

INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VUIA" TIMISOARA
FACULTATEA DE MECANICA

Traian Fleşer

Teză de doctorat

CERCETARI ASUPRA CORELATIEI DINTRE CARACTERISTICILE
STRUCTURALE SI MECANICE ALE OTELURILOR SLAB ALIATE
TERMOREZISTENTE

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIŞOARA



00054504

Conducător științific:

Prof.dr.ing. Marin Truşculescu

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMIŞOARA
BIBLIOTECA CENTRALĂ
Cota: 408 283
311 F

1 9 8 1

C U P R I N S

	<u>Pag.</u>
Cap. 1 Materiale folosite în domeniul termoenergetic	1
<u>1.1.</u> Considerații generale	1
<u>1.2.</u> Parametri actuali de utilizare	4
<u>1.3.</u> Principalele oțeluri slab aliate termorezistente utilizate în echipamentele termoenergetice	5
<u>1.4.</u> Caracteristici determinante pentru utilizarea de lungă durată a oțelurilor	7
<u>1.4.1.</u> Influența compoziției chimice asupra oțelurilor slab aliate termorezistente	8
<u>1.4.2.</u> Influența tratamentelor termice asupra caracteristicilor oțelurilor slab aliate termorezistente	14
<u>1.4.3.</u> Particule de carburi în oțelurile slab aliate termorezistente	17
<u>1.5.</u> Concluzii cu privire la oțelurile slab aliate termorezistente și direcții de cercetare	21
Cap.2 Studii și cercetări asupra oțelurilor termorezistente	24
<u>2.1.</u> Materialul investigat	24
<u>2.2.</u> Încercări mecanice de scurtă durată...	27
<u>2.3.</u> Analize și examinări structurale.....	27
<u>2.4.</u> Încercări mecanice de lungă durată...	28
<u>2.4.1.</u> Caracteristici determinante	28
<u>2.4.2.</u> Verificări globale	30
<u>2.4.3.</u> Condiții pentru efectuarea încercărilor de lungă durată și prelucrare a rezultatelor	31
<u>2.5.</u> Concluzii cu privire la programul de investigare a oțelurilor termorezistente	32

Cap.3	Modificări structurale ale oțelurilor slab aliante termorezistente funcție de sollicitările din conductele de abur	34
	<u>3.1.</u> Contribuția tipului de sollicitare asupra modificărilor structurale	34
	<u>3.2.</u> Eficiența elementelor de aliere în îmbunătățirea comportării în exploatare a oțelurilor termorezistente	47
	<u>3.3.</u> Contribuția mecanismelor de durificare la rezistența de durată a oțelurilor termorezistente	48
	<u>3.4.</u> Concluzii cu privire la modificările structurale ale oțelurilor slab aliante termorezistente în timpul sollicitării mecanice și termice	54
Cap.4	Transformarea particulelor de carburi prin sollicitarea de lungă durată	55
	<u>4.1.</u> Carburile speciale care apar în oțelurile slab aliante termorezistente	55
	<u>4.2.</u> Morfologia particulelor de carburi	57
	<u>4.3.</u> Generarea particulelor de carburi	59
	<u>4.4.</u> Transformarea particulelor de carburi în timpul utilizării oțelurilor slab aliante termorezistente	65
	<u>4.5.</u> Influența repartiției particulelor precipitate asupra caracteristicilor mecanice	72
	<u>4.5.1.</u> Investigatii calitative	72
	<u>4.5.2.</u> Probleme ale analizei stereologice cantitative	73
	<u>4.5.3.</u> Determinarea unor mărimi caracteristice ale repartiției particulelor precipitate	75
	<u>4.6.</u> Concluzii asupra transformării particulelor de carburi în urma sollicitării de lungă durată	84

Cap.5 Interconđionarea fenomenelor de modifioare structurală în definirea caracteristicilor meoanice 85

5.1. Exemplificarea generală a contribuției mecanismelor de d urificare asupra li- mitei de curgere 85

5.2. Corelarea caracteristicilor de rezis- tență cu cele structurale 86

5.3. Corelarea caracteristicilor structurale cu cele de tenacitate 94

5.4. Conoluzii cu privire la interconđio- narea modifioărilor structurale cu pro- prietățile meoanice de scurtă durată... 95

Cap.6 Caracteristicile de fluaaj în dependentă de fenomene structurale 98

6.1. Aportul soluțiilor solide la rezistența tehnică de durată 98

6.2. Influența particulelor de carburi asupra comportării oțelurilor slab aliate ter- morezistente în condiții de fluaaj 99

6.3. Investigații semicantitative și cantita- tive asupra particulelor de carburi 101

6.4. Corelații cantitative pe baza caracteris- ticilor structurale la oțelurile slab aliate termorezistente 103

6.5. Conoluzii cu privire la influența fenome- nelor struturale asupra caracteristicilor de fluaaj 112

Cap.7 Corelarea generală a caracteristicilor meoanice cu cele structurale pe tipul de oțel Cr-Mo-V 114

7.1. Dependenta generală a caracteristicilor de tracțiune de cele structurale 114

7.2. Dependenta generală a tenacității de caracteristicile structurale 118'

7.3. Modificarea rezistenței tehnice de durată
sub acțiunea schimbărilor structurale..... 121

7.4. Modificarea caracteristicilor mecanice
funcție de distanța dintre particulele de
carburi 125

7.5. Concluzii privind posibilitățile de core-
lare a caracteristicilor mecanice cu cele
structurale la oțeluri de tip Cr-Mo-V 127

Cap.8 Concluzii generale și probleme de viitor 128

Bibliografie
Anexe

CAP. 1

MATERIALE FOLOSITE IN DOMENIUL TERMOENERGETIC

1.1. Considerații generale

Utilizarea oțelurilor slab aliate termorezistente la realizarea componentelor din echipamentele termoenergetice a început cu oca. 50 de ani în urmă. Prevederile normativelor actuale acoperă cerințele pentru funcționarea acestor produse pînă la temperatura de 863 K. Tendința actuală de realizare a echipamentelor cu putere sporită a ridicat numeroase probleme pe întregul lanț, începînd cu proiectarea și încheind cu utilizarea practică a acestor furnituri. Sînt cerute continuu oțeluri noi ca să satisfacă aceste pretenții.

Puterea generatoarelor a crescut rapid de la 200 la 500 MW și există preocuparea de a spori și mai mult. Paralel cu această tendință, se impun durate de funcționare tot mai lungi în condiții de disponibilitate a echipamentului fără defecțiuni, ceea ce permite utilizarea întregii sale capacități productive. Un aspect care afectează aceste cerințe sînt modificările proprietăților materialelor dependent de condiții de exploatare.

Alegerea materialelor pentru utilizarea la presiune și temperatură ridicate este dictată de proprietățile disponibile ale acestora, coroborate cu cerințele severe din exploatare /18, 35, 36, 112, 131/. Preocupările sînt evidente de a nu recurge la materiale cu prețuri ridicate. Din volumul de materiale metalice aferent unui grup termoenergetic al unei centrale termoelectrice, o cotă importantă revine tubulaturii pentru transportul aburului viu.

Practica îndelungată a evidențiat că între cerințele utilizatorului echipamentului termoenergetic, producătorului, proiectantului și elaboratorului materialelor apar uneori aspecte incompatibile. Astfel, elaborarea metalurgică

menul de fluaaj sau cel puțin de a-l îngreuna considerabil.

Astăzi, cu toate eforturile depuse, nu s-au epuizat toate măsurile care pot fi întreprinse pentru îmbunătățirea rezistenței la fluaaj. Trebuie reținut faptul că pe măsura sporirii valorilor ei, crește sensibilitatea la încreștere și tendința de rupere fără deformare plastică apreciabilă /28, 54, 59, 63, 124, 141/.

Cercetările efectuate în lunga perioadă de exploatare asupra oțelurilor curent utilizate la realizarea componentelor termoenergetice au reușit să definească mărimile determinante, specifice exploatării, precum și metodele de investigare /56, 59, 88, 104/.

Cu toate acestea, nu este pe deplin clarificată influența proceselor structurale asupra caracteristicilor mecanice de lungă durată. Pentru elucidarea acestor aspecte s-au întreprins numeroase studii /13, 42, 68, 74, 86, 94, 99, 145, 159, 165/, care au tratat dependența dintre microstructură și comportarea de lungă durată. Totodată, a fost analizată comportarea particulelor de faze secundare la anumite categorii de oțeluri stabilind aprecieri calitative, iar uneori cantitative ale structurii, pentru a obține corelații în raport cu comportarea lor în exploatare /90, 95, 114, 116, 127, 133, 134, 135, 139, 140, 168/.

1.2. Parametri actuali de utilizare

Necesitățile energetice actuale ridică probleme deosebit de acute furnizorilor de energie electrică și termică, impunând utilizarea agregatelor termoenergetice la parametri maximi pe întreaga perioadă de exploatare. Dar, aceste cerințe se răsfrâng și asupra elaboratorilor de oțel și constructorilor de astfel de echipamente, stimulând concepția constructivă și aplicarea soluțiilor tehnologice moderne în execuție. Cunoașterea comportării materialelor utilizate la solicitări mecanice și termice de lungă durată, are o importanță hotărâtoare pentru utilizarea intensivă și în condiții de fiabilitate ridicată /77, 110, 125/.

În contextul celor prezentate, rezultă că realizarea noilor centrale termoelectrice are la bază blocuri energetice cu putere unitară sporită, utilizând materiale care să permită funcționarea la presiuni și temperaturi ale agentului termic care să îmbunătățească randamentul echipamentului. Astfel, dacă în urmă cu

50 de ani utilizarea blocurilor energetice cu putere instalată de 60 MW era considerată ca o performanță, astăzi puterea lor a atins 660 MW /110/. La noi în țară sînt în curs de realizare centrale termoelectrice cu puterea instalată de 1720 MW și chiar 2640 MW /21, 76/. Aceasta a fost posibilă prin asimilarea fabricației de cazanurilor de 330 MW și cazane cu debit de 1035 t abur/oră, la presiunea de 193 bar și temperatura de 813 K.

Sporirea necentenită a parametrilor de funcționare a echipamentelor răspunde necesităților de a obține o cantitate tot mai mare de energie electrică și termică, creșterea randamentului termic ceea ce determină reducerea consumului de combustibil și a cheltuielilor pentru energia furnizată.

1.3. Principalele oțeluri slab aliate termorezistente utilizate în echipamente termoenergetice

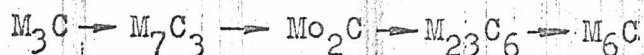
Utilizarea largă a oțelurilor slab aliate termorezistente de tip Cr-Mo-V a impus studierea multilaterală a capacității lor în cele mai diverse condiții întîlnite în exploatare. În ultimii ani cercetările sînt orientate spre realizarea unor echipamente care să depășească 100.000 ore, atingînd 200.000 ore de funcționare.

Condițiile de exploatare a echipamentelor termoenergetice sînt caracterizate de acțiunea simultană a tensiunii și a temperaturii de durată îndelungată, dar de multe ori avînd oscilații în jurul valorilor prestabilite, cu o frecvență relativ joasă. Capacitatea de utilizare a oțelurilor din aceste condiții este determinată în special de rezistența la deformare și rupere în condiții de fluaj.

În sprijinul satisfacerii acestor condiții, studiile întreprinse de R.W. Honeycombe și F.B. Pickering /70/ au stabilit că proprietățile care definesc capacitatea de utilizare a acestor oțeluri sînt determinate de gradul de aliere, parametrii fazelor de particule disperse, respectiv prin natura, cantitatea, gradul de dispersie, dimensiunea și distanța dintre acestea. La rezultate similare au ajuns și investigațiile din /1, 92, 108, 130/.

Proprietățile de utilizare sînt dependente de asemenea de stabilitatea termică a fazelor, cinetica transformării lor, de intervalul de separare și existență în funcție de temperatură și de durata în care particulele sînt coerente.

La un oțel slab aliat termorezistent modificarea fazei carburilor în sensul:



face ca proprietățile de rezistență să se reducă monoton. Această reducere este mai intensă în perioada inițială de exploatare (Pînă la cea. 20.000 ore) /43, 44/ coroborată și cu intensitatea transformărilor structurale. În continuare, peste această durată, intensitatea transformărilor este considerabil atenuată. Această situație este bine confirmată de rezultatele măsurătorilor specifice programului de control pe instalații a fluajului. Coroborat cu afirmația anterioară, măsurătorile efectuate pe conducte în exploatare evidențiază creșterea rapidă a deformației în perioada inițială, ca apoi viteza de deformare se reduce, iar la terminarea perioadei teoretice de funcționare (100.000 ore) deformația remanentă nu depășește de regulă (0,35 - 0,65%) /192/.

Studiile întreprinse în vederea optimizării compoziției chimice a oțelurilor, pentru asigurarea unui nivel cât mai ridicat al caracteristicilor de calcul, au permis evidențierea unor noi legături de o importanță deosebită în creșterea capacității de lucru a componentelor din echipamentele termoenergetice.

Astfel, comportarea unui oțel slab aliat termorezistent este influențată de prezența Mo care mărește stabilitatea termică a carburii de vanadiu, în urma dizolvării Mo în ea. Totodată, s-a stabilit existența unui conținut optim de Mo în carbura de vanadiu, la care se obțin cele mai favorabile proprietăți de rezistență în condiții de fluaj. Aceste proprietăți corespund la un conținut de (0,5 - 0,6%) Mo în oțel. Totuși, în practică se utilizează oțeluri pentru conducte destinate transportului aburului viu cu (0,25-0,3%) Mo la oțelul 12HLMF și (0,9 - 1,1%) Mo la oțelul 15HLMF.

Experiența practică obținută în urma utilizării îndelungate a acestor oțeluri a determinat optimizarea compoziției chimice. La unele oțeluri s-a recurs la îmbogățirea conținutului de Mn, ceea ce permite îndepărtarea mai completă a S la topirea oțelului, favorizînd obținerea unui conținut optim de bainită în structură. Drept structură a oțelului de tip Cr-Mo-V care asigură concordanța optimă între caracteristicile de rezistență și cele de plasticitate, trebuie considerată structura cu 30-35% bainită. Nivelul proprietăților mecanice de scurtă durată ale oțelului cu structura ante-

rior indicată este superior cu cel puțin 20%, iar reziliența cu 30% în raport cu situația când în structură predomină bainita. Rezistența de durată pentru 100.000 ore de funcționare la temperatura de 838 K trebuie să fie de minimum 80 MPa. Totodată, alungirea relativă, în zona de minim a curbei alungire - timp trebuie să fie mai mare de 5% la durată calculată de exploatare.

De o mare importanță practică sînt cercetările privind evaluarea capacității de utilizare a oțelului în condiții de exploatare/61/. Rezultatul principal al cercetărilor l-a constituit elaborarea sistemului criteriilor de deformare și rezistență în determinarea duratei de funcționare în condiții de fiabilitate. Studiile finalizate pe asemenea oțeluri avînd structura ferito-perlitică sau ferito-perlito-bainitică au evidențiat unele legături privind modificarea structurii și proprietățile lor în condiții de exploatare. Acestea au permis să se considere posibilă creșterea rezervei de exploatare a echipamentelor termoenergetice pînă la 200.000 ore.

Practica în utilizarea oțelurilor slab aliate termorezistente a selectat pe acelea care au confirmat caracteristici corespunzătoare pentru a fi utilizate în componentele agregatelor. Astfel, în tabelele 1.1, 1.2 și 1.3 sînt prezentate cîteva asemenea oțeluri prin compoziția chimică, proprietăți mecanice de scurtă, respectiv lungă durată, împreună cu alte date specifice.

1.4. Caracteristici determinante pentru utilizarea de lungă durată a oțelurilor

Oțelurile utilizate la realizarea echipamentelor termoenergetice trebuie să răspundă condițiilor de utilizare la parametri nominali de exploatare, dar și în regimurile tranzitorii de pornire și oprire.

Cu toate că perioada relativ lungă de utilizare a acestor produse a permis acumularea unei bogate experiențe privind elaborarea lor, proiectarea și realizarea elementelor componente, totuși în multe privințe nu s-a ajuns la concepții unitare.

Astfel, asigurarea unei rezistențe la fluaj cît mai ridicată afectează alte caracteristici importante, uneori în sens nefavorabil. Prin creșterea temperaturii de exploatare sporește capacitatea de deformare prin apariția unor noi forme de deplasare a dislocațiilor /3, 121, 150/. Dar, prin creșterea rezistenței la fluaj, evidențiază tendința de rupere fără deformare plastică importantă, odată cu sensibilitatea mărită la încreștere a oțelului /28, 143/.

Ansamblul aspectelor legate de apariția și dezvoltarea fenomenului de fluaj nu este încă deplin elucidat, ceea ce evident determină uneori o utilizare nerățională a oțelului. În cazul în care se consideră ruperea drept condiția limită de proiectare, stabilirea rezistenței admisibile este raportul dintre rezistența de durată la fluaj pentru 100.000 ore de utilizare la temperatura de calcul și un coeficient de siguranță /67/. Caracteristica de rezistență se obține prin testarea în laborator a materialului, obținând informații asupra încărcării care determină ruperea materialului după o anumită durată de solicitare. Întrucât duratele de încercare nu pot fi prea lungi (de exemplu 100.000 ore), având în vedere și considerentele economice, se recurge la extrapolarea rezultatelor în anumite limite /16, 26, 27, 65, 66, 89, 111, 116/.

În aceste investigații se admite o dispersie a caracteristicii materialului în limitele de $\pm 20\%$. Aceasta face dificilă utilizarea corespunzătoare a resurselor oțelului. Situațiile care derivă de aici sînt fie o supradimensionare a elementelor structurale, ceea ce din punct de vedere economic nu este avantajos, fie o subdimensionare ceea ce crează pericolul de deteriorare prematură /128/.

Proprietățile de utilizare ale oțelurilor sînt determinate de conținutul de elemente de aliere și de tratamentele termice aplicate /47, 48, 79, 86, 87, 120, 139/.

1.4.1. Influența compoziției chimice asupra caracteristicilor oțelurilor slab aliate termorezistente

Alături de comportarea corespunzătoare din punct de vedere al rezistenței mecanice, oțelurilor slab aliate termorezistente li se cer și proprietăți de rezistență la oxidare, coroziune, precum și o bună sudabilitate /154/.

În ultimul timp au fost inițiate investigații asupra interdependenței dintre comportarea de durată și compoziția chimică. Alături de carbon, ca elemente de aliere se utilizează frecvent Cr, Mo, V. În investigațiile sale T. Polzin s-a ocupat de formarea particulelor de faze secundare și influența lor asupra caracteristicilor de exploatare /127/.

În general, conținutul ridicat în C contribuie la sporirea rezistenței de durată. Totuși, rezultatele experimentale au evidențiat

Tabelul 1.1.

