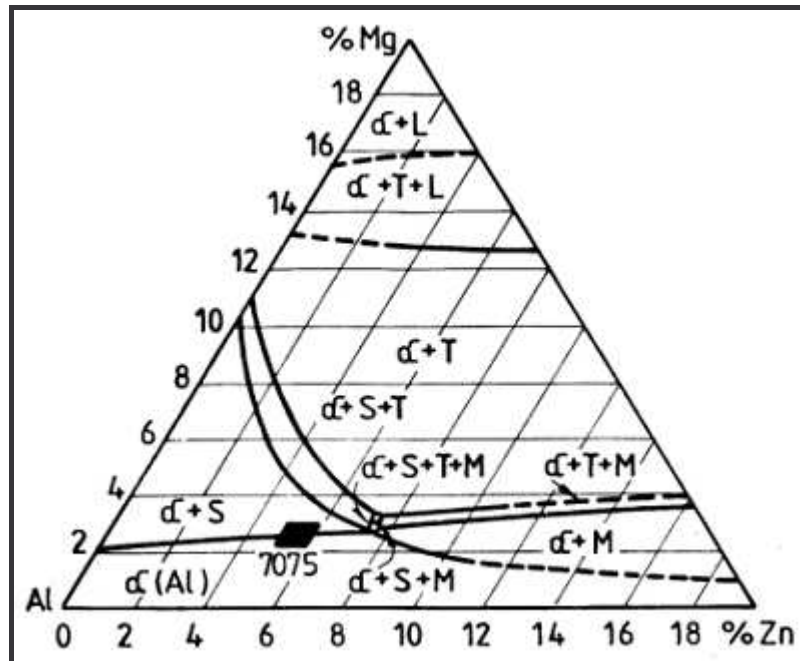


Fig. 1.10 Secțiune izotermă la temperatura de 460°C a unghiului dinspre aluminiu al diagramei sistemului Al-Zn-Mg-Cu pentru un conținut constant de cupru de 1,5%.

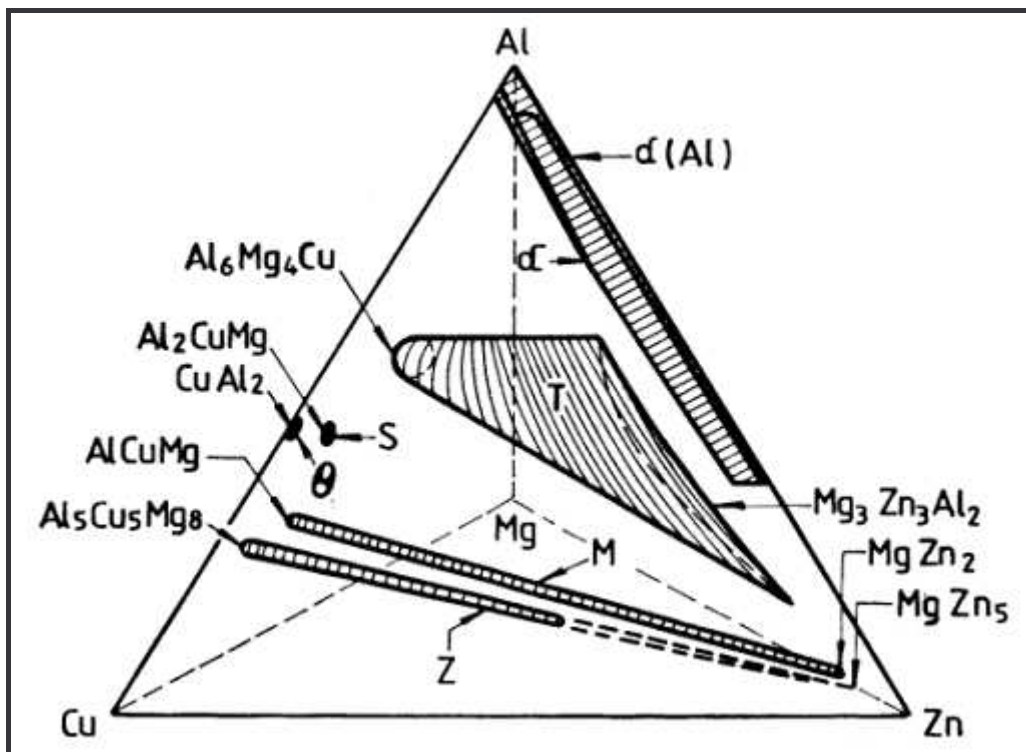


Fig. 1.11 Diagrama de existență a fazelor izomorfe în sistemul Al-Zn-Mg-Cu la temperatura de 460°C.

Din diagramă rezultă că posibilitățile de deformare sunt mai limitate când materialul este parțial omogenizat, datorită dizolvării incomplete a segregațiilor intercrystaline; din alt punct de vedere, recrystalizarea care apare într-un material complet omogenizat, caracterizat de prezența unui precipitat fin dispersat conținând crom, are un caracter parțial echiaxial, consecință a rolului antirecrystalizant exercitat de particulele bogate în crom.

Aceste rezultate constituie baza selectării unor grupări de condiții de tratamente termice și de deformări plastice, în scopul constituirii unui proces de recrystalizare cu grăunți poliedrici într-o etapă intermediară a ciclului de prelucrare.

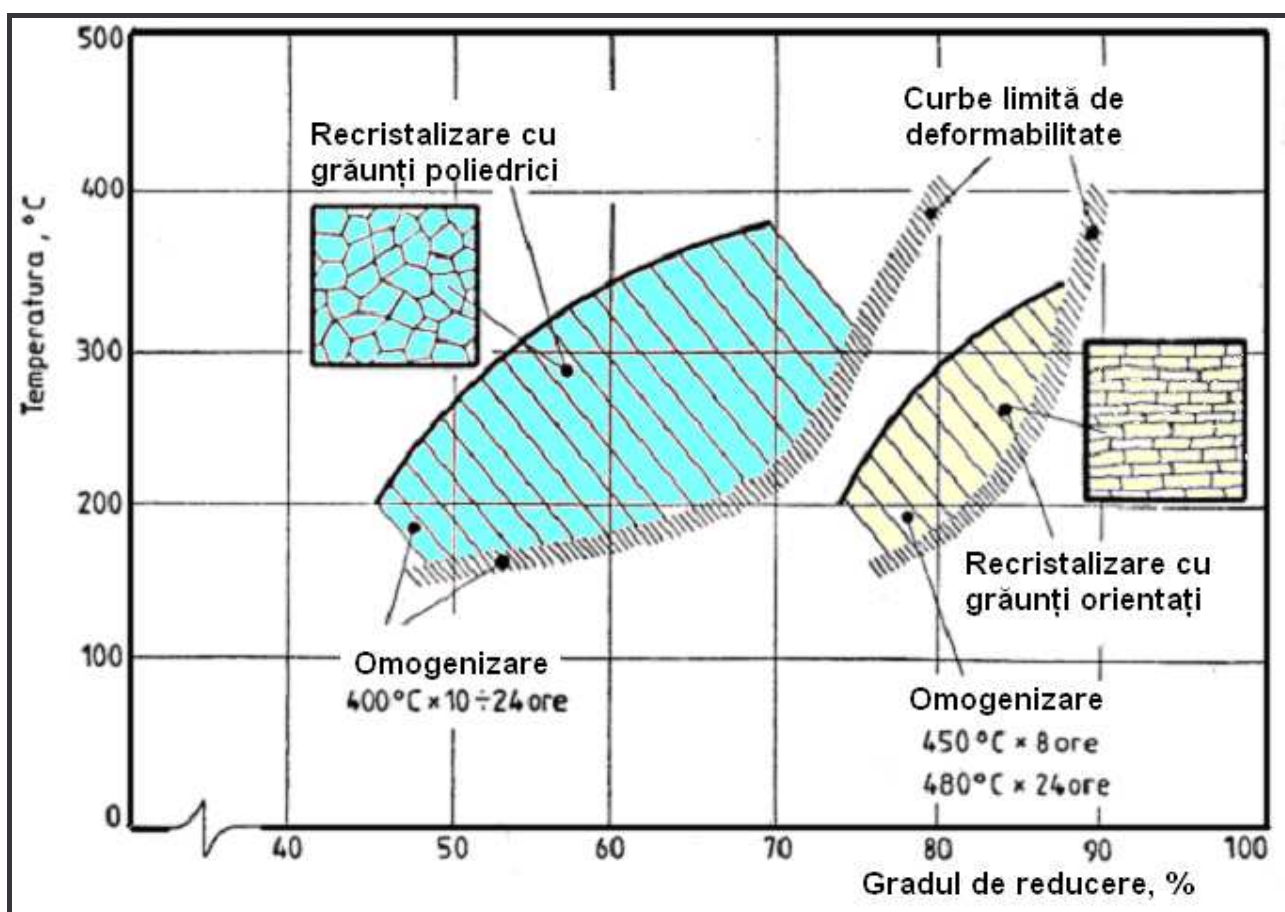


Fig. 1.12 Influența condițiilor inițiale de omogenizare asupra procesului de recrystalizare și asupra deformabilității aliajului AlZn5Mg2CuCr. Tratamentul termic de recrystalizare s-a efectuat la 475°C timp de 2 ore.

Plasticitatea este caracterizată, la încercarea prin torsiune, de numărul de rotații realizate de epruvetă până la rupere.

Diagramele din figura 1.13, care prezintă rezultatele /71/ /55/ încercării prin torsiune la cald a aliajului AlCu₄Mg_{1,5}Mn arată că plasticitatea la cald variază astfel:

- crește cu creșterea temperaturii în domeniul 300 - 450/475°C;
- scade, la o temperatură dată, când viteza de deformare crește.

Acest efect nefavorabil unei viteze mari de deformare, se accentuează prin creșterea temperaturii.

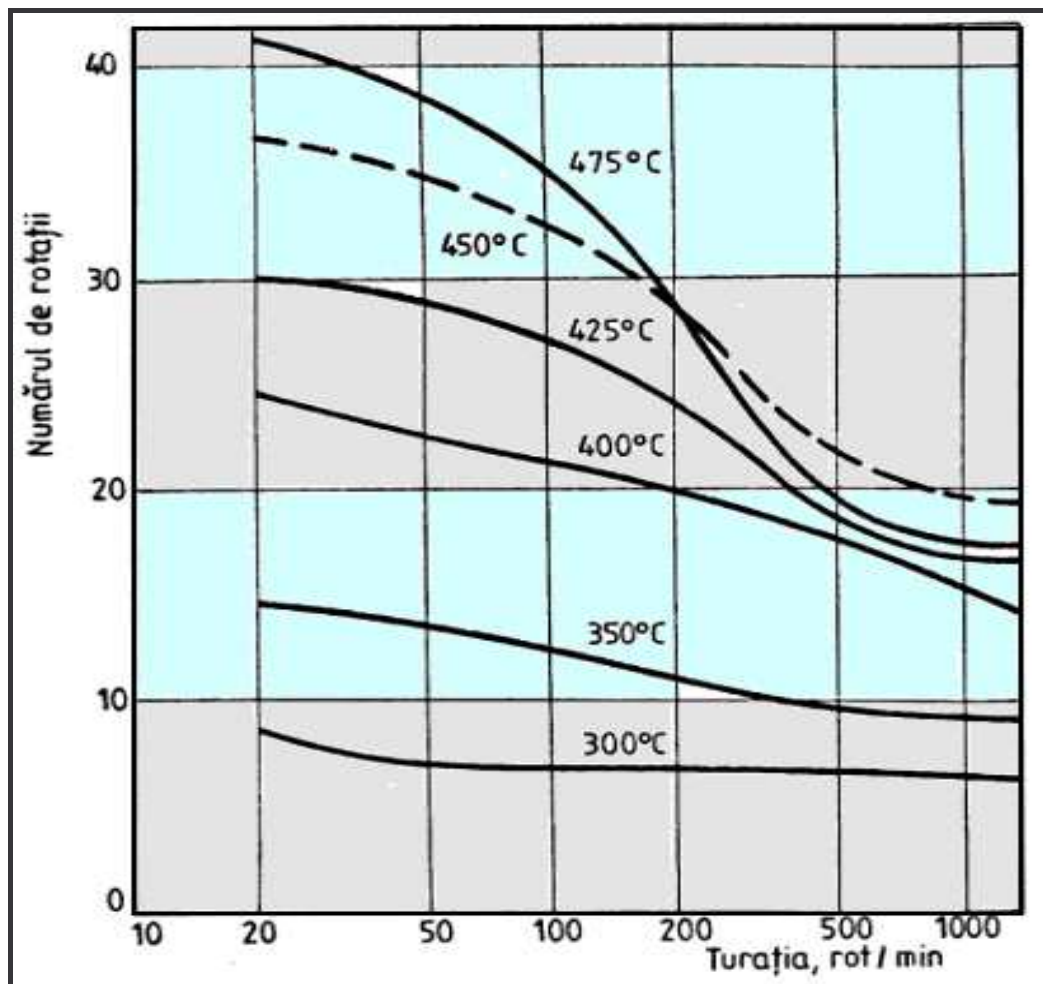


Fig. 1.13 Influența temperaturii și a vitezei de deformare asupra plasticității aliajului AlCu4Mg1,5Mn la încercarea prin torsiune la cald.

În urma analizei acestor rezultate se poate deduce că, în practică, pentru a se profita de o plasticitate maximă a aliajului va trebui, pe de o parte să se deformeze la 450°C dacă viteza de deformare este ridicată și la 475°C dacă viteza este scăzută, iar pe de altă parte să se evite vitezele mari de deformare în cazurile în care se lucrează cu grade mari de reducere.

Rezistența la deformare reprezintă rezistența pe care o opun materialele metalice deformării plastice în condițiile concrete ale procesului de prelucrare plastică prin presiune (condiții de frecare, temperatură, grad și viteză de deformare, schema mecanică a deformării).

În cazul încercării prin torsiune această proprietate poate fi caracterizată prin momentul maxim de torsiune sau, făcându-se apel la teoria plasticității /9/ prin tensiunea σ corespunzătoare valorilor date ale deformației ε , vitezei de deformație u și temperaturii T :

$$\sigma = f(\varepsilon, u, T) \quad (1.13)$$

Astfel, deformațiile la cald sunt caracterizate prin relațiile între σ , u și T în care nu intervine ε . Figura 1.14 prezintă evoluția tensiunii corespunzătoare momentului maxim de torsiune în funcție de viteza de deformație, în cazul aliajelor $\text{AlCu}_2\text{Mg}_{1,5}\text{Ni}$ și $\text{AlZn}_{6,5}\text{Cu}_2\text{Mg}_1$. Se constată că: /74/ /78/

- rezistența la deformare crește cu viteza de deformație, panta dreptei reprezentative fiind funcție de natura aliajului și de temperatură;
- rezistența la deformare scade cu creșterea temperaturii.