Compoziția chimică a unor oțeluri slab aliate termorezistente [%]

Nr. ord.	Marca	Norma de livrare	C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Mo	Ni ≤	V	Cr
1.	12CrMoV3		0,08 - 0,15	0,17 - 0,37	0,40 - 0,70	0,030	0,030	0,90 - 1,20	0,25 - 0,40	0,30	0,15 - 0,30	0,30
2.	12HLMF	GOST 10801-66	0,08 - 0,15	0,17 - 0,37	0,40 - 0,70	0,025	0,030	0,90 - 1,20	0,25 - 0,35	0,25	0,15 - 0,30	0,20
3.	15HLMF	GOST 11815-68	0,10 - 0,16	0,17 - 0,37	0,40 - 0,70	0,025	0,030	1,10 - 1,40	0,90 - 1,10	0,25	0,20 - 0,35	0,20
4.	15L11	GSN 415111	0,08 - 0,16	0,15 - 0,40	0,40 - 0,70	0,040	0,040	0,50 - 0,70	0,20 - 0,40		0,20 - 0,35	
5.	15L23	GSN 415123	0,09 - 0,17	0,15 - 0,40	0,40 - 0,71	0,040	0,040	0,50 - 0,75	0,40 - 0,60		0,20 - 0,55	
6.	15L28	GSN 415128	0,10 - 0,18	0,15 - 0,40	0,45 - 0,70	0,040	0,040	0,50 - 0,70	0,40 - 0,60		0,22 - 0,35	
7.	21MoV5.3	DIN 15404	0,17 - 0,25	0,15 - 0,35	0,50 - 0,80	0,035	0,035	0,20 - 0,40	0,45 - 0,55	0,30	0,25 - 0,35	
8.	17MoV8.4	DIN 15406	0,14 - 0,22	0,15 - 0,35	0,50 - 0,80	0,035	0,035	0,20 - 0,40	0,80 - 1,00	0,30	0,30 - 0,40	
9.	14MoV6.3	DIN 17715	0,10 - 0,18	0,10 - 0,35	0,40 - 0,70	0,040	0,040	0,30 - 0,60	0,50 - 0,70		0,22 - 0,32	
10.	24CrMoV5.5	DIN 17733	0,20 - 0,28	0,15 - 0,35	0,30 - 0,60	0,035	0,035	1,20 - 1,50	0,50 - 0,60	0,60	0,15 - 0,25	
11.	21CrMoV5.11	DIN 18070	0,17 - 0,25	0,30 - 0,60	0,30 - 0,60	0,035	0,035	1,20 - 1,50	1,00 - 1,20	0,60	0,25 - 0,35	

Tabelul 1.2.
Caracteristicile mecanice ale unor oțeluri slab aliate termorezistente

Nr. crt.	Oțelul	Norma de livrare	Tratamentul termic [K]		Limita de curgere [MPa]		Rezistența la rupere [MPa]	Alungirea la rupere A5 [%]	Reziliența la rupere KCU2 HB 293 K					
			Normalizare	Revenire	la temperatura	[K]								
1.	120MoV3		1223-1253	1003-1018	260	240	230	220	210	480	19	50	60	127
2.	12HLMF	GOST 10801-66	1223-1253	993-1033	260	240	230	220	210	480	19	50	40	135
3.	15HLM1F	GOST 11815-68	1293-1323	1023-1033	350	270	260	240	230	550	16	40	50	141
4.	15111	CSN 415111	1223-1243	993-1023	280	220	210	200	180	450-650	20	60	48	160
5.	15123	CSN 415123	1223-1243	993-1023	290	260	250	230	205	480-651	18	40	48	205
6.	15128	CSN 415128	1213-1243	973-993	370	280	260	240	205	500-700	17	50	41	145
7.	21MoV5.3	DIN 15404	1213-1243	963-993	375	333	324	314	-	540-790	19	48	48	205
8.	17MoV8.4	DIN 15406	1213-1243	963-993	590	490	461	441	412	690-830	17	48	41	145
9.	14MoV6.3	DIN 17715	1213-1253	903-1023	345	245	235	226	-	490-640	20	55	55	205
10.	24CrMoV5.5	DIN 17733	1173-1223	953-1013	540	363	333	304	275	690-830	17	55	55	205
11.	21CrMoV5.11	DIN 18070	1173-1223	953-1013	540	481	461	431	402	690-830	16	55	55	205

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMBOARA
BIBLIOTECA CENTRALA

Caracteristicile de fluaj ale unor oțeluri slab aliate termorezistente

Nr. crt.	Oțelul livrat	Norma de livrare	Limita tehnică de fluaj (A=1%) [MPa]			Rezistența tehnică de durată [MPa]			Temperatura [K]				
			10.000 ore	100.000 ore	10.000 ore	100.000 ore	100.000 ore						
1.	12CrMoV3		723	773	823	873	723	773	823	873	190	110	60
2.	12HLMF	GOST 10801	-	-	-	-	-	-	-	-	190	110	60
3.	15HLMF	GOST 11815	-	-	-	-	-	-	-	-	210	130	70
4.	15L11	CSN 415111	-	165	107	70	-	127	74	40	200	128	84
5.	15L23	CSN 415123	-	216	130	70	-	166	85	40	246	161	100
6.	15L28	CSN 415128	-	200	120	60	-	150	75	40	246	151	84
7.	21MoV5.3	DIN 15404	226	157	64	-	196	108	36	-	333	245	108
8.	17MoV8.4	DIN 15406	333	226	118	-	265	147	69	-	412	294	147
9.	14MoV6.3	DIN 17715	-	196	118	-	-	147	74	-	-	245	147
10.	24CrMoV5.5	DIN 17733	324	206	98	-	265	137	54	-	412	284	167
11.	21CrMoV5.11	DIN 18070	353	235	118	-	275	167	64	-	441	304	177

țiat creșterea tendinței spre rupere fragilă la conținutul de peste 0,25% C. Necesitatea de a avea o bună sudabilitate limitează, de asemenea, conținutul la cel mult 0,15% C. Ultima valoare menționată a fost adoptată de toți producătorii de asemenea oțeluri.

Pentru a putea analiza influența elementelor de aliere asupra caracteristicilor oțelului se modifică participarea fiecărui element la compoziția chimică. Astfel, adăugarea Cr mărește rezistența la fluaj dacă nu se depășește un conținut de 2% Cr (fig.1.2).

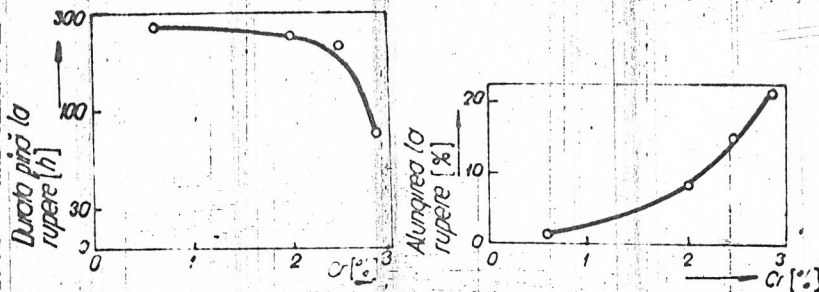


Fig.12 - Influența Cr asupra comportării la fluaj/156/

La oțelurile cu 0,2% C și 0,15% Mo, efectul favorabil se constată pînă la 1% Cr /156/. Diminuarea rezistenței la fluaj la alierea cu peste 2% Cr se acceptă în anumite condiții pentru a obține o mai bună rezistență la oxidare a oțelului.

La oțelul 14MoV6.3 (DIN 17715) adăugarea a 0,08% Cr face ca alungirea la rupere să scadă sensibil după o solicitare de 500 h. Totodată, adăugarea a 0,59% Cr face ca alungirea la rupere să atingă 18% după 50.000 h de încercare.

Creșterea conținutului de la 0,10 % la 0,25% Mo determină o creștere mult mai însemnată a rezistenței de durată decît s-a obținut prin creșterea de la 0,25 % la 0,45% Mo. Sporirea conținutului la 0,95% Mo determină practic o creștere nesemnificativă a rezistenței de durată, iar uneori chiar o reducere a ei (fig.1.3) /48, 79/.

Dependența comportării de durată de conținutul în V este reprezentată în fig.1.4 și 1.5. În cazul unei structuri feritice, valoarea maximă a rezistenței de durată s-a obținut la 0,85% V. Tratamentul termic de normalizare și revenire deplasează acest punct la 0,60% V. În cazul unei structuri bainitice după o revenire înaltă, maximum se află la 0,50% V /46, 107/.

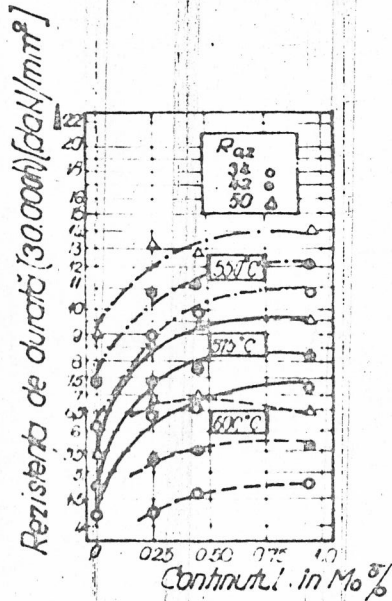


Fig.13. Influența conținutului de Mo asupra rezistenței de durată după 30.000 ore. R_{02} - limita de curgere [daN/mm²] /79/

În cazul cînd conținutul crește la 0,85% V se obține o dispersie ridicată a particulelor de fază secundare ceea ce determină o creștere a rezistenței de durată a oțelului. La conținuturi mai mari de V scade numărul particulelor de fază secundare în avantajul dimensiunii lor (fig.1.6. și 1.7)/107/.

De reținut totodată că sporirea conținutului la peste 0,50% V mărește tendința spre fragilizare a oțelului /46/.

Utilizarea pe scară largă a oțelurilor slab aliate termo-

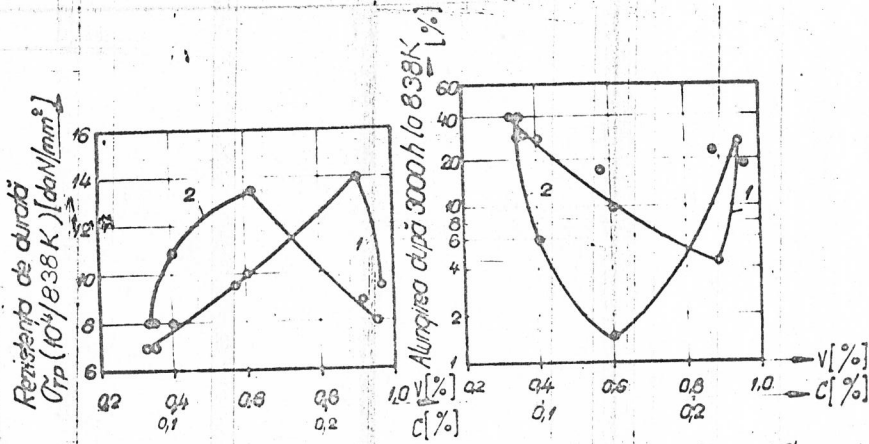


Fig.14-Dependența rezistenței de durată și alungirii de conținutul în V și C al oțelului 107
1 - revenire la 1023-1033K
2 - revenire la 983-993K

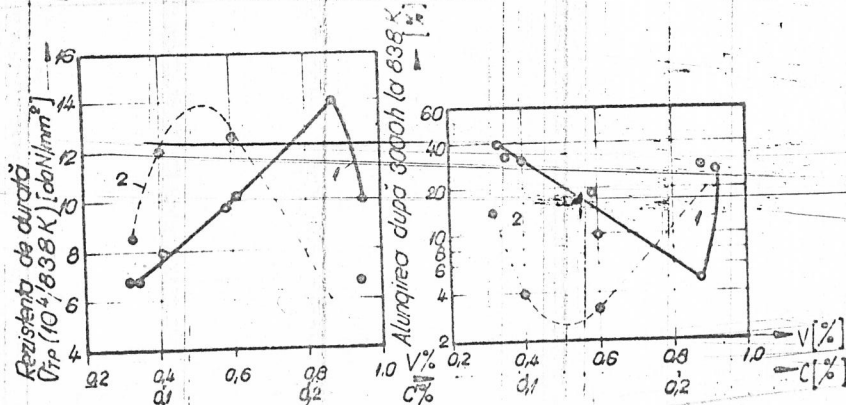


Fig.15-Dependența rezistenței de durată și alungirii de conținutul în V și C al oțelului 107
1 - structură fentică 2 - structură bainitică.

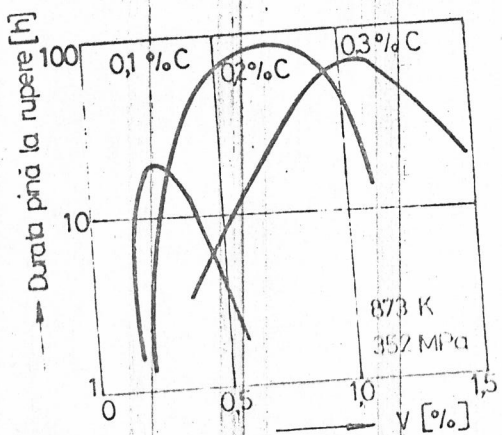


Fig. 16. Influența conținutului de V asupra duratei pînă la rupere [46]

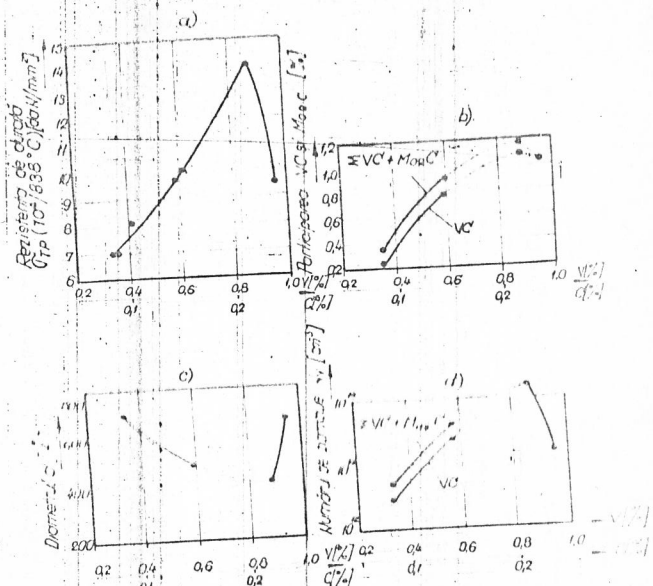


Fig. 17. Dependința rezistenței de durată, amplitudinii și dimensiunii particulelor de carburi de conținutul în V și C [46]

rezistente a permis diversificarea lor în condițiile unor condiții optime în elemente de aliere așa cum sînt prezentate în cap. 1.3.

1.4.2. Influența tratamentelor termice asupra caracteristicilor oțelurilor slab aliate termorezistente

Avînd la dispoziție oțeluri a căror compoziție chimică a fost corect precizată, decizia imediată se referă la stabilitatea parametrilor pentru tratamente termice.

Experimentările din exploatare au dovedit necesitatea aplicării unui tratament termic de normalizare, urmată de revenire. Pentru caracterizarea răcirii de la temperatura de normalizare se definește coeficientul vitezei de răcire, ca logaritmul negativ al timpului necesar pentru a atinge jumătate din temperatura de încălzire [39]:

$$V_{T/2} = - \log t \quad (1)$$

Aspectul microstructural corelat cu diferite valori ale coeficientului vitezei de răcire evidențiază următoarele:

- a). - $V_{T/2} = 1,43$: structura conține bainită și martensită. Carburile sînt foarte mici, dar de natură diferită.
- b). - $V_{T/2} = 1,70$: structura conține bainită. Dimensiunile medii a particulelor de carburi este de cca. 100 \AA , iar distribuția

medie dintre ele de oca. 600 Å. S-a identificat carbura VC.

c).- $V_{T/2} = 2,70$: structura conține 30% bainită și 70% ferită. În ambii constituenți au fost identificate particule de VC, având dimensiunea medie de 250 Å, iar distanța medie dintre ele de 950 Å.

d).- $V_{T/2} = 3,60$: structura este predominant feritică cu foarte puțină bainită. Dimensiunea medie a particulelor de VC a fost de 450 Å, iar distanța medie între ele de 1400 Å.

Determinarea caracteristicilor mecanice pe oțelurile răcite în condițiile de mai sus evidențiază valorile ridicate ale limitei de curgere și rezistenței la rupere la viteze mari de răcire (fig. 1.8.). Totuși, viteza minimă de fluaj se obține în jurul valorii $V_{T/2} = 2,35$, indiferent de sarcina de încărcare. (fig.1.9).

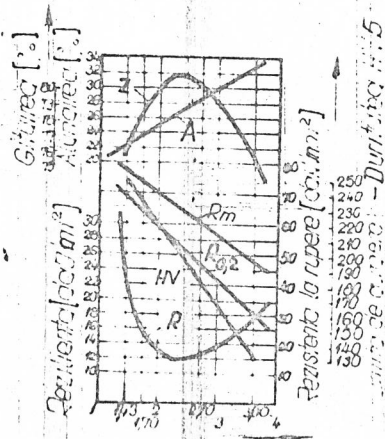


Fig.18-Dependența proprietăților mecanice de viteza de răcire [39]
 $R_{p0.2}$ -limita de curgere; R_m -rezistența la rupere
 Z -gîtuirea la rupere; A -alungirea la rupere
 R -reziliența; HV -duritatea

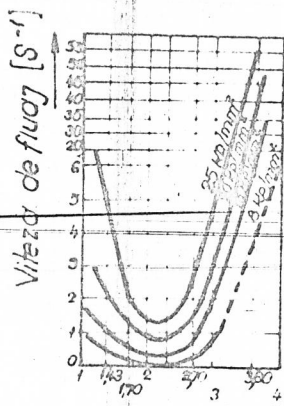


Fig.19-Dependența vitezei de fluaj de viteza de răcire [39]

Particularizând studierea influenței vitezei de răcire de la temperatura de austenitizare la oțelul 12H1MF (GOST 10801-66) sînt sintetizate în fig.1.10 modificările valorilor rezilienței și durității. Tratamentul termic de revenire în intervalul de temperatură 873-923 K, aplicat după normalizare, determină un minim al valorii rezilienței și un maxim al durității /101/.

Creșterea temperaturii de revenire la oca. 973 K, după normalizare, reduce caracteristicile de rezistență îmbunătățind totodată pe cele de tenacitate și ductilitate (fig.1.11). Dacă însă tratamentul termic de revenire se efectuează la temperatura de 1033 K se constată o reducere importantă a caracteristicilor mecanice de lungă durată (fig.12.) /107/.

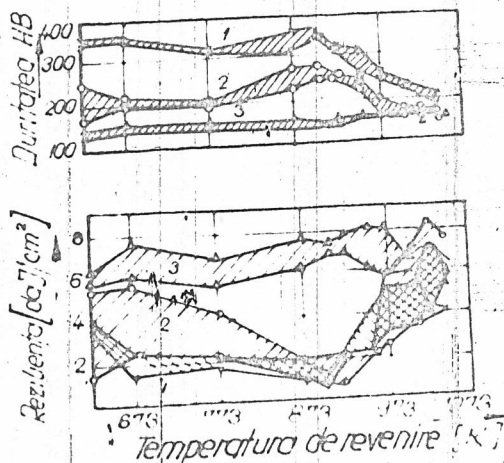


Fig.1.10-Influența temperaturii de revenire asupra rezilienței și durității oțelului 12H1MF /101/
 1) călire 1153 K
 2) normalizare 1153 K
 3) recălcere 1153 K

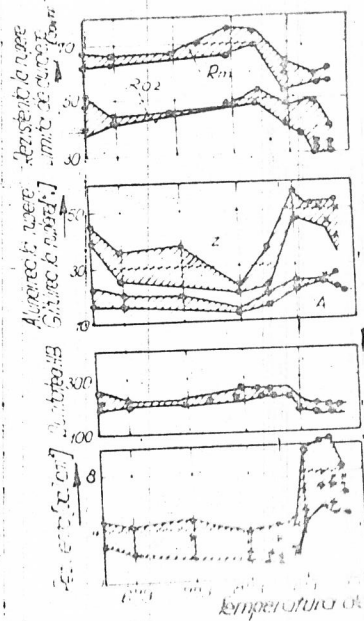


Fig.1.11-Variația proprietăților mecanice a oțelului 12H1MF după normalizare și revenire /101/

Se constată astfel că rezistența de durată crește odată cu temperatura de austenitizare, paralel cu reducerea celei de revenire /58, 62, 127/. Această creștere nu se poate exploata în întregime datorită scăderii accentuate a tenacității. În consecință, pentru fiecare marcă de oțel au fost definite intervelele optime

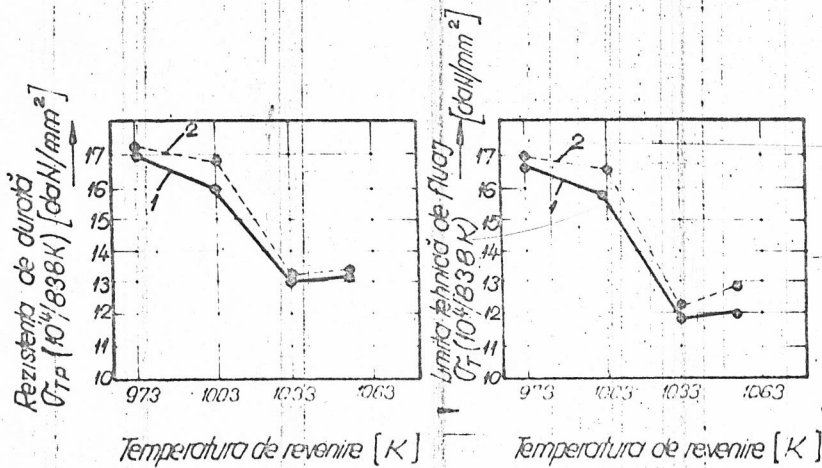


Fig.1.12. Dependența rezistenței de durată și a limitei tehnice de fluaj de temperatura de revenire [107].
 1 - normalizare la 1263 K 2 - normalizare la 1313 K

pentru temperaturile de austenitizare și de revenire, așa cum sunt menționate în cap.1.3.

1.4.3. Particule de carburi în oțelurile slab aliate termorezistente

Investigațiile efectuate pînă în prezent au stabilit o imagine de ansamblu asupra intervalelor de existență ale diferitelor tipuri de carburi care apar în oțelurile termorezistente slab aliate (fig.1.13 - 1.17) [4].

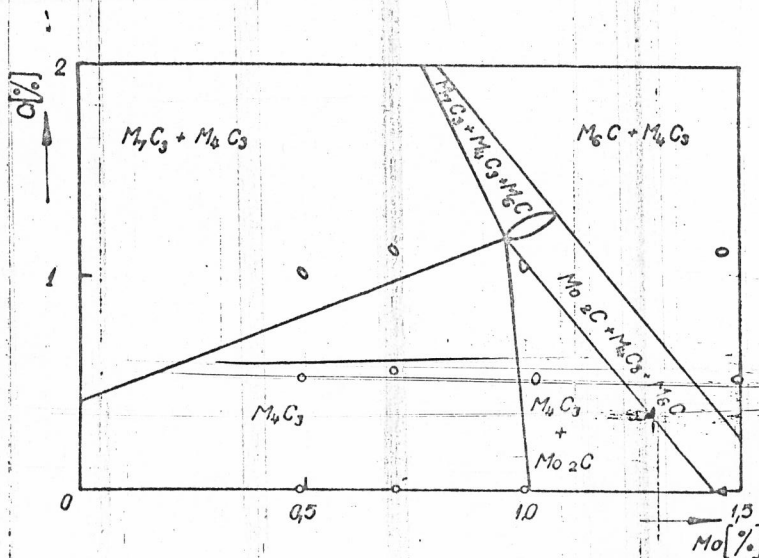


Fig.1.13. Structura oțelurilor după tratamentul de 1000 h la 923 K pentru 0,5% V.