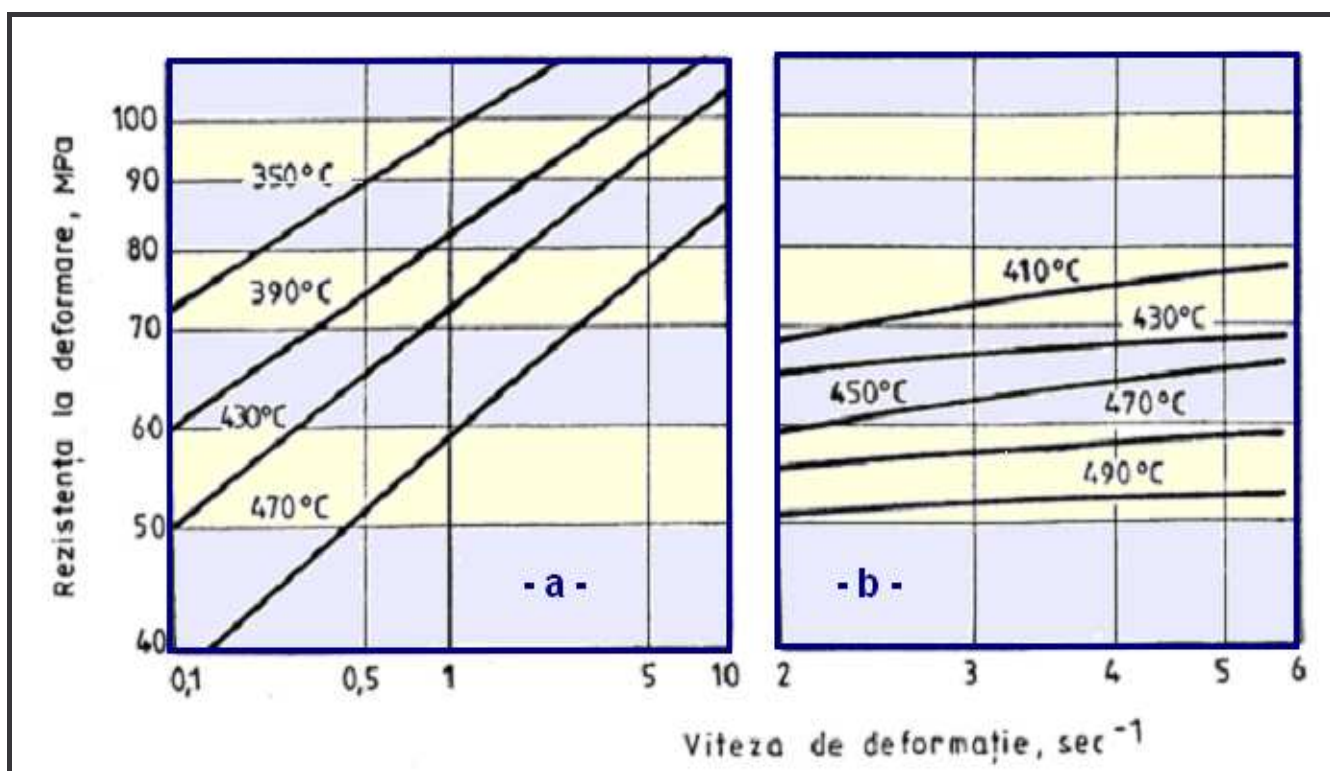


Fig. 1.14 Influența temperaturii și a vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare la încercarea prin torsiune la cald:

a - aliaj $\text{AlCu}_2\text{Mg}_{1,5}\text{Ni}$; b - aliaj $\text{AlZn}_{6,5}\text{Cu}_2\text{Mg}_1$

În figura 1.15 se prezintă comportarea comparativă la deformarea plastică a principalelor aliaje de aluminiu deformabile în funcție de temperatură/10/,

plasticitatea fiind caracterizată, în această figură, prin gradul de deformare admisibil realizat. Se remarcă poziția foarte favorabilă a aliajului AlMg₁ și a aliajelor sistemului Al - Si - Mg.

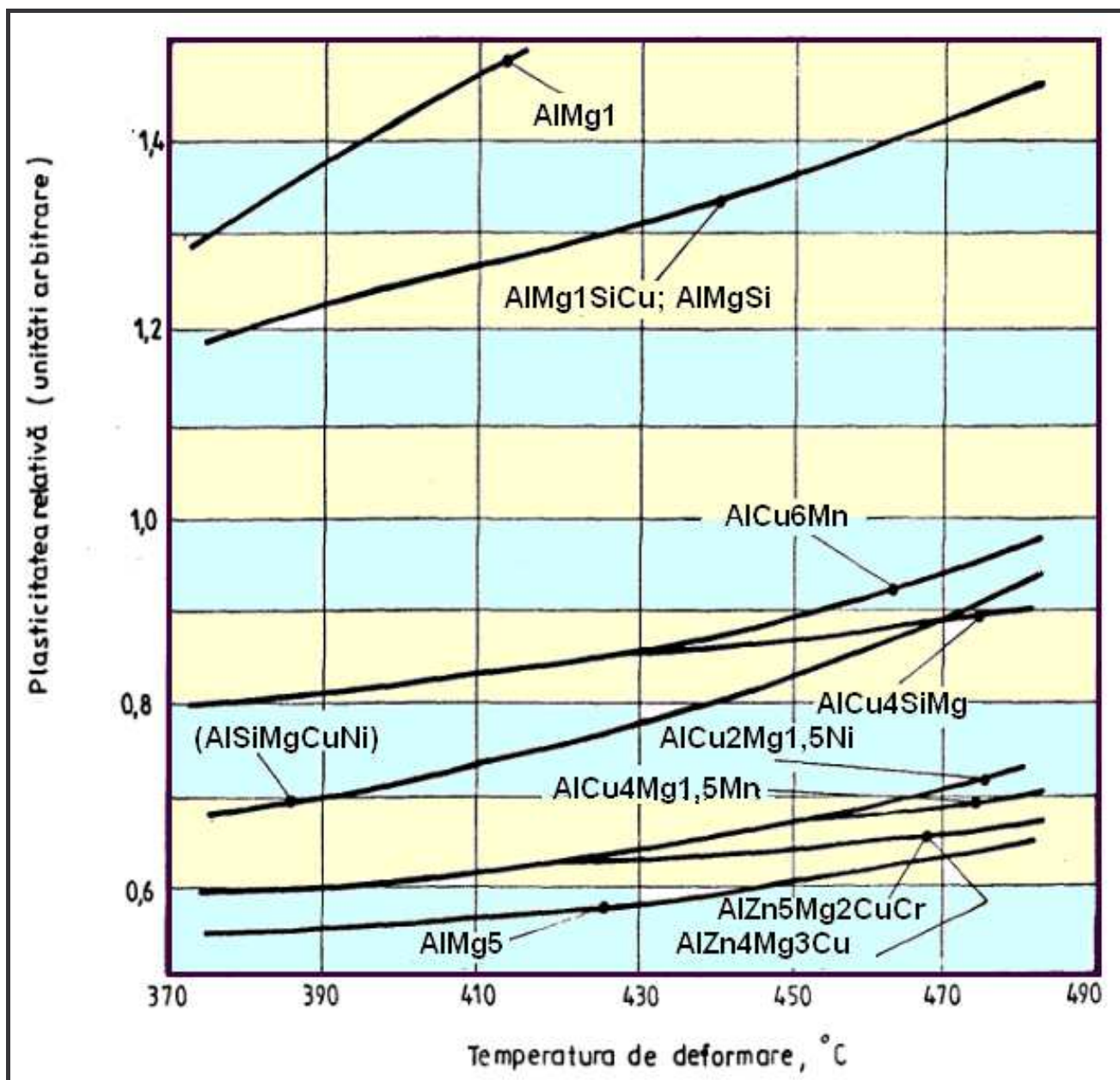


Fig. 1.15 Reprezentarea comparativă a plasticității unor aliaje de aluminiu deformabile.

Din contră, aliajele sistemului Al-Mg, cu peste 4% Mg, precum și aliajele sistemului Al-Zn-Mg-Cu necesită presiuni de deformare foarte ridicate.

Aliajele sistemului Al-Cu-Mg ocupă o poziție intermediară, însă totodată relativ apropiată de cea a sistemului Al-Zn-Mg-Cu. Se observă de asemenea că deformabilitatea astfel definită este influențată de temperatură însă într-un mod mai puțin important, în funcție de aliajul considerat.

Pe de altă parte se prezintă comparativ rezistența la deformare a aliajelor de aluminiu cu cele ale altor materiale metalice.

În figura 1.16 se prezintă rezistența la deformare a aliajelor $\text{AlZn}_5\text{Mg}_2\text{CuCr}$ și AlMg_1SiCu comparativ cu diferite tipuri de oțeluri, aliaje pe bază de titan și de molibden. /71/

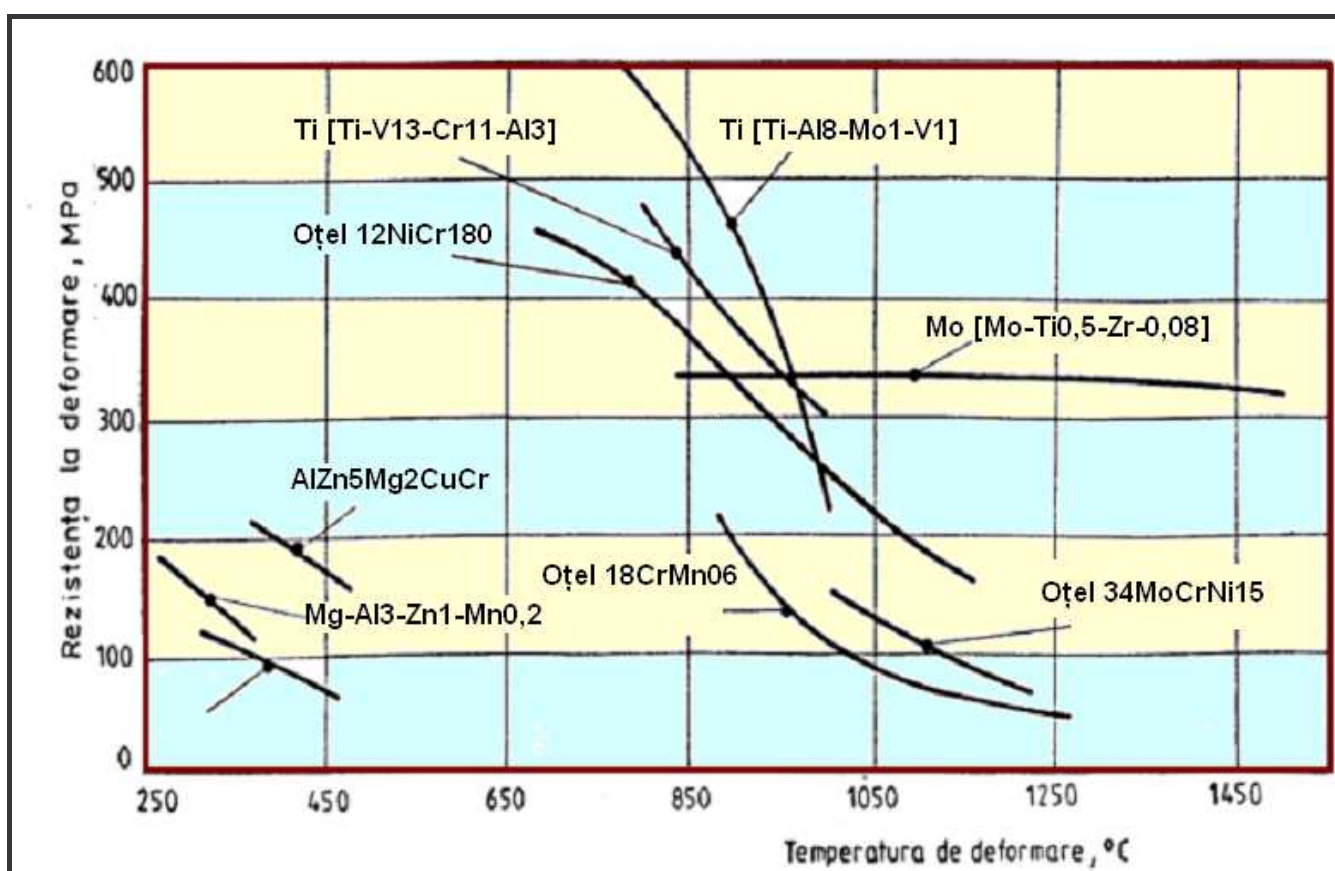


Fig. 1.16 Reprezentarea rezistenței de deformare a unor aliaje de aluminiu și a altor materiale metalice

Rezistența la deformare indicată în ordonată este exprimată prin presiunea de deformare necesară pentru a realiza o reducere de 10% prin compresiune uniaxială. Se constată comportamentul relativ apropiat la temperaturi apropiate, a aliajelor de aluminiu și a oțelurilor analizate. În același timp, pentru toate materialele metalice cu excepția aliajului pe bază de molibden, se regăsește scăderea rezistenței la deformare cu creșterea temperaturii.

1.5 Concluzii

Din analiza rezultatelor cercetărilor documentare prezentate în literatura de specialitate privind aliajele de aluminiu pentru aviație se desprind următoarele concluzii de bază utile în continuare pentru dezvoltarea cercetărilor proprii.

Comparând deformabilitatea aliajelor reprezentative pentru sistemul Al-Cu-Mg cu cea a aliajului $\text{AlZn}_5\text{Mg}_2\text{CuCr}$ reprezentativ pentru sistemul Al-Zn-Mg-Cu se constată că, la cald, aliajul $\text{AlCu}_4\text{Mg}_{1,5}\text{Mn}$ are plasticitatea de circa 1,4 ori mai mică decât plasticitatea aliajului AlCu_4SiMg și de circa. 1,1 ori mai mare decât a aliajului $\text{AlZn}_5\text{Mg}_2\text{CuCr}$, iar rezistența la deformare este de 1,1-1,3 ori mai mare decât cea a aliajului AlCu_4SiMg și este comparabilă cu a aliajului $\text{AlZn}_5\text{Mg}_2\text{CuCr}$.