408263
313 F

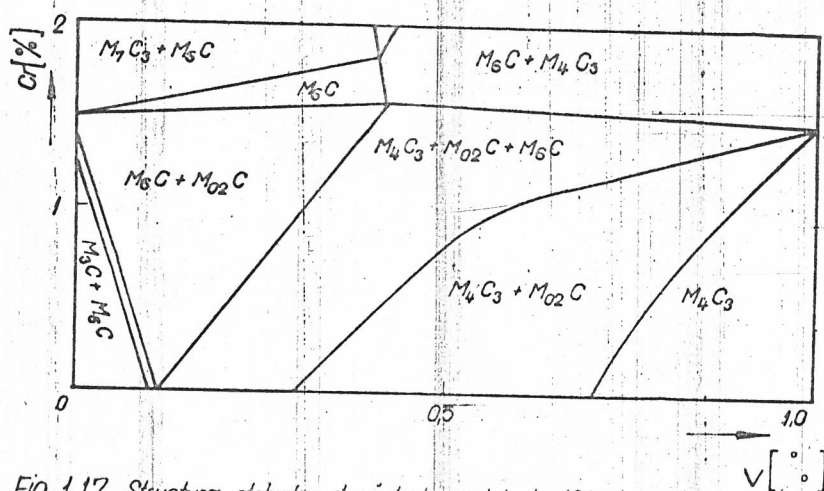


Fig. 1.17. Structura oțelurilor după tratamentul de 1000 h la 973 K, pentru 1% Mo [4].

Formarea carburilor este precedată de apariția unor zone coerente, îmbogățite în elemente de aliere, care ulterior se transformă în faze incoerente. La unele aliaje metalice în faza inițială se formează carburi metastabile, care în urma solicitării de durată la temperatură ridicată, se dizolvă determinând apariția unor carburi mai stabile. O situație similară este prezentată în fig. 1.18 în care intervelele de existență și natura particulelor de carburi sînt dependente de parametrul de extrapolare Larson-Miller. Apariția particulelor stabile de carburi în același loc (în situ) sau în locuri separate, depinde de natura particulei respective [4, 29, 105, 108, 152].

În investigațiile sale T. Polzin [127] arată la oțelul 14MoV6.3 (DIN 17715) în cursul exploatării practice nu se separă noi carburi. Din soluția solidă suprasaturată se separă direct particule de M_4C_3 , bogate în V.

Lucrînd pe un oțel cu 0,2% C și 0,2% V [158] a aplicat o viteză de răcire de 60-80°C pe minut de la temperatura de austenizare. Rezistența la rupere maximă s-a obținut în prezența unor particule de faze secundare cu dimensiunea medie de 80-100 Å.

Această concluzie evidențiază faptul că există o strînsă dependență între caracteristicile mecanice de lungă durată și dimensiunile particulelor de faze secundare din structură. Considerînd particulele acestea ca obstacole în deplasarea dislocațiilor, există un spațiu critic peste care apare o deteriorare semnifoa-

tivă a caracteristicilor de rezistență de lungă durată. (fig. 1.19, 1.20, 1.21) /153/. Problema principală în obținerea unui oțel

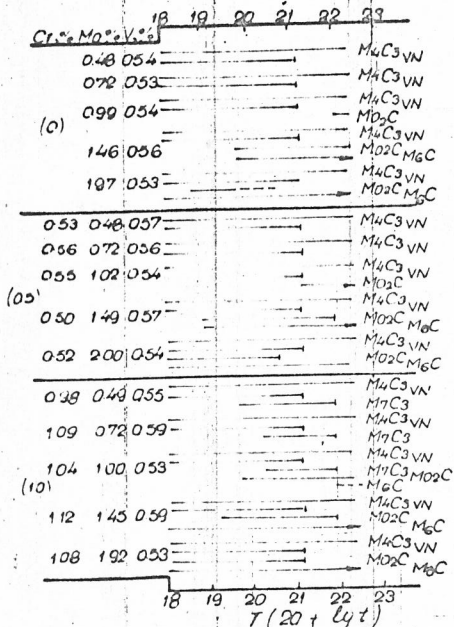


Fig. 1.18. Intervalele de existență a carburilor în oțeluri slab aliate [153]

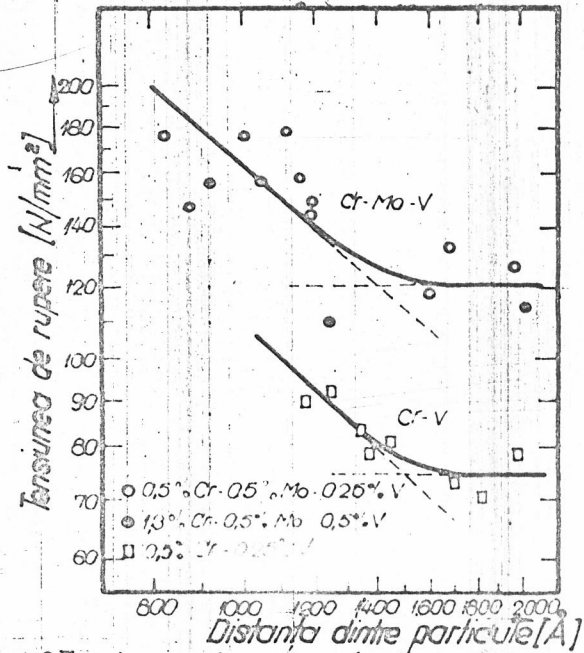


Fig. 1.19. Tensiunea de rupere după 10.000 de ore la 829 K funcție de distanța dintre particule [153]

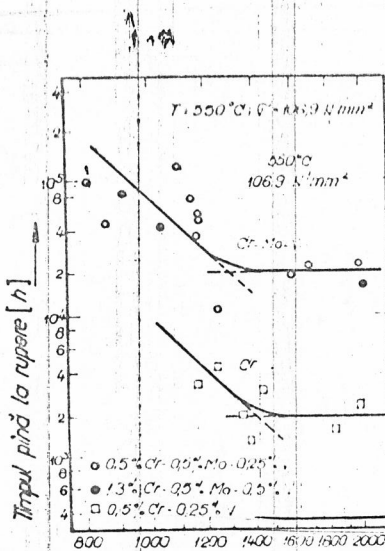


Fig. 1.20. Timpul până la rupere funcție de distanța dintre particule [153]

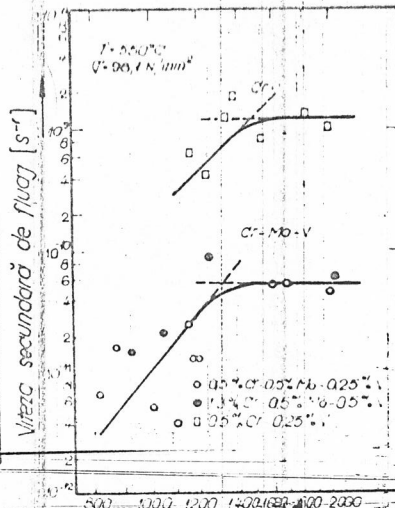


Fig. 1.21. Viteza secundară de fluaj funcție de distanța dintre particule [153]

slab aliat termorezisten corespunzător este prevenirea creșterii rapide a particulelor. Avantajul principal se obține dacă fracțiunea de volum a acestor particule este cât mai mare posibil. De o importanță deosebită este tipul carburilor prezente, în timp ce compoziția chimică este asociată cu rezistența lor la creștere. Astfel, particulele V_4C_3 conferă proprietăți ridicate de fluaj avînd o mare rezistență la creștere /133/.

Se poate arăta că utilizarea oțelurilor feritice la temperaturi ridicate este determinată de tipul și dispersia fazelor secundare și într-o măsură mai redusă de durificarea structurală a soluției solide a feritei. Se pare că V este cel mai eficient în îmbunătățirea rezistenței la fluaj datorită carburii sale fin dispersate V_4C_3 . Carbura hexagonală Mo_2C îmbunătățește rezistența la fluaj, dar nu este la fel de rezistentă ca și carburile cubice la temperaturi ridicate la care se utilizează oțelurile de tip CrMoV. La astfel de temperaturi se recurge frecvent la alierea cu Cr. La un conținut ridicat în Cr față de alte elemente de aliere, apare particula M_7C_3 . Dacă a avut loc o difuzie suficientă a Cr, acesteia îi urmează $M_{23}C_6$.

Prezența Mo poate determina apariția unor particule situate chimic între $Fe_{21}Mo_2C_6$ și $Cr_{23}C_6$, fără să aibă loc precipitarea anterioară a particulelor M_7C_3 . Dacă oțelul are un conținut ridicat de Mo succesiunea transformării carburilor este /4, 170/:



1.5. Concluzii cu privire la oțelurile termorezistente și direcții de cercetare

În perioada îndelungată de utilizare a oțelurilor slab aliate termorezistente la realizarea componentelor din centralele termoelectrice, au fost abordate programe vaste de investigații care să definească cât mai exact caracteristicile specifice condițiilor de exploatare.

Stabilirea nivelului de calitate al oțelurilor se asigură la livrare, precum și după diferite durate de utilizate în echipamentele termoenergetice. Date fiind condițiile de funcționare deosebit de severe și implicațiile ce decurg în eventualitatea unei defectări în timpul exploatării, programul pentru determinarea caracteristicilor mecanice și structurale este deosebit de complex.

Pe plan mondial, evident și la noi în țară, se recurge frecvent la prelungirea duratei de utilizare a agregatelor termoenergetice peste cele 100.000 ore considerate în calculele de proiectare. În acest mod se urmărește utilizarea cât mai deplină a rezervei de rezistență de care dispun aceste oțeluri, ceea ce se materializează în primul rând prin producția suplimentară de energie electrică și termică deosebit de consistentă, la care se adaugă și alte aspecte economice.

În diferite țări, organizațiile cu rolul de supraveghere a utilizării echipamentelor care funcționează la presiune și temperatură ridicată, au elaborat instrucțiunile necesare. În țara noastră se dispune de asemenea acte normative cu precizări concrete asupra verificărilor și testărilor care se efectuează pe instalații sau în laborator, pe probe prelevate din anumite zone ale conductelor pentru transportul aburului viu.

În aceste programe de încercări, precum și în investigațiile întreprinse de diferiți cercetători, nu s-a reușit încă acoperirea în totalitate a posibilităților de determinare a caracteristicilor mecanice și structurale definitive pentru utilizarea oțelurilor slab aliate termorezistente. S-a remarcat totodată faptul că investigațiile întreprinse au urmărit în mică măsură corelarea caracteristicilor mecanice și structurale prin definirea unor dependențe determinate matematic.

În prezent, în majoritatea investigațiilor în acest domeniu în diferite laboratoare, ponderea cea mai mare este rezervată determinării caracteristicilor mecanice. Dintre acestea, încercarea la fluaj reclamă mobilizările cele mai importante de forțe umane și materiale, în timp ce rezultatele sînt disponibile după durate lungi de încercare.

Prin abordarea prezentului studiu se urmărește aprofundarea cercetărilor spre determinarea unor caracteristici mai puțin investigate pînă în prezent, iar apoi corelarea lor sub aspect cantitativ cu unele caracteristici consacrate.

Corelarea acestor caracteristici vîizează obținerea unor informații cu un nivel ridicat de certitudine care să permită în continuare creșterea ponderii acelor mărimi definitive pentru oțel,

dar să poată fi operativ determinate. În cadrul investigațiilor urmează să se definească aceste noi mărimi caracteristice și să se stabilească corelațiile cantitative cu cele clasice, deja consacrate.

Obținerea în acest mod a unor corelații cantitative, cu un nivel ridicat de certitudine, va permite diminuarea ponderii acelor caracteristici care sînt considerate cele mai costisitoare în aceste programe de investigații. Pentru a putea îndeplini aceste cerințe am propus un program experimental cadru care să stea la baza prezentei lucrări (fig.1.22.).

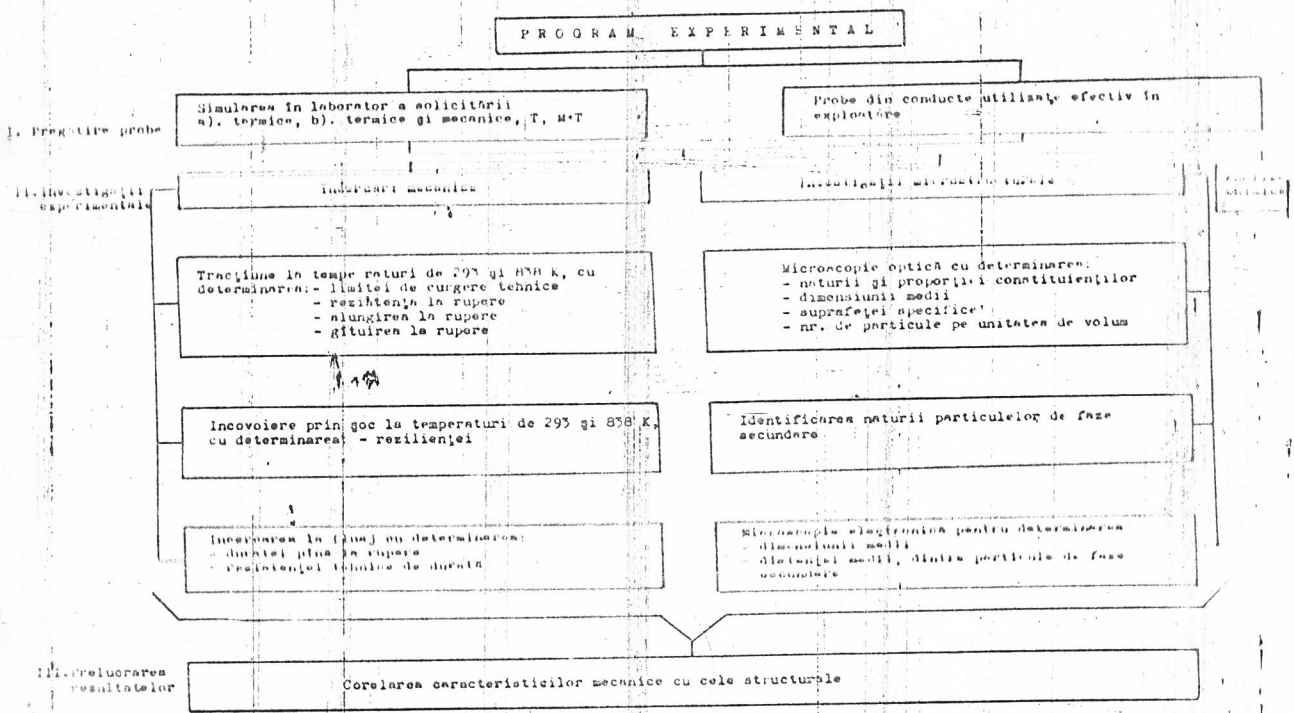


Fig.1.22 - Programul experimental

2.1. Materialul investigat

Pentru îndeplinirea programului propus au fost necesare probe din diferite mărci de oțeluri slab aliate termorezistente care să provină din instalații termoenergetice cu diferite condiții de utilizare. În alegerea mărcilor de oțel am optat pentru 12H1MF (GOST 10801-66) care are o largă utilizare în prezent, iar în țara noastră există o experiență bogată în exploatarea lui. Paralel am optat pentru oțelul 12CMoV3 care a fost brevetat în țara noastră în scopul înlocuirii celui anterior. Între cele două mărci există multe puncte de apropiere.

Abordarea oțelului indigen corespunde preocupărilor actuale pentru asimilarea în fabricație a materialelor de care are nevoie industria noastră, contribuind astfel la eliminarea importului. Totodată, prin studiul întreprins se urmărește completarea cu noi date, a celor disponibile despre acest oțel.

Pentru o corelare directă a comportării celor două mărci de oțeluri în condiții identice, am efectuat simularea în laborator a condițiilor de solicitare termică și mecanică, specifice exploatării. În tabelul 2.1 sînt prezentate condițiile în care a fost efectuată simularea în laborator. Se remarcă faptul că probele marcate cu A, respectiv B au fost supuse numai ciclului de solicitare termică (tensiune mecanică nulă) (T), iar probele C, respectiv D au fost supuse ciclului de solicitare mecanică și termică (M+T).

Avînd la dispoziție tronsoane de conducte tratate termic în stare de livrare au fost prelevate tangențial probe cu diametrul de 16 mm. Evident, duratele de exploatare de ordinul zecilor de mii de ore nu pot fi obținute în laborator. În consecință, în laborator am urmărit accelerarea proceselor de transformare după egalitatea:

$$T_1(20 + \log t_1) = T_2(20 + \log t_2) \quad (2.1.)$$

în care : $T_{1,2}$ - temperatura [K]
 $t_{1,2}$ - durata [h]

În acest mod duratele din exploatare la temperatura de 838 K au fost mult reduse în laborator ridicând temperatura la 973 K. Acest procedeu a fost folosit și de alți cercetători /4/.

Tabelul 2.1.

Condițiile de solicitare pentru simularea în laborator

Nr. crt.	Marca oțel	Dimens. conductă		Condiții de simulare			Durata echiv. la 838 K [h]	Marcaj
		Diame- trul [mm]	Grosime [mm]	Temp. [K]	Tens. [MPa]	Durata [h]		
1.	12CMoV3	145	28	973	0	0	0	A.0
2.					0	9	21880	A.9
3.					0	16	43800	A.16
4.					0	30	87600	A.30
5.					0	55	175200	A.55
6.	12HLMF	325	40	973	0	0	0	B.0
7.					0	9	21880	B.9
8.					0	16	43800	B.16
9.					0	30	87600	B.30
10.					0	55	175200	B.55
11.	12CMoV3	145	28	973	0	0	0	C.0
12.					45	9	21880	C.9
13.					45	16	43800	C.16
14.					45	30	87600	C.30
15.					45	55	175200	C.55
16.	12HLMF	325	40	973	0	0	0	D.0
17.					45	9	21880	D.9
18.					45	16	43800	D.16
19.					45	30	87600	D.30
20.					45	55	175200	D.55

În vederea simulării solicitării termice (T) probele au fost supuse în cuptor la temperatura de 973 K fără nici o încărcare mecanică. În cazul solicitării mecanice și termice (M+T) peste solicitarea termică identică cu cea anterioară, alte probe au fost solicitate mecanic la tracțiune la o tensiune echivalentă cu cea din peretele conductei în condiții normale de exploatare.

Diferențierea celor două categorii de solicitări a avut rolul de a evidenția ponderea solicitării termice de cea termică și mecanică în procesul de modificare a caracteristicilor oțelului.

La încheierea părții de simulare în condițiile menționate, din aceste probe s-au pregătit epruvete pentru parcurgerea programului de lucru.

Pentru a avea o verificare a compatibilității simulării în laborator cu condițiile reale din exploatare, au fost prelevate epruvete din conducte de abur utilizate efectiv în instalații în diferite condiții (tabelul 2.2.). Corelarea mai ușoară cu probele simulate se bazează pe duratele echivalente de exploatare la temperatura de 838 K. De data aceasta am avut la dispoziție tronsoane de conducte din oțeluri marca 12H1MF care au atins diferite durate de exploatare.

Tabelul 2.2.

Condiții de utilizare în instalații termoenergetice

Nr. crt.	Marca oțel	Dimens. conductă		Condiții de utilizare			Durata echiv. la 838 K [h]	Marcaj
		Diametrul [mm]	Grosime [mm]	Temp. [K]	Tens. [MPa]	Durata [h]		
1.	12H1MF	273	36	0	0	0	0	E
2.		273	36	813	140	90000	16210	F
3.		273	36	838	140	36049	54407	G
				833	140	251		
				828	140	14429		
				823	140	8816		
				813	140	40455		
4.		273	36	838	140	36049	57259	H
				833	140	251		
				828	140	14429		
				823	140	8816		
				813	140	56455		
5.		325	40	843	140	42000	162274	I
				838	140	20000		
6.		273	36	843	140	80000	116851	J
				838	140	22455		

2.2. Incercări mecanice de scurtă durată

În programele de investigații consacrate încercărilor mecanice de scurtă durată, testarea se efectuează la temperatură normală și câteva trepte de temperaturi în jurul celei de exploatare. Caracteristicile de rezistență, ductilitate, tenacitate, duritate au rolul de a defini nivelele reale și a evidenția rezervele oțelului pentru o exploatare în condiții de fiabilitate.

Aparatura utilizată la determinarea acestor mărimi a cuprins mașini pentru încercări statice (ZD 10/90, EZD 40), instalația pentru încercări mecanice la temperatură ridicată (SG 1176, Amsler), ciocan pentru încercarea materialelor la șoc.

2.3. Analize și examinări structurale

Cerințele din documentele normative actuale se referă la determinări calitative asupra incluziunilor, naturii, proporției constituienților, grosimea stratului decarburat.

În programul de investigații propus am considerat imperios necesară trecerea la determinări mai aprofundate, cantitative. Pentru aceasta am abordat determinarea cantitativă a: conținutului de incluziuni, dimensiunea medie (\bar{D}), proporția (Prop.), natura, suprafața specifică (SAX), numărul de particule pe unitatea de volum (Nr.part./u.v.) pentru constituienții structurali (ferită și bainită). Simbolizarea utilizată pentru ferită este Fe(α), iar pentru bainită Ba + K. Această ultimă simbolizare se referă la înglobarea împreună a tuturor particulelor de carburi, atât cele specifice grăunților bainitei, cât și particulele dispuse aleator în grăunții feritei sau la limitele acestora. În plus de aceasta, în cursul experimentărilor efectuate pe analizorul automat de faze prin lumină reflectată, tip Epiquant, nu s-au putut decela particulele de carburi din ferită sau de la limitele grăunților, de restul particulelor aflate în masa metalică.

Studierea separată a particulelor de carburi a fost posibilă prin pregătirea replicilor de extracție și examinarea lor la microscopul electronic Jeol 200 CX și la microsonda electronică Jeol X50-A. Investigațiile au permis fotografierea distribuției particulelor ceea ce a făcut posibilă determinarea distribuției, dimensiunii, formei acestora. Evident, natura acestora nu a fost posibil să fie determinată decât prin difracție, obținând în acest mod modele specifice.

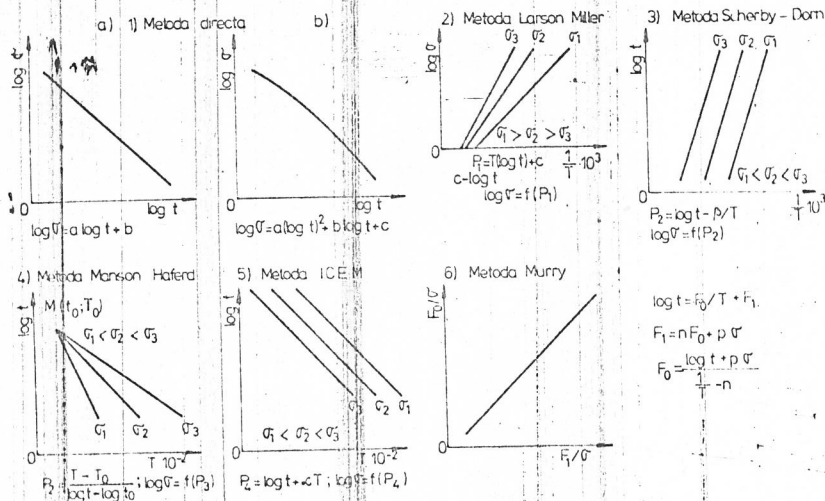
Caracteristicile structurale cantitative au fost determinate prin prelucrarea rezultatelor primare pe calculatorul electronic PDP 8/m utilizând programe adecvate. Fișa de rezultate concretizează valorile medii ale caracteristicilor anterior menționate.

Compoziția chimică a tuturor probelor investigate s-a determinat prin metoda spectrală.

2.4. Încercări mecanice de lungă durată

2.4.1. Caracteristicii determinante

La baza calculului de proiectare a instalațiilor termoelectrice stau două caracteristici definitorii: limita tehnică de flux și rezistența tehnică de durată. Obținerea lor reclamă o mobilizare importantă de forțe umane și materiale, dar cu toate acestea rezultatele se obțin după durate lungi de experimentări. Un sprijin în reducerea duratelor de încercare l-a constituit recurgerea la metode care să estimeze caracteristicile menționate la duratele necesare. Interesul sus citat de astfel de metode a făcut ca unele să câștige audiență fiind aplicate în mod curent în practică (fig.2.1).



În continuare se prezintă pe scurt specificul fiecărei metode. Astfel, metoda de extrapolare directă recurge la dispunerea rezultatelor obținute pe probe provenind din șarje diferite, într-un sistem de coordonate dublu logaritmic tensiune-timp. Dreapta necesară se determină grafic sau matematic. Pentru obținerea datelor corespunzătoare utilizării timp de 100.000 ore sînt necesare rezultate

experimentale de cel puțin 10.000 ore. Utilizarea practică a acestei metode a arătat că extrapolarea în afara punctelor experimentale este afectată de erori apreciabile /26,27,66,89,111,116/.

Metodele de extrapolare parametrice au câștigat o audiență mai largă decât metoda anterioară. La baza acestora stă principiul că fenomenul de fluaj este strâns corelat cu temperatura de încercare, iar parametrul de extrapolare este o funcție de temperatură, timp și o constantă specifică materialului. Această constantă este definită de punctul de intersecție al fasciculului de drepte izobare la metodele 2 și 4 din fig.2.1. Parametrul de extrapolare este specific fiecărei metode.

Metoda elaborată de Murry (6 în fig.2.1) este o generalizare a metodelor elaborate de Larson și Miller, respectiv Scherby și Dorn. În cadrul acesteia se ia în considerare și tensiunea de încercare /45/.

Utilizarea practică a metodelor menționate se poate face fie prin prelucrarea grafică, fie analitică funcție de volumul de date experimentale. Oportunitatea unei metode derivă din măsura în care permite determinarea valorilor caracteristicilor de durată cu un grad ridicat de certitudine. După unii cercetători /26,66,116/, nu există o metodă absolut sigură prin care să se deducă valorile caracteristicilor de fluaj pentru o durată lungă pe baza unor încercări cu durată mult mai scurtă. Motivarea acestei ipoteze constă în faptul că toate oțelurile, în cursul solicitării termice și mecanice de lungă durată specifice exploatarei, sînt afectate de modificări structurale. Acestea, la rîndul lor determină modificări în alura curbelor de fluaj, manifestate în special prin scăderi rapide ale vitezei de fluaj după un anumit interval de timp. Asemenea fenomene pot să apară în oricare stadiu al încercării (fig.2.2) /26/.

Se deduce deci că o extrapolare insuficient fundamentată poate conduce la erori semnificative. Recurgerea la scara logaritmică a timpului are avantajul că la rezultatele experimentale mai mici de 10.000 ore este necesară o extrapolare de numai 25% din segmentul care corespunde duratei de 100.000 ore, în timp ce într-o reprezentare liniară extrapolarea este de 90%.

Cu toate că metodele parametrice actuale sînt mai precise decât cele directe, practica a dovedit că rezultatele obținute prin utilizarea lor pot diferi sensibil de valorile reale bazate pe rezultate experimentale /26, 89, 102, 103, 110, 122/.

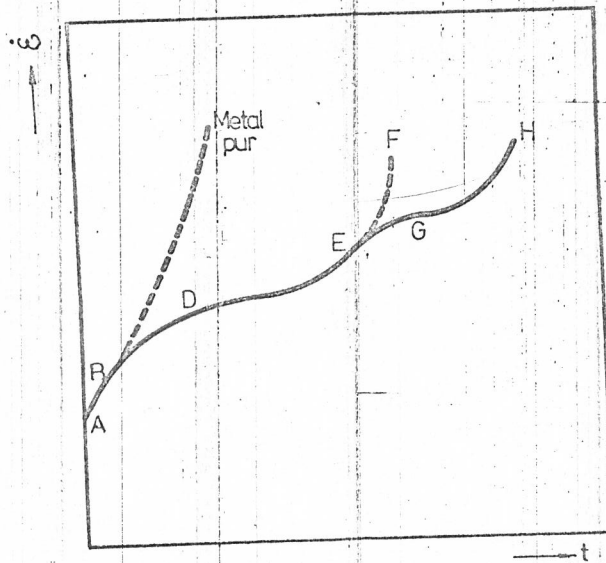


Fig. 22 Modificarea vitezei de fluaj în perioada staționară!

2.4.2. Verificări globale

Experiența câștigată prin utilizarea metodelor de extrapolare a dovedit că este posibil să se găsească pentru fiecare temperatură de încercare o curbă distinctă care reprezintă variația parametrilor timp-temperatură în funcție de tensiunea inițială.

La metoda Larson Miller se consideră constanta C dependentă de materiale. Totuși, după /89, 126/ valoarea ei este situată între 2 și 55, iar adesea este funcție de valoarea tensiunii de încercare. Investigațiile din /103, 164/ evidențiază o relație statistică între valoarea constantei C, natura materialului și condițiile de încercare. S-a conchis că formulele parametrice permit extrapolări în intervale de timp, temperatură, tensiune și alungire și în limite limitate.

Acceptând un sistem de axe dublu logaritmic, izotermele tensiune-timp devin drepte. S-a constatat totodată că valoarea constantei C este strâns dependentă de natura oțelului.

Intr-o analiză detaliată J. Granacher /64/ prezintă rezultatele analizei comparative între valorile experimentale de fluaj și cele deduse prin metodele Larson-Miller, Scherby-Dorn, Manson-Haferd și Murry. S-a conchis că valorile caracteristicilor de fluaj de lungă durată calculate prin extrapolare sînt mai mari decît cele rezultate din încercări efective. Aceasta corespunde cu comportarea metalurgică la fluaj a diferitelor oțeluri. Totuși, mărimea cu care o valoare calculată depășește valoarea reală depinde, al-

turi de alți factori, de durată încercării din care au rezultat datele pe care se bazează extrapolarea, adică de intervalul pe care se extinde aceasta.

2.4.3. Condițiile pentru efectuarea încercărilor de lungă durată și preluarea rezultatelor

Simularea în laborator a solicitării termice, respectiv mecanice și termice, în condițiile anterior menționate s-a efectuat pe două instalații pentru încercarea la fluaj, una cu trei posturi (fig.2.3), iar cealaltă cu un post de încercare (fig.2.4). Aceste instalații au fost realizate în cadrul programului de asimilare în fabricație a echipamentelor de încercări și control a materialelor.

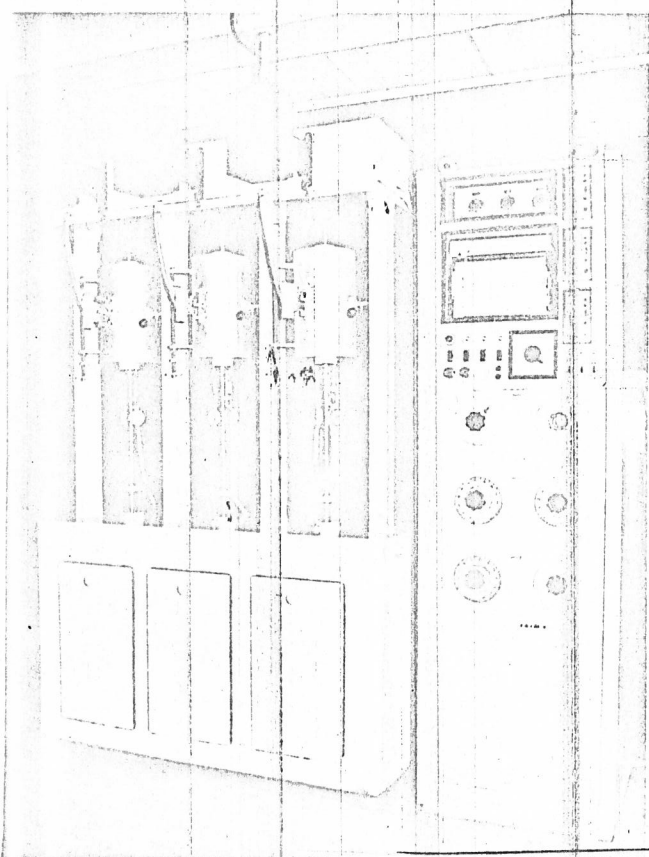


Fig.2.3.-Mașina pentru încercarea la fluaj, MF 50/3

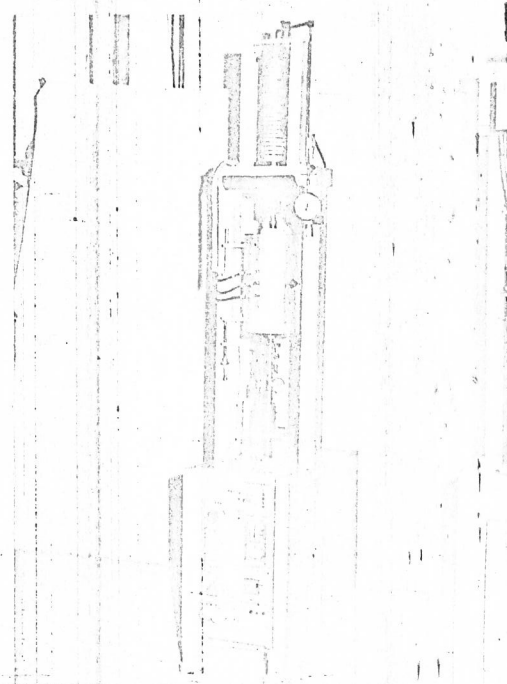


Fig.2.4.-Instalație pentru încercarea la fluaj și relaxare, ITR 50/1

Ele reprezintă primele prototipuri industriale realizate în țara noastră în vederea asimilării lor în fabricația de serie. La realizarea acestor produse au fost înregistrate 4 brevete de invenție.

Prelucrarea datelor experimentale obținute în urma încercării la fluaj s-a realizat cu un program de calcul conceput cu ocazia îndeplinirii prezentei lucrări. Acest program permite determinarea rezistenței tehnice de durată pe baza a 5 metode parametrice de extrapolare. În acest scop s-a utilizat calculatorul electronic Felix C 256. Organigrama care a stat la baza acestui program este prezentată în anexa 2.1.

2.5. Concluzii cu privire la programul de investigare a oțelurilor termorezistente

Prezentarea metodelor și parametrilor prin care se obțin rezultatele experimentale din cadrul programelor ce vizează testarea calității oțelurilor slab aliate termorezistente a scos în evidență volumul important de activitate care reunește eforturi umane și materiale considerabile.

Cu toate acestea, se poate arăta că analizând metodele parametrice de extrapolare a rezultatelor încercării la fluaj există dubii în definirea constantelor și a parametrilor de extrapolare /26, 66/. Totuși, se admite utilizarea acestor relații în anumite intervale de timp, temperatură și tensiune. Investigațiile prezentate anterior s-au referit la verificări globale ale relațiilor parametrice. Ele au fost folosite pentru a interpreta datele experimentale și apoi s-au coroborat rezultatele obținute cu ipotezele adoptate în scopul de a verifica valabilitatea respectivelor relații. În această acțiune este dificil de a stabili dacă diferențele provin din cauza relației utilizate sau este vorba de dispersia inerentă rezultatelor experimentale.

Aceste aspecte vin odată în plus în sprijinul preocupărilor de intensificare a cercetărilor pentru a găsi noi metode de investigare a oțelurilor slab aliate termorezistente, care să diminueze volumul de lucru, dar să ofere în schimb certitudine ridicată asupra utilizării în condiții de fiabilitate a echipamentelor termoenergetice.

Pornind de la aceste aspecte, am preconizat în prima etapă obținerea unui volum sporit de informații asupra transformărilor

microstructurale evidențiind câteva caracteristici care au fost utilizate sub formă cantitativă foarte puțin în alte țări, iar în țara noastră aproape deloc.

În continuarea programului se urmărește stabilirea unor corelații cantitative între caracteristicile mecanice consacrate și cele microstructurale. Pentru aceasta, corelațiile sînt stabilite pentru fiecare marcă de oțel separat, pe baza rezultatelor obținute pe probe supuse ciclurilor de simulare din laborator. Paralel cu aceasta se urmărește decelarea contribuției solicitării mecanice, suprapuse celei termice, la procesul de transformare structurală.

În finalul lucrării se stabilesc corelații generale care să aibă la bază atât rezultate obținute prin simularea în laborator a solicitării mecanice și termice, cît și rezultatele obținute pe probe prelevate din conducte de abur utilizate efectiv în exploatare.

În acest mod se urmărește verificarea ipotezei dacă simularea în laborator sub forma solicitării mecanice și termice produce transformări similare ale caracteristicilor mecanice și structurale ca în condiții reale de exploatare. Dacă această ipoteză se verifică cu un nivel ridicat de certitudine devine posibilă reducerea ponderii încercărilor mecanice, în special a celor de lungă durată, în favoarea investigațiilor microstructurale. Totodată, în această etapă se vor defini mărimile caracteristice care realizează corelațiile cele mai puternice.

Prin simularea în laborator, pe probe provenind dintr-o sursă identică cu cea din exploatare, a condițiilor reale de utilizare se poate stabili astfel, din timp, rezerva de care dispune oțelul pentru a utiliza la întreaga capacitate echipamentul termic energetic pe durată cît mai lungă.

Corelațiile matematice amintite sînt definite cu ajutorul metodei de analiză a regresiei liniare (anexa 2.2) prin panta, ordonata la origine, coeficientul de corelație și abaterea medie pătratică. Dat fiind volumul mare de rezultate experimentale s-a recurs la un program de calcul utilizînd calculatorul electronic Felix C 256 a cărui organigramă este prezentată în anexa anterioară.

CAP. 3 MODIFICARI STRUCTURALE ALE OTELURILOR FUNCTIE DE SOLICITARILE DIN CONDUCTELE DE ABUR

Valorile ridicate pentru caracteristicile determinante ale exploatării de lungă durată sînt dependente de parametrului rețelei structurale. Investigațiile întreprinse pînă în prezent nu au epuizat toate măsurile care pot îmbunătăți această comportare. Tendința de a obține oțeluri termorezistente avînd caracteristici de fluaj ridicate este limitată de predisponerea spre fragilizare și o sensibilitate mărită la efectul de încrăstare. Influența rețelei structurale se manifestă printr-o multitudine de factori, dintre care cei mai importanți sînt prezentați în continuare.

3.1. Contribuția tipului de solicitare asupra modificărilor structurale

În timpul utilizării, oțelul din peretele conductelor de abur este supus unor solicitări mecanice și termice deosebit de severe. Investigațiile efectuate pînă în prezent /27,46/ au conchis că solicitarea termică este dominantă. Pornind de la această premiză, am prevăzut în programul de lucru studiarea contribuției separate a solicitării termice (T), respectiv mecanice și termice (M+T), asupra modificării caracteristicilor structurale.

La temperatură normală rezistența oțelului crește cu cît granulație este mai fină /15, 40, 55, 96, 151, 166/. În literatură se găsesc informații contradictorii asupra comportării la solicitări de lungă durată la temperatură ridicată. Astfel, conducte de abur realizate din oțel slab aliat termorezistent calmat cu Al au prezentat diferențe sensibile în ceea ce privește dimensiunea medie a grăunților după diferite tratamente termice. /60/.

Cu toate acestea viteza de deformare la fluaj a probelor din acest oțel a coincis în mare măsură. Rezultatele investigațiilor din /27/ arată că este posibilă îmbunătățirea rezistenței la fluaj prin utilizarea oțelurilor cu granulație groabă. În această situație, dacă fluajul este determinat de deformarea

osturilor, o granulație mai fină va avea deformarea determinată de cea a limitelor grăunților, iar rezistența la fluaj va fi mai mică decât cea a oțelului cu granulație mare.

Ruperea care apare în finalul încercării la fluaj poate să prezinte două aspecte /65/:

a).- intracristalină - apare la temperaturi relativ joase, sub tensiuni mari. Ea este precedată de o alungire și o gîtuire apreciabilă. Suprafața de rupere se aseamănă mult cu ruperea ductilă a oțelului la temperatură normală

b).- intercristalină - apare la temperaturi relativ ridicate sub tensiuni reduse. Ruperea este precedată de o îngroșare a rosturilor și de apariția microfisurilor, iar în final are loc fără deformare plastică avînd un caracter fragil /30/.

După /77/ investigațiile întreprinse nu au scos în evidență o influență pronunțată a granulației asupra comportării la fluaj a oțelurilor.

Pentru a elucida această problemă am recurs la analiza microstructurală cantitativă pe toate probele supuse investigațiilor. Această metodă, utilizînd analizorul automat de faze prin lumină reflectată, permite clasarea automată în 13 clase de mărime a particulelor întîlnite în drumul spotului luminos. Lucrînd la o mărire de $100\times$ particulele mai mici de $1\ \mu\text{m}$ sînt cuprinse într-o singură clasă de mărime.

În această etapă a investigațiilor, am urmărit decelarea contribuției solicitării termice din cadrul solicitării reale (mecanice și termice) în modificarea caracteristicilor microstructurale. În tabelul 2.3. sînt cuprinse rezultatele obținute în această formă, iar în planșele 3.1 + 3.5 sînt prezentate microfotografiile corespunzătoare. În tabelul menționat bainita este prezentată împreună cu particulele de carburi din ferită, precum și de la limitele grăunților întrucît aparatura disponibilă lucrează pe principiul proprietăților diferite de reflexie ale luminii de către constituenții structurali sau particulele de carburi.