Intervalul de temperaturi de deformare a aliajelor de aluminiu este relativ larg 350 - 450°C, în acest interval indicii de plasticitate fiind suficient de mari.

La deformarea la cald creșterea vitezei de deformație nu conduce la micșorarea importantă a proprietăților de plasticitate (fiind suficient de mari) însă produce mărirea rezistenței la deformare de 1,5 - 3 ori.

Avantajele oferite de proprietățile structurale ale aliajelor de aluminiu pot fi valorificate prin două metode. Prima metodă constă în utilizarea acoperirilor cu vopsele aderente, în locul acoperirilor mecanice, ceea ce conduce la scăderea concentrațiilor efective de tensiuni, la creșterea rezistenței la oboseală, la micșorarea pachetului de table destinat laminării și la simplificarea procedurii în sine de laminare, deci în final la creșterea rezistenței la propagarea fisurilor sub sarcină și obținerea unor produse fără crăpături.

După cea de a doua metodă, proprietățile pot fi obținute prin mijloace metalurgice. Tehnologiile metalurgice puse la punct pentru finisarea grăunților aliajelor de aluminiu de medie sau înaltă rezistență sunt de două feluri. O categorie de procese tehnologice este capabilă să acționeze asupra grăuntelui cristalin al anumitor aliaje de aluminiu în timpul primelor faze de prelucrare la temperaturi ridicate prin eliminarea parțială a neomogenităților structurale, prin controlul în timp al compoziției chimice /2/, /3/ a ciclurilor de turnare /1/ și de omogenizare /6/ a aliajelor.

După aceste procese care produc distribuții speciale ale proprietăților în soluția solidă, deformarea la cald care urmează conduce spre o structură parțial poligonizată (blocuri în mozaic), deformarea la temperaturi înalte fiind necesară asigurării procesului continuu de recrystalizare.

Cealaltă categorie de procese se aplică standard aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență destinate industriei aeronautice. Această categorie de tehnologii implică o serie de tratamente termice și etape de deformare plastică menite să realizeze modificări ale dimensiunilor grăunților prin recrystalizare discontinuă, acestea constituind tratamentele termomecanice (TTM).

Se aplică două tipuri de tratamente termomecanice: intermediare (TTMI) și finale (TTMF). Dintre acestea, tratamentele termomecanice intermediare (TTMI) au fost utilizate inițial pentru îmbunătățirea prelucrabilității. De câțiva ani TTMI urmăresc îmbunătățirea plasticității, rezilienței și rezistenței la coroziune sub sarcină a aliajelor de aluminiu de înaltă rezistență (în special după direcția grosimii semifabricatului) fără scăderea rezistenței mecanice comparativ cu procesele convenționale.

În ceea ce privește TTMF ale aliajelor de aluminiu speciale, o serie de cercetări /5/, /9/, /11/ au arătat că deformarea înaintea îmbătrânirii finale s-a efectuat după o etapă de îmbătrânire artificială sau după etapa de punere în soluție. Proprietățile evaluate au fost în special rezistența și plasticitatea, urmate de reziliență, rezistența la coroziune sub sarcină și rezistența la oboseală.

Rezultatele cercetărilor privind TTMF ale aliajelor de aluminiu speciale din sistemul Al-Zn-Mg-Cu indică faptul că pentru a se obține o creștere semnificativă a caracteristicilor de rezistență, în comparație cu tratamentele convenționale, este necesară o etapă de îmbătrânire artificială înaintea deformării și, pe de altă parte, îmbătrânirea după deformare se recomandă după o etapă de deformare la cald /26/. Totodată, unele cercetări /79/ privind aliajele de aluminiu speciale de secțiuni mari arată că TTMF optim constă în îmbătrânirea artificială înainte de deformare, urmată de deformarea la cald sau la rece și de îmbătrânirea artificială după deformare.

Aceste concluzii rezultate din studiul documentar constituie elementele inițiatore în elaborarea programului experimental propriu, care constă, în esență, în stabilirea unor noi variante de TTM care să conducă la îmbunătățirea caracteristicilor mecanice de rezistență, comparativ cu procedeele tradiționale.

Din literatura de specialitate au rezultat de asemenea și o serie de elemente incomplet elucidate privind corelarea caracteristicilor structurale inițiale cu condițiile de deformare plastică și de tratament termic precum și cu valorile caracteristicilor mecanice și structurale finale. La elaborarea programului experimental propriu s-a ținut seama și de faptul că literatura de specialitate nu pune la dispoziție un aparat matematic care să descrie influențele manifestate de diferiți parametri de tratament termomecanic asupra caracteristicilor finale ale acestor aliaje speciale.

Concluziile desprinse în urma efectuării studiului documentar au stat la baza elaborării programului de cercetare adoptat în cadrul tezei de doctorat, direcțiile de cercetare fiind:

- a) cercetarea influenței parametrilor de TTMI și TTMF asupra caracteristicilor mecanice și structurale, comparativ cu procedeele convenționale;
- b) modelarea matematică și optimizarea parametrilor de TTMI și TTMF pe bază de experiment programat.

Capitolul 2

METODICA DE CERCETARE, MATERIALELE ȘI APARATURA UTILIZATE

2.1 Metodica de cercetare

Tratamentele termomecanice sunt relativ puțin studiate și este necesar ca acestea să fie mai mult utilizate în practică decât procedeele convenționale.

Ca urmare autorul își propune să cerceteze, în prima etapă, influența tratamentelor termomecanice intermediare asupra structurii și proprietăților mecanice a semifabricatelor laminate la cald din aliaje de aluminiu de înaltă rezistență.

Utilizarea în prezentele cercetări experimentale a TTMI se bazează pe observația că poate fi micșorată influența structurii de turnare, printr-o etapă intermediară de recrystalizare intervenită pe parcursul schemei de deformare. Efectul pozitiv al acestei etape de recrystalizare constă în apariția grăunților fini și echiaxiali datorită separării particulelor de faza secundară la limitele grăunților.

Recrystalizarea se efectuează după omogenizarea parțială a lingoului când fazele secundare, conținând elemente antirecrystalizante (de exemplu Cr) sunt puse în soluție (fig. 2.1). Când se supune omogenizării totale, are loc o precipitare prea fină și dispersă a acestor particule, care împiedică limitele de grăunți să migreze.