În stabilirea corelațiilor dintre caracteristicile structurale și durata solicitării se consideră aceasta din urmă ca variabilă independentă. Astfel, pentru oțelul 12CMOV3 (probele A și C), respectiv oțelul 12HLMF (probele B și D) s-au analizat corelațiile menționate reprezentate în fig.3.1 și 3.2. Din aceste reprezentări se deduce că dimenisiunea medie a grăunțului constituienților struc-

Rezultatele determinărilor cantitative asupra constituenților structurali

Nr. crt.	Marcaj Oțelul	Durata echiv. la 838K [h]	Soli-cita-rea	F e r i t a				B a i n i t a			
				Proportia medie [%]	spec. [mm ² /mm ³]	Nr.part./u.v.	Dimens. medie [μm]	Proportia medie [%]	spec. [mm ² /mm ³]	Nr. part./u.v.	Dimens. medie [μm]
1.	A.0	0	ter- mica	63,56	363,0	3355486	36,36	4,27	344,4	6415673	
2.	A.9	21880	ter- mica	75,85	284,9	1139768	23,74	3,85	275,9	7107336	
3.	A.16	43800		81,49	200,4	357415	18,80	3,40	197,8	8606657	
4.	A.30	87600		86,23	171,2	197014	13,79	3,32	165,7	10916478	
5.	A.55	175200	ter- mica	94,33	133,3	78100	5,53	1,75	125,7	19278538	
6.	B.0	0	ter- mica	64,92	338,3	2772141	35,78	4,41	326,2	3524123	
7.	B.9	21880	ter- mica	74,11	315,4	1718197	25,50	3,49	312,1	8205460	
8.	B.16	43800		86,52	234,3	700242	13,21	3,26	249,5	11866117	
9.	B.30	87600		86,49	261,2	459706	12,50	2,72	192,9	14832106	
10.	B.55	175200		94,81	116,4	44676	5,93	2,14	70,4	24857511	
11.	C.0	0	meca- nica	62,82	320,8	2109462	37,09	4,88	317,8	6069963	
12.	C.9	21880	ter- mica	77,10	305,0	1635069	22,95	2,89	308,9	18246729	
13.	C.16	43800	si ter- mica	78,87	303,7	1338520	21,02	2,74	304,0	21800000	
14.	C.30	87600		83,19	280,2	942456	17,04	2,46	382,6	32322500	
15.	C.55	175200		87,65	279,7	647121	12,02	1,83	271,6	37297405	
16.	D.0	0	meca- nica	65,42	390,0	1875500	32,78	3,48	402,0	6975600	
17.	D.9	21880	ter- mica	73,95	291,4	1253673	22,34	3,14	264,0	8233600	
18.	D.16	43800	si termi- ca	76,55	274,6	1119138	19,56	2,92	237,7	13601815	
19.	D.30	87600		83,92	186,1	869187	15,63	2,88	180,2	14374742	
20.	D.55	175200		89,07	156,2	456000	10,38	2,50	144,2	28722500	
21.	E.0	0	ex- ploa- tare	63,16	380,2	1953147	36,91	5,27	380,0	6524000	
22.	F	16210		65,10	280,8	1516225	35,12	5,22	298,1	10425137	
23.	G	54407		76,95	268,8	1225243	23,18	3,24	286,4	12643853	
24.	H	57259		75,45	256,5	1150194	24,44	3,32	244,3	12370681	
25.	I	62674		82,00	214,3	901128	17,90	2,30	174,0	20145274	
26.	J	116851		87,18	165,1	527051	12,78	1,96	165,2	30205055	

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMISOARA
BIBLIOTECA CENTRALA

turali (ferită, respectiv bainită) este afectată în mod diferențiat

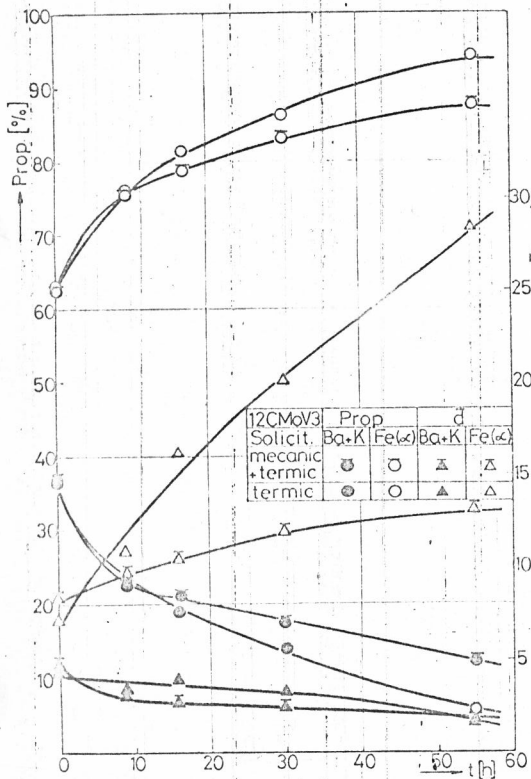


Fig 31. Dependenta caracteristicilor structurale de durata solicitării la oțelul 12CMoV3

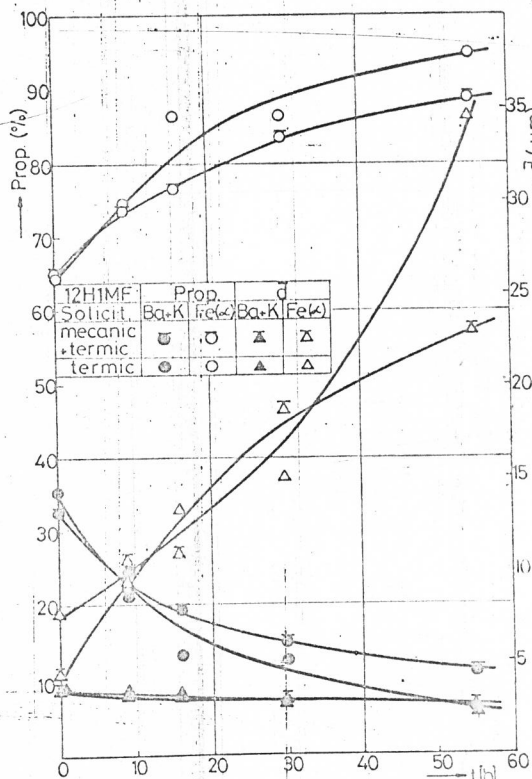
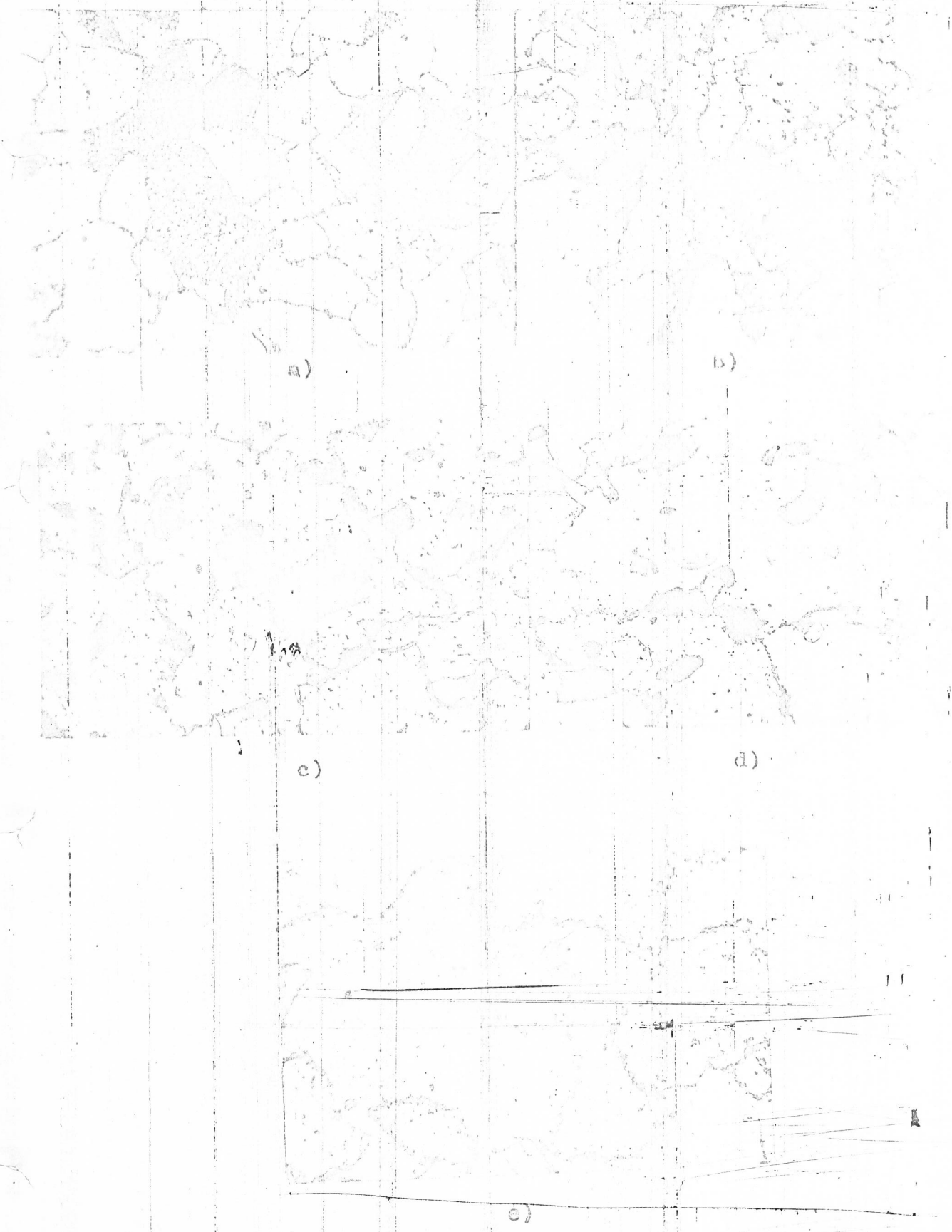


Fig 32. Dependenta caracteristicilor structurale de durata solicitării la oțelul 12H1MF

de solicitările din cursul simulării în laborator. Dacă la probele A și B (solicitare termică, ambele oțeluri) dimensiunea medie a grăuntelui crește de 4-5 ori după o durată de 55 ore de solicitare în raport cu starea de livrare, la probele C și D (solicitare mecanică și termică, ambele oțeluri) creșterea este mult mai modestă (1,5 + 2,7 ori). Totodată, bainita în descompunere își reduce dimensiunea medie a grăuntelui, dar într-o măsură mai redusă decât a feritei. Această situație poate fi pusă și pe seama faptului că dimensiunea medie a grăuntelui bainitic în stare de livrare a fost de cca. 4 μm.

Urmărind proporția de ferită se remarcă o creștere mai rapidă la probele A și B în comparația cu probele C și D cu cca. 8%. Așa cum s-a observat la dimensiunea medie a grăuntelui feritei s-a confirmat și la proporția acesteia, solicitarea mecanică suprapusă celei termice îngreunează procesul transformărilor structurale în comparație cu situația când acționează numai solicitarea termică. Evident, creșterea conținutului de ferită are loc pe seama reducerii celui de bainită.

Microstructura otelului 12CrMoV3 supas simulării termice (probe A)
Durata h ; a)0, b)9, c)16, d)30, e)55, 1000x, atac Nital 2%.



Microstructura oțelului 12H1MF supus simulării termice (probe B)
Durata h : a)0, b)9, c)16, d)30, e)55, 1000x, atac Nital 2%

a)

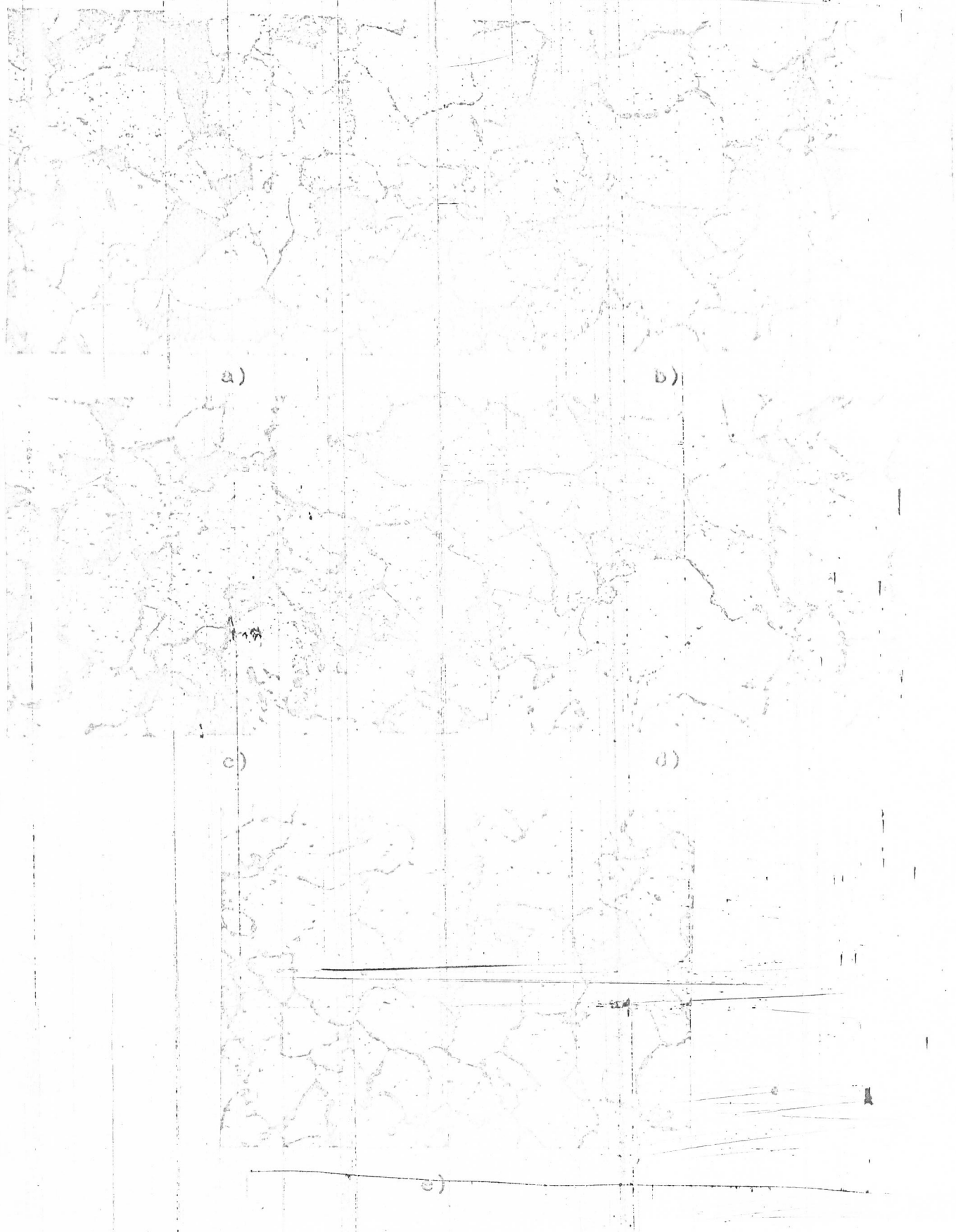
b)

c)

d)

e)

Microstructura oțelului 12CMoV3 supus simulării mecanice și termice (probe C). Durata h : a)0, b)9, c)16, d)30, e)55, 1000x, Nital 2%



Microstructura oțelului 12H1MF supus simulării mecanice și termice
(probe D). Durata h : a)0, b)9, c)16, d)30, e)55, 1000x, Nital 2%

a)

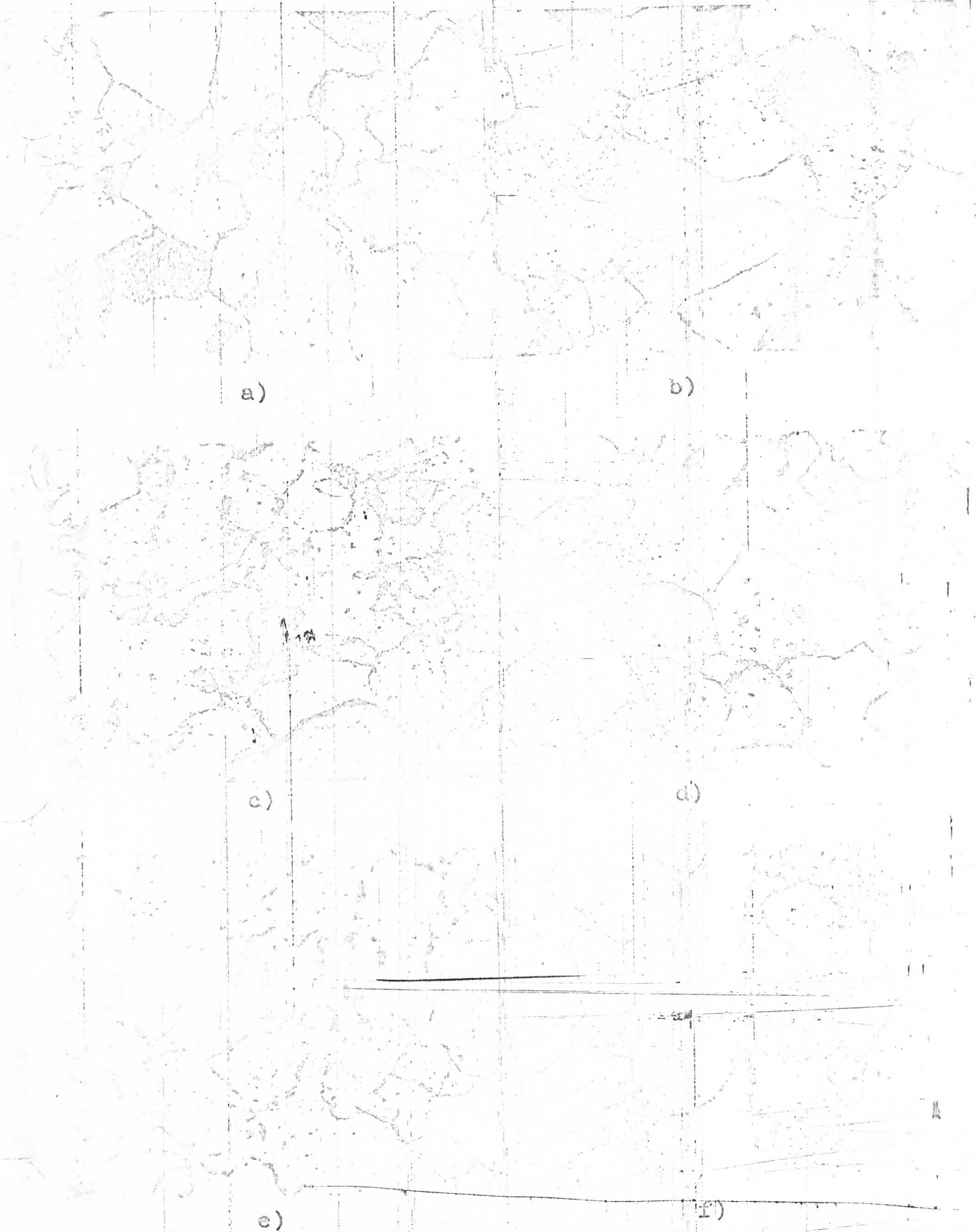
b)

c)

d)

e)

Microstructura probelor supuse utilizării în instalații termoenergetice. Prebele: a)E, b)F, c)G, d)H, e)I, f)J, 1000x, Nital 2%



Tronsoanele de conducte supuse ciclurilor de simulare în laborator au corespuns stării de livrare, fiind tratate la producător conform tehnologiei specifice. În acest mod probele au avut în structură cca. 33-37% bainită. Pornind în această stare ciclurile de simulare în laborator, după o durată de 55 ore la temperatura de 973 K, probele C și D au avut un conținut dublu de bainită în comparație cu probele A, respectiv B.

Analizând în continuare suprafața specifică a constituenților se constată o reducere pe măsura creșterii duratei de solidificare la toate probele supuse simulării (A, B, C, D). Astfel, la probele A (oțel 12CMoV3) și B (oțel 12HLMF) supuse simulării termice, reducerea caracteristicii feritei este la cca. 35% din valorile în starea de livrare. La probele C (oțel 12CMoV3) și D (oțel 12HLMF) supuse simulării mecanice și termice reducerea a fost la 85, respectiv 40% în raport tot cu starea de livrare. Particularizând același parametru dar la bainită, se constată că raportul dintre valoarea în stare de livrare și după durata de 55 ore de simulare prezintă reduceri mai mari la probele A și B (36, respectiv 22%), față de probele C și D (85, respectiv 36%).

Chiar și numărul de particule pe unitatea de volum s-a dovedit a fi o caracteristică sensibilă stării și duratei de simulare. Crescând dimensiunea medie a grăuntelui feritic la probele A și B mai mult decât la probele C și D, evident s-a redus numărul de particule pe unitatea de volum mai mult la primele decât la ultimele. Dacă raportăm valorile acestei caracteristici în stare de livrare și după durata cea mai lungă de simulare în laborator, la probele A și B reducerea a fost de 4,3 respectiv 6,2 ori, în timp ce la probele C și D reducerea a fost doar de 2,2 respectiv 4,1 ori.

Așa cum s-a arătat mai sus, ferita își mărește proporția și dimensiunea medie a grăunților pe măsură creșterii duratei de simulare. Paralel cu aceasta, bainita în secompunere se divide în particule cu dimensiuni mai mici. Evident, în tot cursul simulării vor exista în structură fie grăunți, fie particule de secompunere mai mici de 1 μ m. Totuși numărul acestora se modifică pe parcursul simulării.

Metoda de investigare utilizată a permis separarea numărului de particule pe unitatea de volum mai mici de 1 μ m, de numărul particulelor. Se constată că numărul acestora se reduce

măsură creșterii duratei de simulare în laborator, chiar dacă la ferită crește dimensiunea medie a grăunților, în timp ce la bainită se reduce (fig.3.3 și 3.4). Din aceste reprezentări se constată

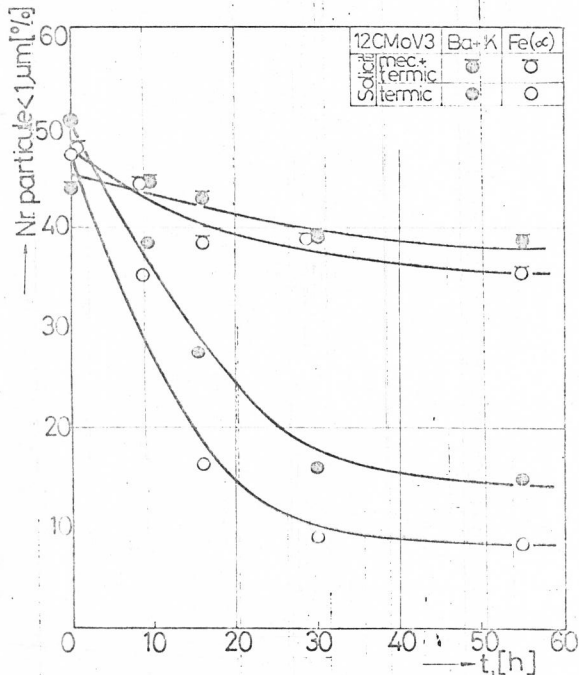


Fig. 33. Dependenta numărului de particule sub 1μm de durata solicitării la oțelul 12CMoV3

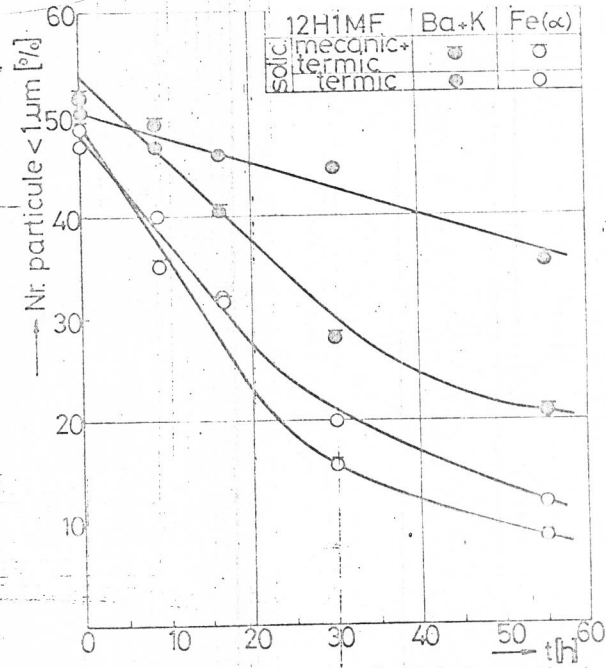


Fig. 34. Dependenta numărului de particule sub 1μm de durata solicitării la oțelul 12H1MF

că la probele supuse numai simulării termice numărul de particule mai mici de 1 μm se reduce mai rapid decât la probele supuse simulării în regim mecanic și termic.

Având la dispoziție rezultatele caracteristicilor cantitative ale microstructurii probelor simulate în laborator, am considerat dimensiunea medie a grăunțului feritic, respectiv bainitic ca variabilă independentă, iar celelalte caracteristici prezentate anterior ca variabile dependente. În acest mod s-au obținut corelațiile din fig.3.5, 3.6, 3.7, 3.8. Ele au la bază prelucrarea prin rigorile statisticii matematice în vederea determinării măsurimilor specifice regresiiilor liniare. Coeficienții de corelație astfel obținuți se situează în intervalul 0,955 - 0,995.

O corelație interesantă am obținut prin reprezentarea numărului de particule pe unitatea de volum funcție de dimensiunea medie a grăunțului feritei (fig.3.9.). Practic a rezultat o dreaptă de regresie pentru rezultatele probelor A, B, C și D, iar coeficientul de corelație a fost 0,996.

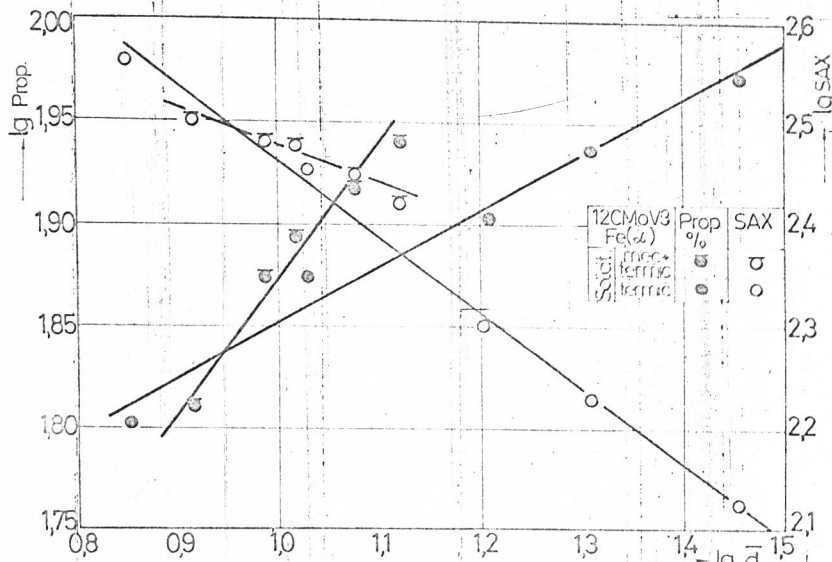


Fig. 35. Dependenta dintre caracteristicile structurale la oțelul 12CMoV3

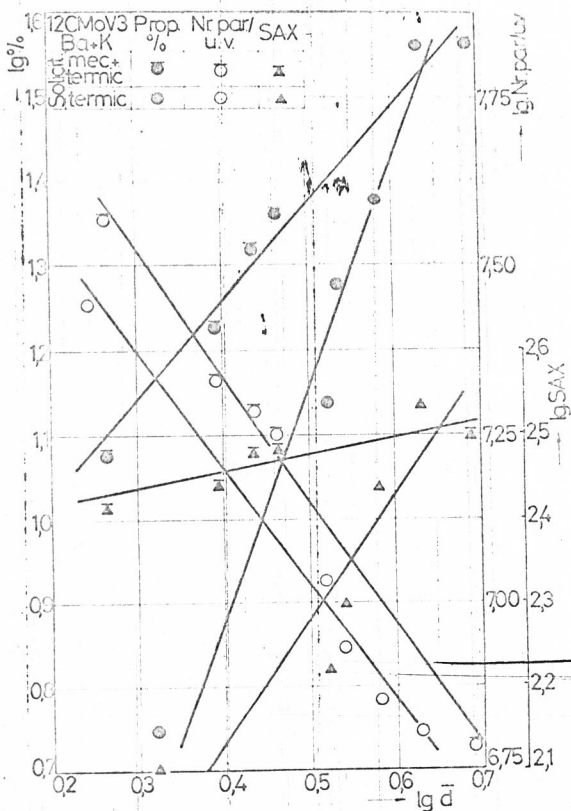


Fig. 36. Dependente între caracteristici structurale la oțelul 12CMoV3

Din cele prezentate ne deduce că se pot obține corelații cu valori ridicate ale coeficienților între diversele caracteristici microstructurale. Alegerea dimensiunii medii a grăuntelui s-a dovedit variabila independentă care furnizează drepte de regresie cu valori deosebit de ridicate pentru coeficienții de corelație.

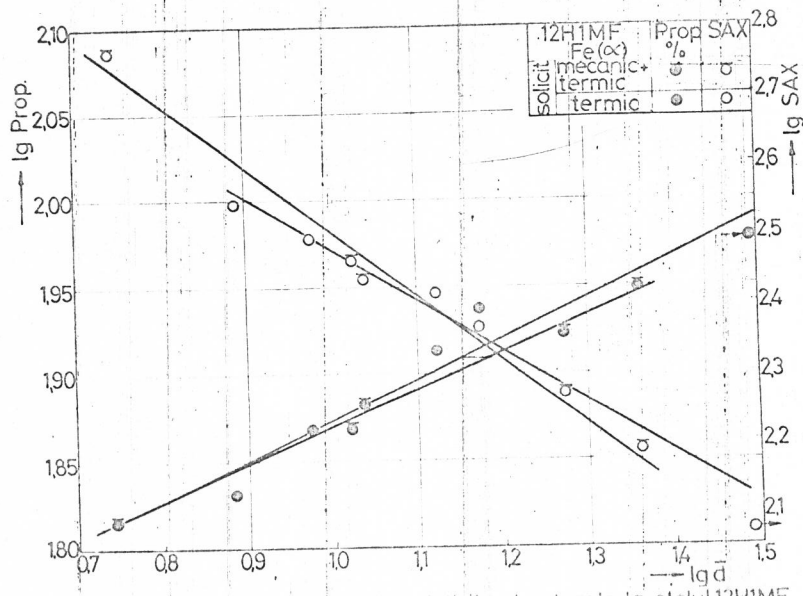


Fig. 37 Dependenta dintre caracteristicile structurale la oțelul 12H1MF

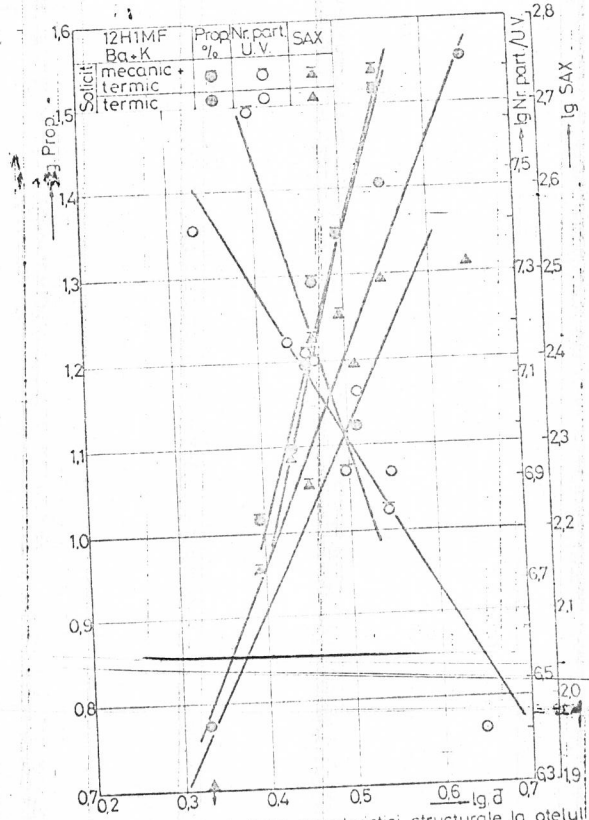


Fig. 38 Dependente între caracteristici structurale la oțelul 12H1MF

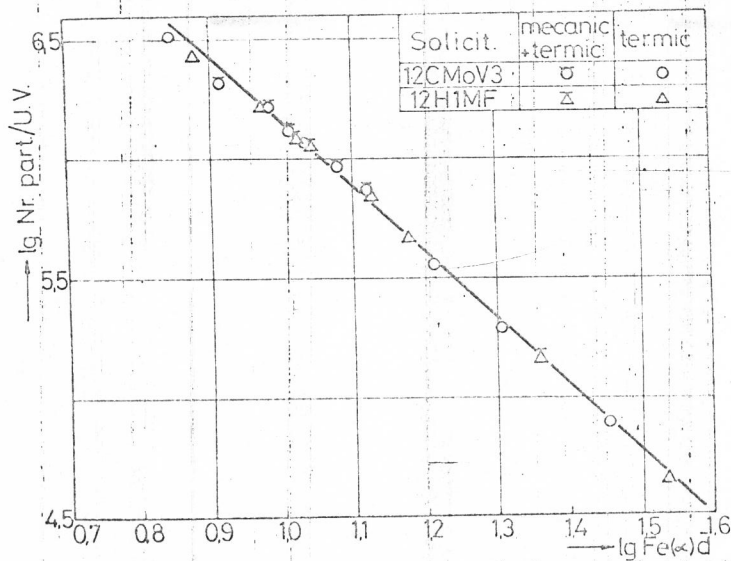


Fig.3.9. Dependența numărului de particule pe unitatea de volum de dimensiunea medie a grăunțului feritei.

3.2. Eficiența elementelor de aliere în îmbunătățirea comportării în exploatare a oțelurilor termorezistente

Condițiile de utilizare impuse agregatelor termoenergetice solicită din partea oțelului caracteristici mecanice și evident structurale favorabile pentru o exploatare pe o durată cât mai îndelungată și la parametrii cât mai apropiați de cei din starea inițială. Există o varietate mare de oțeluri care pot să îndeplinească aceste cerințe dar prețul lor de cost diferă sensibil în funcție de tehnologia de obținere a furniturilor metalice. Din această varietate, practica îndelungată a dovedit că utilizarea oțelurilor slab aliate termorezistente de tip Cr-Mo-V satisfac toate aceste cerințe. Dat fiind conținutul scăzut în elemente de aliere prezintă totodată posibilitatea obținerii unei game largi de caracteristici mecanice adoptând conținutul optim de elemente de aliere și tratamente termice specifice.

Prin introducerea unor atomi străini în interstițiile rețelei de bază sau substituirea atomilor din nodurile acestei rețele intervine o împiedicare a deplasării dislocațiilor /87, 139/. Durificarea soluției solide se poate baza și pe formarea perechilor de atomi ai elementelor de aliere, în special de Mo cu cei de C și N. Domeniul durificării structurale al soluției solide depinde de felul și numărul atomilor substituiți. După /7, 41/ influența atomilor din soluția solidă la temperatură normală este aproximativ

proporțională cu rădăcina patrată din concentrație, fiind de asemenea proporțională cu raza atomului respectiv.

Pentru oțelurile de tip Cr-Mo-V, cel mai important element de aliere s-a dovedit a fi Mo. Acesta are cea mai ridicată energie de interacțiune cu dislocațiile, ceea ce este similar cu frînarea puternică a deplasării acestora de către atomii introduși. Astfel, la oțelurile feritice, energia de interacțiune a atomilor elementelor de aliere cu dislocațiile la temperatura de 873 K este pentru Mo de 0,79, pentru V de 0,63, iar pentru Cr de 0,09 J/atom /7,106/.

În studii s-a încercat exprimarea calitativă a corelației dintre conținutul în elemente de aliere și contribuția mecanismelor de durificare structurală datorită atomilor interstițiali sau de substituție, respectiv prezența particulelor de faze secundare. A rezultat că la oțelurile aliate numai cu Mo, influența soluției solide este mai semnificativă decât la oțelurile aliate cu Cr și V.

În privința participării ambelor mecanisme în diferite condiții de solicitare se deduce că durificarea datorită particulelor precipitate are o influență mai mare la temperaturi mai scăzute și/sau tensiuni mai mici în comparație cu durificarea datorită atomilor interstițiali sau de substituție.

Faptul că V are o influență mai redusă asupra durificării soluției solide decât Mo provine pe de o parte din diferențe în razelor atomice față de a Fe, cât și parțial faptului că formează în mai mare măsură carburi decât Mo. În unele studii s-a reușit exprimarea cantitativă a contribuției celor două mecanisme la mecanismul de durificare /11,37,49,139/. Astfel, dacă distanța medie dintre particule este mai mică de 1500 Å, rezistența de durată este determinată de prezența particulelor precipitate de carburi. Altfel, valori mai mari decât cea menționată, rezistența de durată este determinată de interacțiunea atomilor de aliere dizolvați în soluția solidă.

3.3. Contribuția mecanismelor de durificare la rezistența de durată a oțelurilor termorezistente

Comportarea oțelurilor slab aliate termorezistente este predominant determinată de gradul de aliere și de tratamentele termice utilizate. La mecanismele de durificare structurală aduc contribuția atât particulele de faze secundare cât și atomii din soluția solidă, în special cei interstițiali /34,72,93,117/.

În continuare se prezintă pe scurt contribuția diferitelor mecanisme de durificare structurală.

a).- Particulele precipitate contribuie la rezistența finală prin:

- particule sferice necoerente, avînd duritatea ridicată:

$$R_p = 0,298 \frac{G \cdot b}{\bar{L}} \ln \left(\frac{\sqrt{2/3} \bar{D}}{b} \right) \quad [\text{MPa}] \quad (3.1)$$

în care : G - modulul de elasticitate transversal,

b - vectorul Burgers,

\bar{L} - distanța medie dintre particule,

\bar{D} - diametrul mediu al particulelor.

- particule coerente, moi :

$$R_p = k \cdot G \left(\frac{r}{b} \right)^{1/2} \cdot f^{1/2} \cdot \xi^{3/2} \quad (3.2)$$

în care : f - fracțiunea de volum a particulelor în matrice,

k - constantă ($k = 2$),

r - raza particulei,

ξ - deformația coerentă cauzată de nepotrivirea parametrilor rețelei cu ai particulei.

b).- Contribuția dislocațiilor la fenomenul menționat este exprimat prin relația :

$$R_D = 2 \cdot \alpha \cdot G \cdot b \cdot \rho^{1/2} \quad (3.3)$$

în care : α - constantă ($\alpha = 0,5$),

ρ - densitatea medie a dislocațiilor.

c).- Dimensiunea medie a grăunților afectează durificarea structurală prin relația :

$$R_Z = k \cdot D^{-1/2} \quad (3.4.)$$

d).- Influența forțelor de frecare. Investigațiile lui Peierls și Nabarro pe o rețea perfectă au evidențiat faptul că dislocațiile se pot deplasa sub acțiunea unei tensiuni, corelată cu modulul tangențial, tipul rețelei elementare și natura dislocațiilor. În cazul Fe, la temperatura de 293 K, tensiunea necesară este:

$$R_{PN} = 40 \text{ MPa} \quad (3.5)$$

Cu această valoare efectul menționat suplimentează rezistența oțelului.

e).- Contribuția atomilor de substituție la rezistența oțelului este determinată de relația :

$$R_S = \sum_{i=1}^n k_i \cdot x_i \quad (3.6)$$

în care : k_i - constantă [MPa/%]

x_i - concentrația elementelor de aliere în soluția solidă [%]

În /137/ sînt notate cîteva valori ale constantei k , pentru: Al = 60, Cr = -10, V = 24, Mo = 22, Mn = 50. Influența negativă a Cr apare pînă la o concentrație de 2%.

f).- Contribuția atomilor interstițiali este determinată cu relația :

$$R_i = 2 \cdot k \cdot f \quad (3.7)$$

în care : k - constantă ($4,7 \cdot 10^7$ MPa),

f - fracțiunea atomilor interstițiali.

Problemele dificile apărute în încercarea de a determina parametrii specifici fiecărui mecanism de durificare structurală au dus la acceptarea însumării simple a efectelor constatate /136/. Investigațiile au arătat că situația nu este atît de simplă, dar în anumite cazuri specifice este justificată această soluționare a problemei :

Analiza unor rezultate din literatură obținute prin încercarea la fluaj, printre care și cele din /14, 34/ a arătat că rezistența tehnică de durată în stare de livrare, precum și după o anumită durată de utilizare, crește pe măsura sporirii cantității de bainită paralel cu reducerea distanței medii dintre particulele de VC din ferită. Valoarea distanței dintre particule este cu atît mai mică cu cît proporția de bainită este mai mare, ceea ce poate explica astfel: la oțelul 12HLMF, prin mărirea vitezei de răcire de la temperatura de austenitizare, crește nu numai cantitatea și gradul de dispersie a bainitei dar și densitatea distribuției centrelor potențiale de cristalizare a particulelor de VC. Totodată, are loc o multiplicare a dislocațiilor, a subliniilor la unghiuri mici, precum și a altor particule cu un potențial chimic relativ ridicat. Aceasta determină o eterogenitate suplimentară

mentară a structurii din cauza separării particulelor de carbură de V anterioară, în timpul tratamentului de revenire și a transformărilor structurale datorită exploatării /98/.

Se remarcă faptul că în stare de livrare, dar și după o anumită durată de exploatare, pentru conținutul în bainită redus (0-10%), distanțele medii dintre particulele de carbură de V sînt apropiate. Datorită însă faptului că după cca. 40-100 mii ore de utilizare crește într-o oarecare măsură și conținutul de V legat în carburi are loc o variație relativ redusă a distanței medii dintre particule. Acceptînd o compoziție stoichiometrică constantă a VC, această modificare este influențată nu numai de stabilitatea distribuției particulelor de carburi obținute în timpul tratamentului termic inițial, ci și de separarea continuă a particulelor în cursul utilizării.