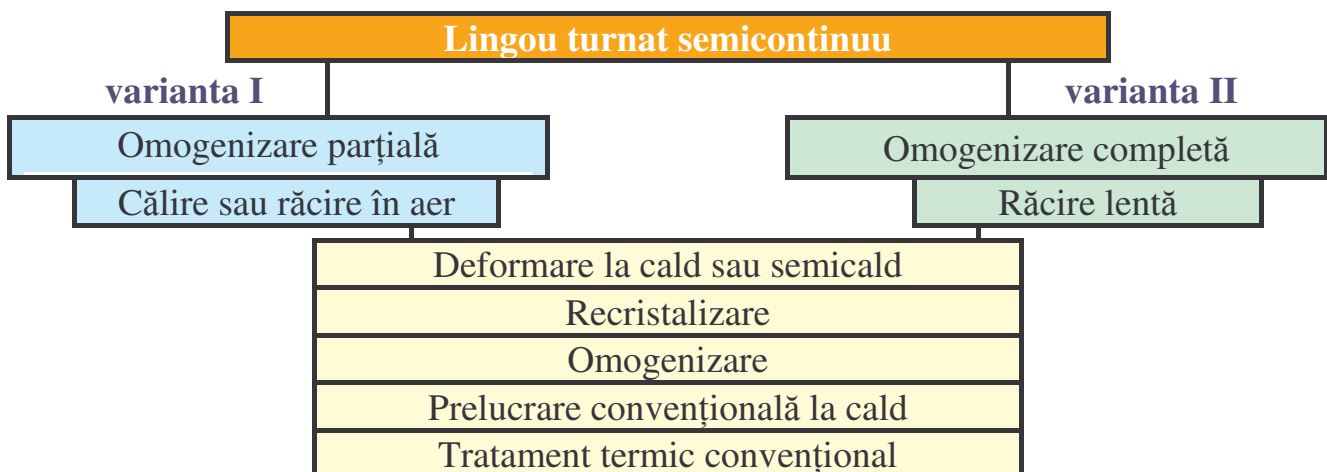


Fig. 2.1 Prezentarea schematică a variantelor de bază de TTMI

O altă variantă de tratament termomecanic intermediar (v. fig. 2.1) presupune omogenizarea completă pentru precipitarea particulelor, urmând apoi răcirea lentă cu precipitarea particulelor conținând elementele de aliere care nu prezintă efect antirecrystalizant (de exemplu Zn, Mg, Cu) ca particule grosiere. Lingoul, astfel prelucrat, este deformat la semicald, recrystalizat și omogenizat.

În etapa a doua cercetările urmăresc să stabilească influența tratamentelor termomecanice finale asupra proprietăților benzilor laminate la rece din aliaje de aluminiu de înaltă rezistență.

Tratamentele termomecanice finale (TTMF) presupun prelucrarea la rece și îmbătrânirea artificială și au fost utilizate mulți ani pentru mărirea rezistenței mecanice a aliajelor Al-Cu-Mg. Lucrarea de față abordează două variante de bază de TTMF pentru aliajele Al-Cu-Mg și Al-Zn-Mg-Cu.

O variantă presupune deformarea la rece și îmbătrânirea artificială la temperaturi relativ joase, cu scopul de a menține plasticitatea și reziliența și de a se mări rezistența mecanică față de cea obținută prin procedee convenționale. Cealaltă variantă constă în deformarea plastică la rece și îmbătrânirea artificială la temperaturi relativ ridicate pentru a se obține o combinație optimă între rezistența mecanică și rezistența la coroziune sub sarcină.

În etapa finală a cercetărilor experimentale, în baza experimentelor programate se stabilesc modelele matematice ale caracteristicilor mecanice în funcție de parametri de TTMI și TTMF și se determină valorile optime ale acestor parametri pentru maximizarea caracteristicilor de rezistență mecanică.

2.2 Materialele destinate experimentărilor

Tratamentele termomecanice se aplică în special aliajelor de aluminiu destinate industriei aeronautice. Eforturi considerabile au fost depuse în vederea îmbunătățirii proprietăților de utilizare a aliajelor $AlCu_4Mg_{1,5}Mn$ (2024) și $AlZn_5Mg_2CuCr$ (7075)/7/, /8/. Tabelele 2.1 și 2.2 prezintă unele aliaje cercetate /6/, /7/, /8/, din sistemul Al-Cu-Mg și, respectiv, din sistemul Al-Zn-Mg-Cu, tipurile de tratamente termomecanice aplicate și proprietățile evaluate.

Tabelul 2.1

Aliaje ale sistemului Al-Cu-Mg supuse TTM /6/, /7/, /8/

Aliaje	Tipurile de TTM	Proprietăți evaluate
Uzuale 2024	K/IR/LC;C/LC;IA/IR;IA/IR/RR IA/LC;IA/IR/A	rezistența mecanică și plasticitatea
2024	IN/LC;IN/LC/IA	rezistența mecanică, plasticitatea, reziliența, rezist. la coroziune sub sarcină.
2024, 2014, 2017, 2618	K/IR/A	rezistența mecanică și fluajul
Aliaje noi 2048 X2048	K/IR;K/LC;K/SR;K/LC/IA K/SR/A;K/SC/A;IN/IR;IN/LC; IN/IR/A;IN/LC/A;IA/LC;IA/LC/A	rezistența, plasticitatea, reziliența, rezist. la coroziune sub sarcină, fluajul, rezist. la propagarea fisurilor la oboseală.
Laborator Al - 2,8 Cu Al - Cu	IA/LR/RR IN/LR/A;IA/LR/A;K/PH;K/PR/A	rezistența mecanică rezistența, plasticitatea, fluajul
2210	K/LR/A;IA/IR/A	rezistența mecanică și plasticitatea

Legenda: K-călire; L-laminare; R-rece; C-cald; S-întindere; F-forjare; IN-îmbătrânire naturală; IA-îmbătrânire artificială; A-îmbătrânire artificială după deformare; RR-recoacere de recristalizare.

Tabelul 2.2.

Aliaje ale sistemului Al-Zn-Mg-Cu supuse TTM /6/, /7/, /8/

Aliaje	Tipuri de TTM	Proprietăți evaluate
7049	IA/LC/A; IA/LC/A/LC/A; IA/LC/A/IA/IA/LC/LR/A	rezistența mecanică, plasticitatea, rezistența la coroziune sub sarcină
7075	IA/D/A; IA/D/A/IA; II/LR/ II/LC; IA/LC; IA/FR/A	rezistența mecanică, plasticitatea, rezistența la coroziune sub sarcină, fluajul
7475	IA/LR; IA/LC IA/LR; IA/LR/A	rezistența mecanică, reziliența, rezistența mecanică, plasticitatea
A15,6Zn2,5Mg1,5Cu	IA/LR; IA/LR/A	rezistența mecanică, plasticitatea
A15,3Zn1,7Mg1,8CuZr	IA/LC; IA/LC/A	rezistența mecanică, rezistența la exfoliere, fluajul

Legenda: K - călire; L - laminare; R - rece; C - cald; S - întindere; F - forjare; II-îmbătrânire la temperaturi ridicate, restul au aceeași semnificație ca în tabelul 2.1.

Unele rezultate sunt utilizabile și pentru aliajele de tip Al-Mg precum și pentru unele aliaje noi experimentale.

Având în vedere rezultatele cercetărilor din literatura de specialitate autorul consideră necesară adâncirea acestora prin dezvoltarea cercetărilor proprii pe aliaje românești de tip dural (Al-Cu-Mg) și zicral (Al-Zn-Mg-Cu).

Elaborarea și turnarea aliajelor de aluminiu utilizate în prezentele cercetări experimentale s-a efectuat pe linia numărul 1 a secției Turnătorie din cadrul Societății Comerciale ALPROM SA Slatina. Materiile prime - metale și prealiaje - au avut compozițiile prezentate în tabelele 2.3 și 2.4.

Tabelul 2.3.

Compoziția chimică a materiilor prime utilizate la elaborarea aliajului $AlCu_4Mg_{1,5}Mn$ reprezentativ pentru sistemul Al-Cu-Mg

Materiale	Compoziția chimică, % greutate								
	Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Fe+Si	Al rest
Al 99,7	0,001	0,002	0,004	0,002	0,001	0,001	-	0,26	rest
Prealiaj AlCu50	51,7							0,45	„
Prealiaj AlMn10			0,01					0,67	„
Prealiaj AlCr4					4,20			0,40	„
Prealiaj AlTi5						4,82		0,54	„
Prealiaj AlZr7							6,7	0,37	„
Magneziu 99,9	0,02	rest						0,03	-

Tabelul 2.4.