La un conținut de peste 10% bainită în structură are loc o intensificare a forțelor de interacțiune atomică evidențiate prin creșterea modului de elasticitate. În afara modificării proprietăților rețelei matricei, în timpul alierii atomii interacționează cu dislocațiile pe care le blochează prin atmosferele create. Totodată, frecarea din rețea în timpul deplasării dislocațiilor sporește în planurile de alunecare active. /75,147/.

La dizolvarea unui element de aliere care diferă de mase solventă prin dimensiunile atomilor și prin constantele elastice, tensiunea de frecare este proporțională cu parametrul definit de relația :

$$\varepsilon_s = |\varepsilon'_G - \alpha \varepsilon_b| \quad (3.8)$$

în care : ε'_G - diferența dintre modulele de elasticitate,
 ε_b - neconcordanță dimensiunilor atomice,
 α - constantă ($\alpha = 3$).

Evaluînd mărimea ε_b după dependența parametrului rețelei de concentrația de Mo din soluția solidă se obține $\varepsilon_b \approx 0,14$. Introducerea într-un oțel cu conținut redus de C a unei cantități de 0,70% Mo masă (cca. 0,35% at) la temperatura de 850-K mărește modulul de elasticitate (E) de la $18 \cdot 10^9$ la $19 \cdot 10^9$ MPa. Considerînd că G se modifică proporțional cu E se obține:

$$\varepsilon_G = 30 ; \quad \varepsilon'_G = 1,9 ; \quad \varepsilon_s = 1,4$$

Cercetările au arătat că legarea a peste 70% Mo prezent



în soluția solidă, sub formă de carburi diminuează relativ puțin, caracteristicile de rezistență ale oțelului.

Durificarea structurală a oțelurilor de tip Cr-Mo-V este condiționată în special de aportul frecării din rețea în timpul dizolvării Mo. Reducerea cantității de Mo din soluția solidă până la 0,14 - 0,10% din masă nu produce o influență semnificativă asupra durabilității oțelului.

Pentru a obține oțeluri slab aliate termorezistente cu o comportare corespunzătoare la solicitări de lungă durată au fost aplicate diferite condiții de tratament termic ceea ce a determinat configurații specifice ale structurii metalurgice. În acest mod s-a constatat că la oțeluri de tip Cr-Mo-V cea mai ridicată rezistență de durată pentru perioade nu prea lungi de utilizare s-a obținut pe o structură predominant bainitică cu granulație relativ mare. Apariția feritei în structură, într-o proporție tot mai ridicată, diminuează rezistența de durată /19,32,74,123,131,143/.

La oțelurile aliate cu 2,25% Cr având o structură predominant bainitică, rezistența de durată are valori ridicate numai pentru durate relativ scurte (10000 ore la temperatura de 823 K). Apariția feritei în structură a determinat o comportare cu o rezistență de durată mai stabilă în timp, mai ales după durate lungi de utilizare (de exemplu 50.000 ore la temperatura de 873 K).

La conținuturi între 20-80% ferită în structură s-a constatat că nici limita de curgere nu se modifică semnificativ (fig. 3.10) /139/. La un conținut de peste 80% ferită în structură reducerea limitei de curgere este semnificativă. Totodată, un conținut ridicat în bainită determină o reducere pronunțată a tenacității (fig. 3.11) /127/. Apariția perlitei în structură a determinat creșterea importanței a alungirii la rupere în comparație cu o structură bainitică la care valoarea acestei caracteristici a fost minimă.

Într-un capitol ulterior vor fi prezentate rezultatele proprii asupra corelațiilor dintre caracteristicile mecanice și structurale.

Studiile efectuate pe probe supuse încercărilor la fluaj au arătat că în intervalul fluajului secundar, densitatea de dislocații rămâne practic constantă. La un oțel cu 0,05% C /115/ s-a constatat că densitatea dislocațiilor afectează relativ puțin viteza de fluaj. În cazul oțelurilor analizate de /142/, numărul

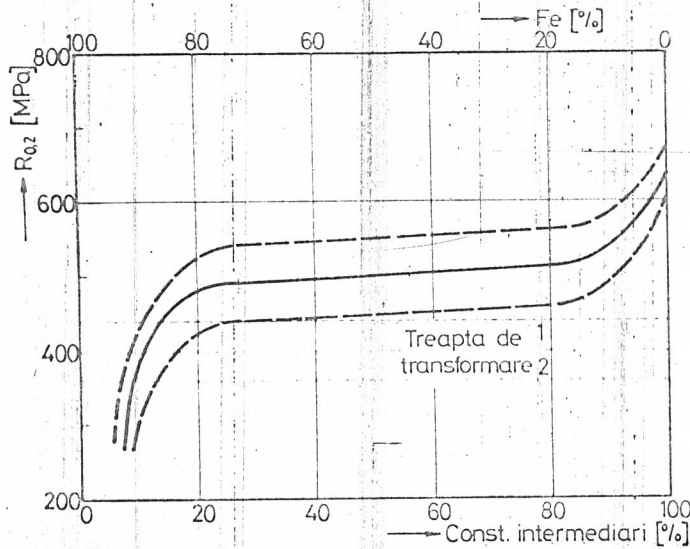


Fig. 310. Influența structurii asupra limitei de curgere la oțelul 14MoV6 3/139/.

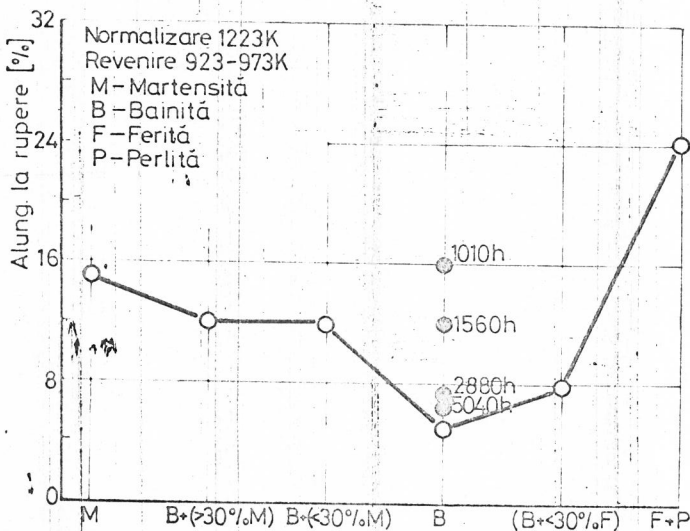


Fig. 311. Dependența alungirii la rupere la fluaj, de structura oțelului 14MoV6 3/127/.

dislocațiilor participante la alunecare este independent de densitatea dislocațiilor și deci nu există o dependență directă între densitatea acestora și comportarea de durată. Deplasarea dislocațiilor afectează comportarea de durată prin distanța dintre particulele de precipitate și densitatea interacțiunii dislocație-particulă de fază secundară.

Frînarea deplasării dislocațiilor de către particulele precipitate s-a dovedit mai eficientă decât cea produsă de limitele grăunților.

3.4. Concluzii cu privire la modificările structurale ale oțelurilor slab aliate termorezistente în timpul solicitării

În starea de livrare, oțelurile de tip Cr-Mo-V se livrează după aplicarea unui tratament termic care constă din normalizare și revenire. În aceste condiții structura recomandată conține cca. 35% bainită și cca. 65% ferită. Se remarcă preocupările sistematice pentru studierea influenței temperaturii și vitezei de răcire în special din domeniul de austenitizare. Obținerea valorilor menționate pentru constituenții structurali asigură valori corespunzătoare pentru caracteristicile mecanice, în special cele de lungă durată, stabile pe durate lungi de utilizare.

Solicitările din cursul exploatării furniturilor mecanice realizate din oțeluri de tip Cr-Mo-V determină profunde transformări ale caracteristicilor structurale și implicit a celor mecanice.

Solicitarea termică permite o modificare a caracteristicilor structurale mai intensă decât în cazul când probele au fost supuse solicitării mecanice și termice în laborator. Dintre caracteristicile structurale determinate cantitativ a rezultat că în funcție de dimensiunea medie a grăuntelui feritei, respectiv bainitei, pot fi reprezentate celelalte caracteristici pe baza unor drepturi de regresie având coeficienți de corelație ridicată.

Din studierea comparativă a rezultatelor obținute pe oțelul 12CrMoV3, respectiv 12HLMF, se constată corelații similare între caracteristicile structurale, atât ca dispunere a drepturilor de regresie, dar și ca putere a corelațiilor. De menționat că rezultatele care materializează dependența numărului de particule pe unitatea de volum a feritei funcție de dimensiunea medie a grăuntelui acesteia au permis obținerea unei singure drepturi de regresie pentru cele două oțeluri investigate.

Modificările caracteristicilor structurale, iar în continuare vom vedea că și cele mecanice, sînt în dependență de fenomenul de durificare structurală. Acesta la rîndul său este o interdependență de mecanisme care însumate definesc caracteristicile de rezistență ale oțelului. Pe această bază vom încerca stabilirea corelațiilor cantitative prin urmărirea ponderii modificărilor cantitative ale caracteristicilor structurale asupra valorilor celor mecanice.

CAP. 4 TRANSFORMAREA PARTICULELOR DE CARBURI PRIN SOLICITAREA DE LUNGA DURATA

4.1. Carburi speciale care apar în oțelurile slab aliate termorezistente

Oțelurile slab aliate termorezistente de tip Cr-Mo-V se utilizează în mod curent în intervalul de temperatură 723-873K. În aceste condiții proprietățile de termorezistență sînt determinate în primul rînd de prezența carburilor speciale.

Procesele care determină precipitarea carburilor speciale sînt deosebit de complexe și numai în puține cazuri sînt cunoscute. La oțelurile care conțin un singur element de aliere situația este întrucîtva mai simplă. La oțelurile care însă conțin mai multe elemente de aliere este frecventă formarea carburilor prin mai multe etape intermediare. Solubilitatea carburilor pentru alte elemente care la rîndul lor pot să producă carburi, joacă un rol important.

Fenomenele de precipitare a carburilor speciale în categoria oțelurilor slab aliate termorezistente au fost studiate sub diferite aspecte /9, 71, 78/. Importanța deosebită a formării acestor carburi a fost tratată și de /170/ aducînd unele contribuții originale. Studiile întreprinse în acest domeniu fac o reparațizare a carburilor în raport cu poziția elementelor în sistemul periodic (fig.4.1) /28/. Prin aceasta, carburile binare se pot

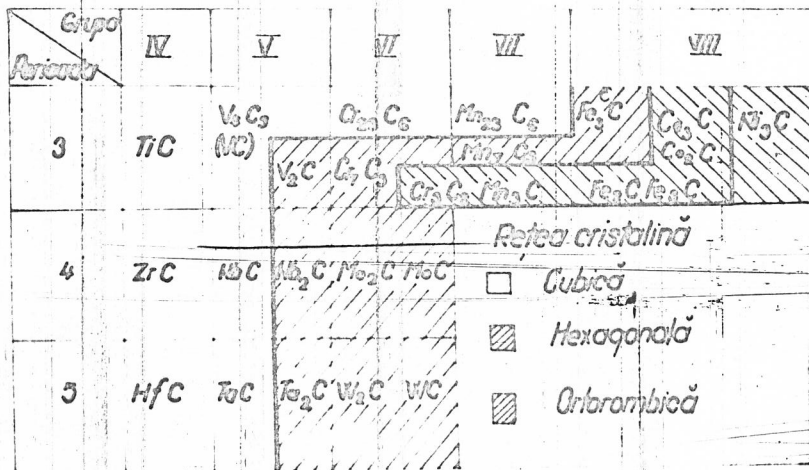


Fig.4.1 Carburi de elementelor de aliere /28/

împărți în trei clase pe baza rețelei lor cristalografice.

De menționat că aceste carburi binare apar rar într-o formă chimică clar definită. Aceasta provine din faptul că unele carburi au o solubilitate ridicată pentru alte elemente de aliere decât cele pe care le conțin. Din acest motiv se obișnuiește adesea, ca metalele să fie notate general cu M în locul simbolului chimic corespunzător.

Principalele tipuri de carburi care apar în oțelurile slab aliate termorezistente sînt următoarele :

a).- carbura M_3C are o structură ortorombică, specifică cemen-titei. Ea poate conține în soluție, în afara Fe, valori foarte dife-rite de elemente de aliere. De exemplu, Cr are o solubilitate impor-tantă care poate atinge chiar 25% atomice. Solubilitatea Mo este de 4%, iar a V pînă la 10% în carbura $(FeV)_3C$, respectiv pînă la 17% în $(FeVCr)_3C$.

b).- carbura M_7C_3 bogată în Cr, are o solubilitate ridicată pen-tru fier care poate fi elementul principal de aliere. Mo și V au o solubilitate mult mai redusă în această carbură.

c).- carbura $M_{23}C_6$ este bogată în Cr, în oțelurile fără Mo, avînd o structură complexă qfc $(Cr_{23}C_6)$.

În oțelurile care conțin Mo, structura acestei carburi poate apare complet fără Cr. Se poate forma astfel o carbură ternară $Fe_{21}Mo_2C_6$ prin ocuparea pozițiilor specifice ale rețelei de către atomii Fe sau Mo. În oțelurile conținînd Mo și Cr, compoziția sa chimică se situează între $Cr_{23}C_6$ și $Fe_{21}Mo_2C_6$, depinzînd de compozi-ția chimică și tratamentul termic al oțelului. Coeficientul de par-ticipare al Mo între carbura $M_{23}C_6$ și ferită este de pînă la cca.60.

d).- carbura M_6C este o particulă ternară a Fe și Mo, cu toate că prezintă solubilitate apreciabilă și pentru alte elemente. Structu-ra sa este cubică complexă, iar în sistemele ternare simple compo-ziția se situează de la Fe_4Mo_2C la Fe_3Mo_2C . Această carbură poate dizolva în soluție Cr și V pînă la rapoarte metal-atom de 0,3, res-pectiv 0,1.

e).- carbura M_aC_b este bogată în Mo. Uneori este notată sub for-ma Fe_nMo_mC . Unele studii o prezintă sub forma Fe_2MoC sau chiar M_3C . Totuși, ea este diferită de carbura M_3C anterioară prin înlocuirea unui atom de Fe cu unul mai mare de Mo.

f).- carbura VC - este specifică V mergînd de la VC pînă la V_4C_3 . Compoziția sa chimică depinde de raportul V:C. Repartizarea

ideală în rețeaua a carbonului are compoziția chimică VC, iar rețeaua care la numărul maxim de goluri este încă stabilă este V_4C_3 . Există o anumită solubilitate a Fe, Cr și Mo în carbura de V, dar la nivele scăzute.

g).- carbura M_2C este de obicei bogată în Mo apărând sub forma Mo_2C . Ea are o solubilitate considerabilă pentru Cr și V, dar mult mai redusă pentru Fe. Tipul M_2X în care X reprezintă C sau N, iar uneori chiar ambele tipuri de atomi interstițiali. Solubilitatea extensivă a elementelor de aliere din oțeluri determină apariția unei faze de forma $(Cr, Mo, V)_2 (C, N)$.

h).- carbura MoC apare rar în oțeluri sub forma unei rețele hexagonale. Ea nu apare în oțelurile aliate datorită stabilizării altor faze.

4.2. Morfologia particulelor de carburi

Carburile care conduc la durificarea structurală sînt precipitate ca particule fin dispersate în interiorul grăunților. În studiile efectuate s-a considerat că particulele situate la limitele grăunților, îngroșându-le, sînt faze de echilibru, de exemplu $M_{23}C_6$ sau M_6C sau particule metastabile intermediare cum sînt M_aC_b sau $M_{23}C_6$ în oțelurile cu Mo. Preocuparea principală este identificarea particulelor fin dispersate din matrice apărînd sub forma: Mo_2C în oțelurile cu Mo, M_7C_3 în cele cu Cr și V_4C_3 în cele cu V.

Fără îndoială, aceste concepte simple nu sînt întotdeauna valabile și s-a încercat identificarea particulelor de carburi după formă și distribuție. Difracția de electroni sau raze X este esențială în această privință.

Cercetările electronografice pe un oțel de tip Cr-Mo-V /53/ arată că particulele de carburi de formă patrată sînt de tipul M_3C și $M_{23}C_6$, cele de formă alungită sînt M_7C_3 , iar cele fin dispersate sînt VC. În investigațiile lor /80, 118/, s-a reușit prezentarea separată a unor imagini pe replici de extracție ale unor tipuri reprezentative de particule de carburi (fig.4.2., 4.3., 4.4, 4.5, 4.6). Din aceste imagini se remarcă o varietate de forme de apariție a acestor carburi. Ele au fost obținute pe oțeluri slab aliate termorezistente, după tratamente termice specifice.

Intrucît numai prin imagini electronografice nu se poate stabili cu certitudine natura carburii, singura modalitate de a avea

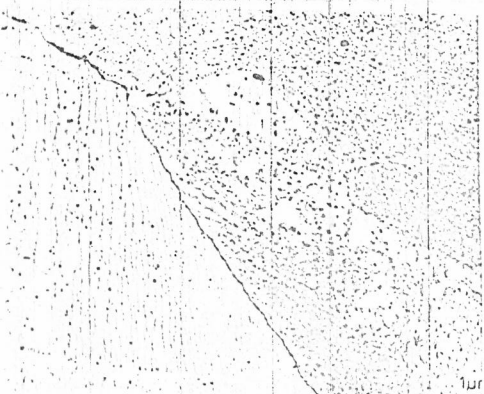


Fig.4.2.Precipitarea VC în oțel Cr-Mo-V/80%.

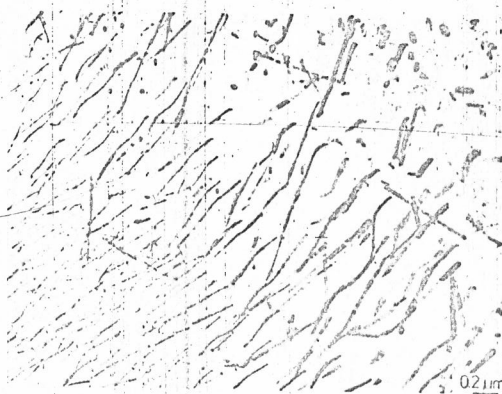


Fig.4.3.Precipitarea VC în oțel Cr-Mo-V/80%.

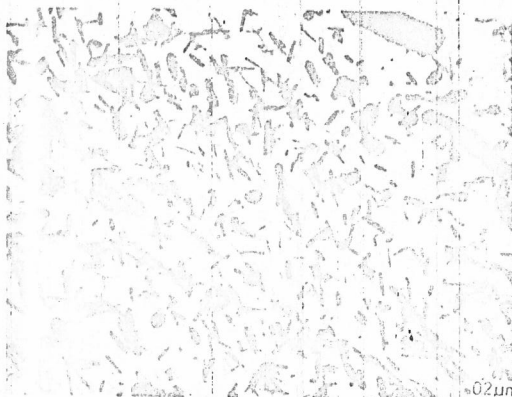


Fig.4.4.Precipitarea Mo₂C în oțel Cr-Mo/80%.

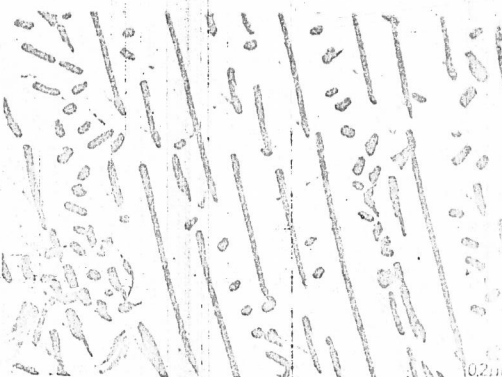


Fig.4.5.Precipitarea M₂₃C₆ în oțel Cr-Mo/80%.

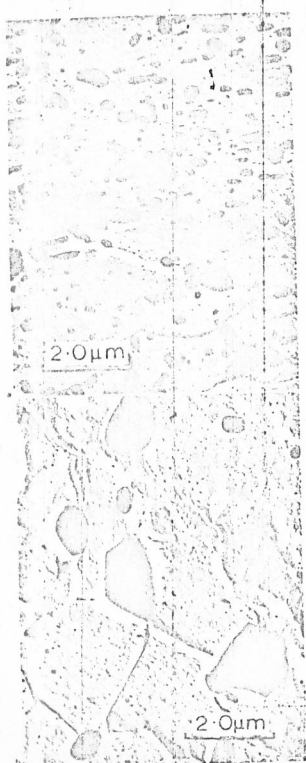


Fig.4.6.Precipitarea Mo₂C în oțel Cr-Mo/80% la 100x.

certitudine asupra investigațiilor rămâne difracția cu raze X sau electronii.

În programul de investigații am recurs la a doua variantă de cercetare. Difracția de electroni este o metodă curentă a cărei baze teoretice se sprijină pe caracterul de undă al electronului. Teoria metodei precum și modul de interpretare a tablourilor de difracție se găsesc în multe publicații /5, 24/.