Compoziția chimică a materialelor utilizate la elaborarea aliajului AlZn₅Mg₂CuCr reprezentativ pentru sistemul Al-Zn-Mg-Cu

Materiale	Compoziția chimică, % greutate								
	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Ti	Zr	Fe+Si	Al
Al 99,7	0,002	0,002	0,001	0,004	0,001	0,001	-	0,26	rest
Zn rafinat R1	rest							0,2	-
Mg 99,9		rest	0,02						-
Prealiaj AlCu50			51,7					0,45	rest
Prealiaj AlCr4					4,2			0,4	rest
Prealiaj AlTi5						4,82		0,64	rest
Prealiaj AlZr7							6,71	0,37	rest

Materialele auxiliare utilizate pentru ambele aliaje au fost fluxul de protecție și zgurificare tip Coveral (P-A15), clorul gazos și fluxul de degazare G-A12.

Materialele au fost preîncălzite pentru îndepărtarea urmelor de umiditate și ulei. Încărcarea s-a făcut în cuptorul cald în următoarea ordine: deșeuri, aluminiu primar, prealiajele AlCu50, AlMn10, AlCr4, pe suprafața materialelor încărcate presărându-se flux în greutate 0,1% din greutatea șarjei.

După topirea completă la 740-750°C timp de 5 ore s-a scos zgura, s-a verificat și s-a corectat compoziția chimică, după care baia metalică a fost traversată în cuptorul de așteptare la 740°C. Aici s-au introdus Mg (respectiv Zn și Mg) și prealiajele de modificare AlTi5 și AlZr7 după care s-a executat omogenizarea și degazarea cu clor gazos insuflat prin lance metalică timp de 30 minute.

Tabelul 2.5.

Compozițiile chimice ale aliajelor destinate experimentărilor

Nr.	Marca	Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Fe	Si	Al
I	AlCu4Mg1,5Mn	4,26	1,24	0,43	0,02	0,02	0,072	0,03	0,24	0,22	rest
II	AlZn5Mg2CuCr	1,53	2,48	0,17	6,10	0,32	0,12	0,11	0,34	0,27	rest

După controlul și corectarea compoziției chimice s-a executat turnarea semicontinuă a sleburilor 300 x 1.200 x 3.000 mm în cazul aliajului tip Al-Cu-Mg și, respectiv, a barelor rotunde ϕ 275 x 450 mm în cazul aliajului tip Al-Zn-Mg-Cu.

Compozițiile chimice ale celor două aliaje elaborate în vederea efectuării experimentărilor (v. tabelul 2.5) au fost determinate prin analiză spectrală cu un aparat Qantoleet GQM-75 de fabricație japoneză.

Determinarea intervalului optim al temperaturilor de deformare plastică.

S-a determinat, prin metoda refulării, rezistența la deformare și plasticitatea aliajului de tip zicral AlZn5Mg2CuCr, elaborat conform celor de mai sus, după care s-a stabilit intervalul optim al temperaturilor de deformare plastică. A fost necesară determinarea acestui interval de temperaturi deoarece aliajul este relativ nou, fiind puțin studiat în literatura de specialitate românească, în timp ce aliajul de tip dural se prelucurează în mod curent la ALPROM SA Slatina, condițiile optime de deformare plastică fiind cunoscute din practică și din literatură /5/, /28/, /54/, /55/.

Relația de calcul a rezistenței la deformare (R_c) s-a determinat pornind de la relația lucrului mecanic de deformare (L) /14/, /15/, /43/:

$$L = R_c \left(1 + \frac{\mu \cdot d_1}{3 \cdot h_1} \right) \cdot V \cdot \varepsilon_u, \quad J \quad (2.1)$$

în care: $\mu = 0,20 \div 0,40$ este coeficient de frecare exterioară;

d_1, h_1 - diametrul mediu și înălțimea epruvetei după deformare, mm;

$$d_1 = d_0 \cdot \sqrt{\frac{h_0}{h_1}}$$

d_0, h_0 - diametrul și înălțimea epruvetei înainte de deformare, mm;

V - volumul de material supus deformării ($V = \pi r_0^2 h_0$)

ε_u - gradul de deformare unitar realizat la o lovitură : $\varepsilon_u = (h_0 - h_1) / h_0$.

Înlocuind în relația (2.1) lucrul mecanic L prin energia de lovire $E = G \cdot H \cdot \eta$ s-a obținut:

$$R_c = \frac{G \cdot H \cdot \mu}{\left(1 + \frac{\mu \cdot d_1}{3 \cdot h_1} \right) \cdot V \cdot \varepsilon_u} \quad [\text{MPa}] \quad (2.2)$$

în care: $G = 1288,7$ N este greutatea berbecului sonetei;

$H = 1,5$ m - înălțimea de cădere a berbecului;

$\eta = 0,9$ – randamentul

Pentru determinarea rezistenței la deformare s-au refulat la soneta de laborator câte trei epruvete cilindrice ($d_0 = 30$ mm, $h_0 = 45$ mm, $h_0/d_0 = 1,5$) din aliaj AlZn5Mg2CuCr, în stare omogenizată, pentru fiecare dintre temperaturile stabilite pentru experimentări de: 350°C , 400°C , 450°C și 500°C . Valorile măsurate pe epruvetele refulate precum și cele calculate sunt centralizate în tabelul 2.6.

Tabelul 2.6

Determinarea rezistenței la deformare a aliajului AlZn5Mg2CuCr ($h_0/d_0 = 1,5$)

Temperatura °C Parametrii	350	400	450	500	R _c [MPa]					
d ₁ , mm	33,46	34,92	35,52	36,14	300					
h ₁ , mm	36,46	33,22	32,10	31,00	250					
V, x 10 ⁻⁶ m ³	31,8				200					
ε _u	0,19	0,26	0,29	0,31	150					
R _c , MPa	263,7	190,4	169,8	158,1	100					
						350	400	450	500	Temperatura, °C

Se remarcă scăderea monotonă a rezistenței la deformare plastică R_C odată cu creșterea temperaturii de încălzire în vederea deformării.

Pentru determinarea plasticității s-au utilizat de asemenea, epruvete cilindrice însă cu raportul $h_0/d_0 = 2$ ($h_0 = 40$ mm, $d_0 = 20$ mm) și cu suprafața laterală fin prelucrată; epruvetele au fost încălzite la aceleași temperaturi ca mai sus, câte trei pentru aceeași temperatură, după care au fost refulate cu grade de deformare egale cu gradele de deformare admisibile, ϵ_a [%], pentru temperaturile adoptate.

Determinarea ϵ_a s-a realizat prin refulări de la diferite înălțimi de cădere a berbecului sonetei. S-a constatat că apar fisuri pe suprafețele exterioare ale epruvetelor pentru înălțimi de cădere a berbecului de peste 1,2 m, excepție făcând epruvetele refulate la 500°C când a fost aleasă valoarea h_1 corespunzătoare înălțimii berbecului de 0,9 m (vezi tabelul 2.7).

Tabelul 2.7

Înălțimile epruvetelor după refulare

Înălțimea de cădere a berbecului sonetei H, m	Înălțimea h ₁ a epruvetei după refulare, mm			
	350°C	400°C	450°C	500°C
0,9	30,95	28,20	27,05	25,95
1,2	24,05	21,25	19,00	17,85 *
1,5	17,75 *	14,55 *	13,20 *	-

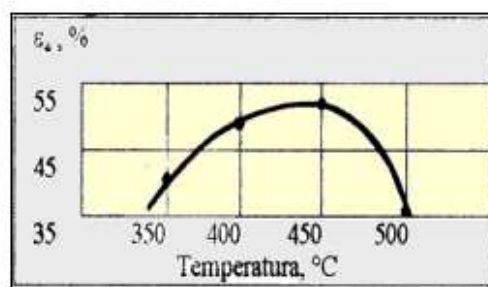
* distrugerea integrității materialului

Cu rezultatele din tabelul 2.7 s-a determinat plasticitatea aliajului de tip zical AlZn5Mg2CuCr, exprimată prin gradul admisibil de deformare (tabelul 2.8).

Tabelul 2.8

Determinarea plasticității aliajului AlZn5Mg2CuCr ($h_0/d_0 = 2$)

Temperatura °C	350	400	450	500
Parametrii				
h_0 , mm	40			
h_1 , mm	24,05	21,25	19,00	25,95
ϵ_a , %	39,8	46,8	52,5	35,1

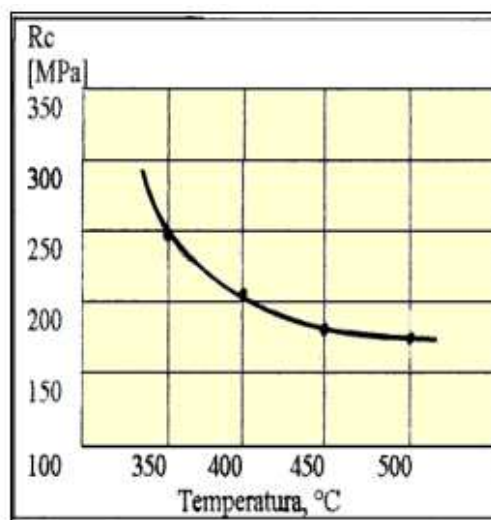


Rezultatele obținute arată că valorile cele mai ridicate ale plasticității s-au obținut în intervalul de temperaturi de 400 - 450°C. Pentru aceleași epruvete cilindrice ($h_0/d_0 = 2$) s-a determinat și rezistența la deformare pentru a se putea face aprecieri asupra deformabilității materialului (tabelul 2.9).

Tabelul 2.9

Determinarea rezistenței la deformare a aliajului AlZn5Mg2CuCr ($h_0/d_0 = 2$)

Temperatura °C	350	400	450	500
Parametrii				
d_1 , mm	25,55	27,44	29,02	29,94
h_1 , mm	24,05	21,25	19,00	17,85
H, m	1,2			
V, x 10 ⁻⁶ m ³	12,6			
ϵ_u	0,40	0,46	0,52	0,55
R_c , MPa	249,0	212,7	184,3	172,0



Rezultatele obținute privind deformabilitatea aliajului AlZn5Mg2CuCr și prezentate în tabelul 2.8 și 2.9 arată că la depășirea temperaturii de 450°C, pe lângă faptul că rezistența la deformare a aliajului scade în continuare, foarte puțin cu creșterea temperaturii, se remarcă, simultan, o anumită scădere a plasticității aliajului. În concluzie, valorile determinate pentru gradul admisibil de deformare (ϵ_a) și pentru rezistența la deformare (R_c) demonstrează că deformabilitatea aliajului tip zical AlZn5Mg2CuCr este bună în intervalul de temperaturi de 400 - 450°C.

2.3 Aparatura utilizată

Pentru cele două aliaje de aluminiu de înaltă rezistență reprezentative sistemelor Al-Cu-Mg și Al-Zn-Mg-Cu, în prezentele cercetări s-au executat experimentări la nivel de laborator a mai multor variante de tratament termic și mecanic în vederea îmbunătățirii caracteristicilor finale impuse produselor laminate.

Cercetările experimentale s-au efectuat în condițiile existente în Laboratorul de teoria deformării plastice al Catedrei de Deformări Plastice din U.P. București.

Laminarea la cald și la rece s-a efectuat pe laminorul existent în dotarea laboratorului, caracterizat de următorii parametri:

- tipul cajei: duo ireversibil; - puterea motorului de acționare: 40 kw;
- diametrul cilindrilor: 150 mm; - viteza de laminare: 0,5 m/sec.

Deformarea prin laminare la rece a avut loc fără tracțiune în bandă și cu folosirea, drept agent de ungere și răcire, a petrolului lampant.

Încălzirea în vederea laminării la cald, precum și tratamentele termice de recoacere de recrystalizare și de omogenizare parțială sau totală s-au efectuat într-un cuptor tip E-745 Automatica cu posibilități de reglare automată a temperaturii. Cuptorul utilizat pentru încălzirea eșantioanelor în vederea călirii a fost de tip cameră cu suprafața de 1200 x 1600 mm² tip Turs BMI (Turbomecanica București) cu încălzire cu rezistoare electrice și recirculare continuă, permițând o precizie a temperaturii în spațiul de lucru de $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Bazinul de răcire în vederea călirii amplasat sub vatra cuptorului are o capacitate de 2.000 l și permite o agitare continuă a agentului de răcire cu ajutorul a două pompe pentru uniformizarea și menținerea constantă a temperaturii acestuia.

Pentru tratamentele termice de îmbătrânire artificială s-a folosit o etuvă tip ITM-50 cu ventilație forțată a aerului și reglare automată a temperaturii între 40 și 220°C. Măsurarea durtății după metoda Brinell s-a efectuat cu un durimetru tip Briviscop (W.P.M.) cu bilă de 2,5 mm și sarcina de 625 N, iar pentru încercarea la tracțiune a eșantioanelor în stare finală s-a folosit o presă tip Heckert-EDZ-20 cu forță maximă de 200 kN.

Pentru măsurarea durtății eșantioanelor în stare finală și în diferite faze de tratament prin metoda Rockwell, s-a utilizat un aparat tip Balanța Sibiu cu bilă de 1/16" și sarcina de 1000 N, pentru măsurarea prin metoda Rockwell - HRF s-a utilizat un aparat Wolpertt - 2RC cu bilă de 1/16" și sarcină de 600 N, iar pentru măsurarea microdurtății HV s-a utilizat microdurimetrul optic tip Vickers.

Epruvetele supuse încercării la tracțiune au fost prelucrate prin frezare conform STAS 200-87 având lungimea inițială între repere $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$, lungimea calibrată $L_c = L_0 + 1,5 \cdot \sqrt{S_0}$, lățimea $b_0 = 6$ mm și raza de racordare $r_0 = 20$ mm. Pentru determinarea unui punct experimental s-au utilizat 3 - 9 epruvete.

Analiza metalografică s-a efectuat pe un microscop tip Zeiss Neophot pe eșantioane lustruite mecanic și utilizând reactivi specifici pentru punerea în evidență a diferiților constituenți la mărimi de 500 de ori.

Identificarea fazelor și profilul concentrațiilor unor elemente s-a efectuat cu Microsonda electronică Jeol 201 A la mărimi de 50.000 de ori.

Prelucrarea matematică a rezultatelor experimentale s-a efectuat pe un computer PC 586 DX5/133 MHz în EXCEL 5.0 sub WINDOWS ' 95.