Identificarea particulelor de carburi din probele supuse investigațiilor s-a efectuat după pregătirea prealabilă a unor replici de extracție. Examinarea acestora la microscopul de tip Jeol 200CX la o tensiune de accelerare de

200 kV a permis identificarea unor tablouri de difracție specifice. În acest studiu am luat în discuție numai anumite particule, reprezentative ale probelor.

Este posibil ca în cursul procesului de pregătire a acestor replici de extracție să nu fi fost reținute sau să se fi pierdut unele particule de faze secundare. Cu toate acestea metoda de examinare pe replici de extracție este uzitată în multe laboratoare de cercetare /69, 81/.

Constanta aparatului în cursul examinărilor a fost 25,8. În cursul investigațiilor am reținut câteva tablouri de difracție dintre care unele sînt prezentate în planșa 4.1. Cifrele notate pe imagini reprezintă planele cristalografice ale carburilor identificate așa cum sînt prezentate în tabelul 4.1. Distanțele interplanare au fost coroborate cu cele din ASTM pentru a avea certitudine asupra naturii particulelor identificate. Se remarcă prezența pe o plajă largă a carburii Fe_3C . Cu o extindere mai limitată a apărut carbura Cr_7C_3 , iar pentru durate lungi de simulare prin solicitare mecanică și termică (M+T), sau după perioade lungi de exploatare a instalațiilor termoelectrice a apărut carbura $Cr_{23}C_6$.

4.3. Generarea particulelor de faze secundare

Oțelurile slab aliate termorezistente destinate utilizării în condiții de temperatură și presiune ridicată sînt supuse în stare inițială unui ciclu de tratament termic care determină o precipitare incompletă a fezelor în echilibru sau intermediare. Acest ciclu constă într-o normalizare urmată de revenire.

În general, la oțelurile feritice, temperatura de revenire este mai ridicată decît cea din exploatare. Cu toate acestea în cursul utilizării au loc precipitări suplimentare din soluția solidă datorită dependenței solubilității de temperatură. Datorită duratei relativ scurte a tratamentului termic de revenire particulele de carburi prezente în oțel ajung în rare cazuri să se apropie sau să atingă starea de echilibru. Aceasta este cauza care generează noi transformări ale carburilor în timpul utilizării de lungă durată. Astfel, /170/ a evidențiat carburile identificate într-o varietate mare de oțeluri slab aliate termorezistente, iar /4/ a studiat în mod sistematic oțelurile de tip Cr-Mo-V.

Studiile efectuate pînă în prezent în acest domeniu au evidențiat că succesiunea precipitării particulelor de carburi în timpul revenirii în oțeluri care conțin mai multe elemente de aliere

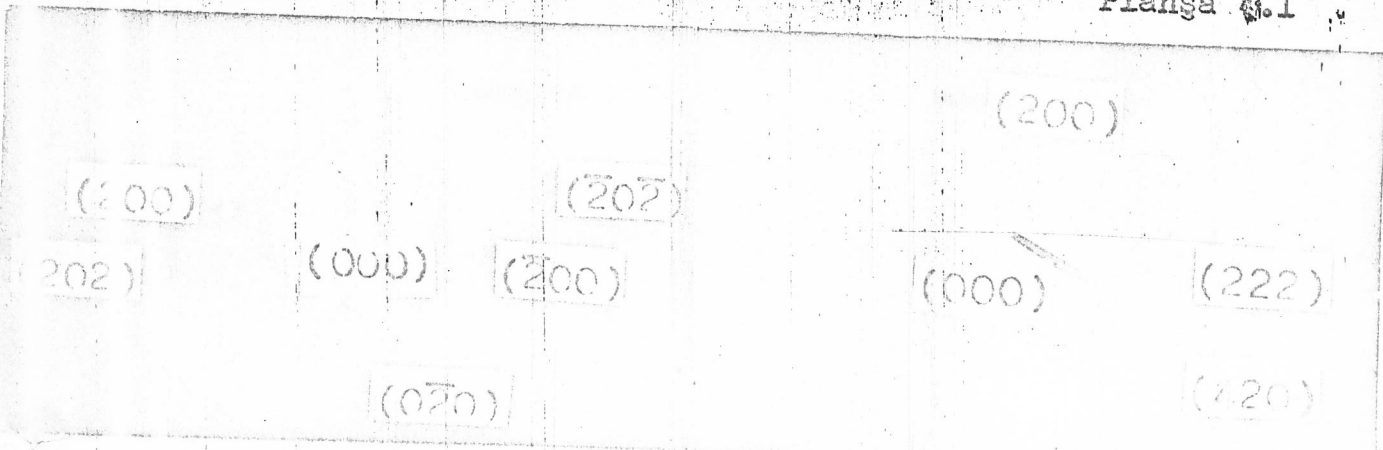
Tabelul 4.1.

Principalele particule de carburi identificate și caracteristicile lor

Nr. crt.	Oțelul	Starea de solicitare	Plane caracteristice	Distanța interplane (nm)	Carbura	Plasa 4.1.			
1.	12CMoV3	stare livrare	(200)	2,10	Fe ₃ C	a			
2.			(200)	2,10					
3.			(202)	1,32					
4.			(202)	1,32					
5.			(020)	1,74					
6.	12CMoV3	(M+T)30 h	(002)	2,06	Cr ₇ C ₃ Fe ₃ C ³	b			
7.			(222)	1,07					
8.	12HLMF		stare livrare	(220)			2,06	Fe ₃ C ²³ Cr ₂₃ C ₆	c
9.		(402)		1,32					
10.		(222)		1,20					
11.		(200)		1,20					
12.	12HLMF	(M+T) 16 h		(020)	2,06	Fe ₃ C	d		
13.			(220)	1,32					
14.			(020)	2,06					
15.			(200)	1,25					
16.			(200)	1,25					
17.	12HLMF	(M+T)30 h	(200)	2,04	Cr ₇ C ₃	e			
18.			(200)	2,04					
19.			(020)	2,04					
20.			(020)	2,04					
21.			(220)	1,46					
22.			(202)	1,46					
23.			(422)	1,05					
24.	12HLMF		(M+T)55 h	(020)			2,10	Fe ₃ C	f
25.				(020)			2,10		
26.				(200)			1,35		
27.		(200)		1,35					
28.		(220)		1,20					
29.		(220)		1,20					
30.		(202)		1,63					
31.		(202)		1,63					
32.	12HLMF	H		(200)	1,969	Fe ₃ C Cr ₇ C ₃	g		
33.				(422)	1,20				
34.			(220)	1,29					
35.	12HLMF	J	(002)	2,06	Fe ₃ C ²³ Cr ₂₃ C ₆	h			
36.			(222)	1,07					

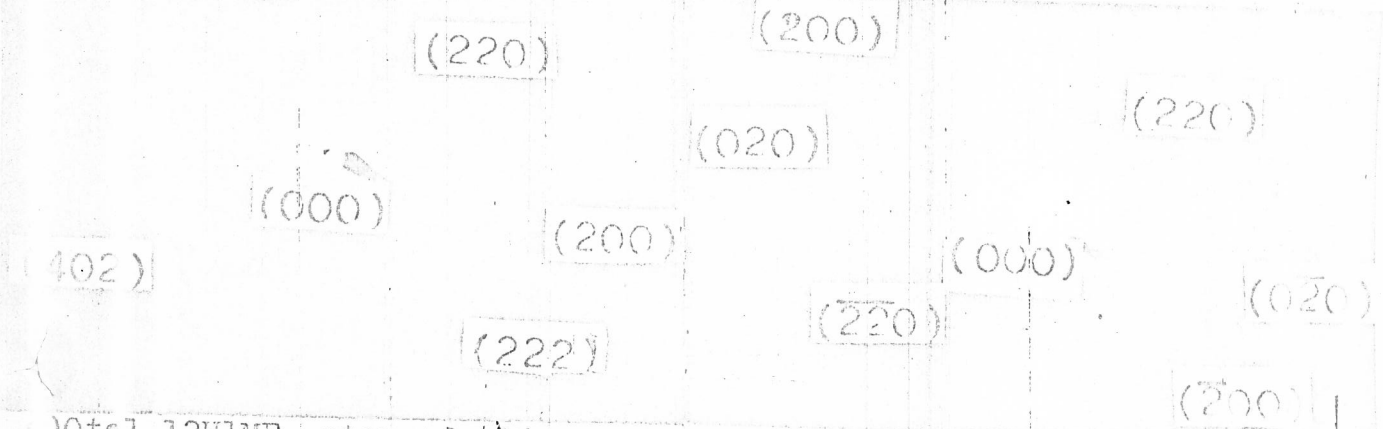
stă complexă, imposibil de a fi prevăzută cu certitudine.

În conformitate cu parametrul Holloman-Jaffe, în categoria de oțeluri analizate, fracțiunea de volum suplimentară a carburilor precipitate la o temperatură de fluaș mai scăzută decât cea de revenire poate fi redusă dacă solubilitatea caracteristică stării de echilibru a fost atinsă în timpul tratamentului termic. Aceasta va afecta semnificativ mai mult distanța dintre particule



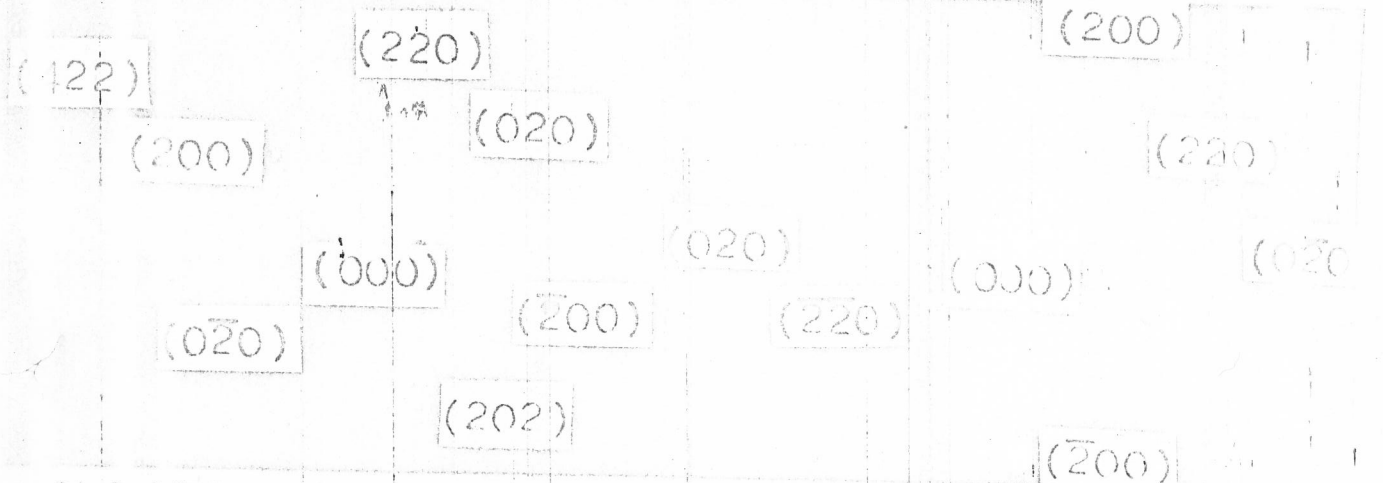
a) Oțel 12CMoV3, stare de livrare

b) Oțel 12CMoV3, simulare M+T 30h



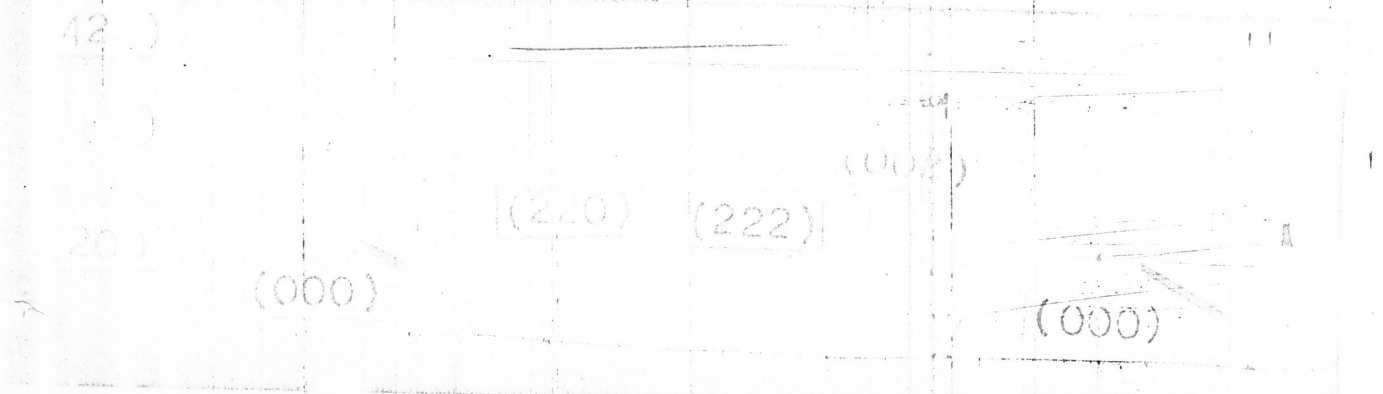
c) Oțel 12H1MF, stare de livrare

d) Oțel 12H1MF, simulare M+T 16h



e) Oțel 12H1MF, simulare M+T 30h

f) Oțel 12H1MF, simulare M+T 55h



g) Oțel 12H1MF, utilizat, proba H

h) Oțel 12H1MF, utilizat, proba H

dacă are loc o germinare suplimentară continuă decât dacă există particule grosolane stabile.

Investigațiile efectuate au concluzionat că structura inițială a matricei pare să aibă un efect redus asupra apariției precipitării. La oțelurile de tip Cr-Mo-V și Cr-Mo, în stare normalizată și revenită a fost observată precipitarea suplimentară a carburii Mo_2C (M_2X) în timpul încercării la fluaj în intervalul de temperatură 838-873 K /119/. Totodată s-a stabilit că în oțelurile menționate tensiunea este determinantă în formarea carburii Mo_2C . Există o incertitudine dacă această precipitare este în întregime din soluția solidă sau implică dizolvarea carburilor mai puțin stabile.

Natura fazelor de carburi dispersate este factorul cel mai important care influențează comportarea la fluaj. Gradul de dispersie al acestora revine în mare parte din tratamentul termic de revenire /170/. Cu toate că acesta este un proces complex se poate considera ca o precipitare din soluția suprasaturată după următoarea succesiunea a reacțiilor :

zone → precipitate intermediare → precipitate de echilibru

Sucesiunea menționată este caracteristică oțelurilor cu durificare secundară. Trecerea zonelor în precipitate intermediare are loc în intervalul de temperatură (0,4 - 0,5) din temperatura de topire. [K]. La oțelurile de tip Cr-Mo-V acest interval este situat la 723-873 K. Particulele de precipitate intermediare sînt de obicei coerente cu matricea de bază, dar pe măsură ce coerența se reduce gradul de suprasaturare este diminuat. În continuare, creșterea particulelor este controlată de difuzia atomilor din soluția solidă, de la cele mici spre cele mari.

La temperaturi de cca. 923 K particulele de carburi au suprafața de interacțiune necoerentă cu matricea. Ele tind să se globulizeze și să crească rapid. Procesul este intensificat de energiile mari de interdependență a suprafețelor. Exemple tipice cu astfel de comportare este formarea carburilor $M_{23}C_6$ și M_6C .

Dacă gradul de suprasaturare este scăzut, germinarea particulelor este dificilă, iar precipitarea nu poate să apară direct din matrice, ci numai la locurile favorabile de exemplu în zonele cu dislocații. Cu toate că la gradul de dispersie obținut în această situație nu este atît de uniform ca cel atins în aliajele puternic

suprasaturate, au totuși calitatea de a avea particule de carburi acolo unde sînt cel mai necesare, adică pe dislocații. O dispersie mult mai uniformă a particulelor de carburi se poate obține prin deformarea aliajului în timpul precipitării. În acest mod se obține o densitate sporită de dislocații. Procedul are o anumită extindere la oțelurile slab aliate termorezistente utilizate în stare normalizată /144/.

Sucesiunea transformării structurii în timpul tratamentului termic inițial, precum și la utilizarea oțelului nu este pe deplin și unanim rezolvată. Apropierea structurală între carbura V_4C_3 și ferită precum și marea afinitate a V față de C determină puține deranjamente în structura feritei pentru formarea carburilor specifice. În consecință, precipitarea carburii de V are loc în prima fază a tratamentului termic de revenire. În oțelurile care conțin mai multe elemente de aliere cu afinitate față de C, precipitarea carburii V_4C_3 are loc înaintea tuturor celorlalte particule de carburi speciale /28/. Carbura de V menționată este deosebit de stabilă și rezistentă la fenomenele de transformare și creștere. Din acest motiv este considerată ca cea mai eficientă formă de precipitare în oțeluri termorezistente pentru îmbunătățirea comportării la fluaj. În oțeluri cu un conținut ridicat de Mo carbura V_4C_3 poate să se transforme în una de tip M_6C .

În ceea ce privește contribuția Mo la formarea carburilor, procesele de precipitare sînt fundamental mai complicate decît în cazul V. O contribuție importantă la îmbunătățirea proprietăților de fluaj o are carbura Mo_2C . Ea precipită sub forma particulelor fin dispersate direct din soluția solidă în planul de separare cementită-ferită, avînd o creștere mai rapidă decît a particulelor care s-au format pe dislocații. Contrar carburii V_4C_3 , carbura Mo_2C este o particulă stabilă, de echilibru.

Trebuie să menționăm că în rare cazuri în oțelurile slab aliate termorezistente a fost identificată carbura Mo_2C . Aceasta se datorește faptului că la cantități mici de Cr se stabilizează formarea carburii $M_{23}C_6$ în timp ce prezența V chiar în cantitate redusă, stabilizează formarea carburii Mo_2C .

În oțelurile slab aliate Cr-Mo, carbura Mo_2C nu apare ca o particulă de echilibru, ci se dizolvă în favoarea carburilor $M_{23}C_6$ și M_6C . Astfel, cea din urmă trebuie considerată ca o carbură propriu-zisă de echilibru. Domeniul de existență al carburii Mo_2C depinde de conținutul în C, Cr și Mo. Prin creșterea conținutului în Cr și Mo formarea particulelor Mo_2C este frânată în favoarea precipitării M_6C care afectează sensibil caracteristicile de lungă durată.

Se consideră că cele mai mari creșteri ale durității sînt asociate cu formarea precipitatelor intermediare coerente de tipul Mo_2C /52, 83, 153/. Cîmpul de tensiune din jurul acestora este de o mărime apreciabilă. Particulele necoerente afectează numai un volum redus al matricei.

Prezența Cr în oțelurile slab aliate termorezistente la temperatura de 973 K determină apariția carburilor de tipul M_3C , M_7C_3 și $M_{23}C_6$. Deoarece Fe_3C are o solubilitate bună pentru Cr, ea poate să apară ca singura carbură la un conținut redus de Cr. Îmbogățirea în Cr a cementitei poate să devină așa de mare încît peste o valoare critică aceasta se transformă direct în carbura M_7C_3 . La un raport al conținuturilor Cr:C suficient de mare, la precipitarea particulelor M_7C_3 se adaugă și formarea carburii $M_{23}C_6$, dar nu direct din M_7C_3 , ci prin precipitare în locuri separate. Ea se poate forma nemijlocit din M_3C , fără o precipitare prealabilă a carburii M_7C_3 , dacă oțelul conține Cr și Mo /84, 85/.

La identificarea particulelor de carburi prin difracție de electroni (tabelul 4.1.) am evidențiat prezența în stare de livrare a carburilor Fe_3C și Cr_7C_3 la ambele mărci de oțeluri. Pe măsură ce creșterea duratei de solicitare, fie prin simulare în laborator, fie efectiv în exploatare, în matricea metalică au fost identificate numai particule de Fe_3C și $Cr_{23}C_6$. Această succesiune a transformării corespunde cu cea prezentată în literatură.

Studiile efectuate au arătat că utilizarea oțelurilor slab aliate termorezistente la temperaturi ridicate este influențată de tipul și dispersia fazelor de carburi și într-un grad mai redus de durificarea structurală a feritei. Prezența V este cel mai eficient element de aliere în îmbunătățirea rezistenței la fluaj datorită formării carburii fin dispersate V_4C_3 . Carbura Mo_2C îmbunătățește

comportarea la solicitări de lungă durată, dar nu este la fel de stabilă ca cele cubice la temperaturile ridicate la care se utilizează aceste oțeluri. La astfel de temperaturi, în mod frecvent se recurge la alierea și cu Cr. Din această cauză apare carbura M_7C_3 la un conținut ridicat în Cr în raport cu celelalte elemente de aliere. După această carbură își face apariția $M_{23}C_6$, dacă a avut loc o difuzie suficientă a Cr.

Prezența Mo ca element de aliere a oțelurilor slab aliate termorezistente determină apariția unor carburi între $Fe_{21}Mo_2C_6$ și $Cr_{23}C_6$ fără să aibă loc precipitarea anterioară a carburii M_7C_3 . La un conținut ridicat de Mo în oțel, succesiunea transformării carburilor este :



putând să lipsească unele faze intermediare. Astfel, carbura M_6C poate în anumite cazuri să apară direct din M_3C , în prezența unui conținut ridicat de Cr.

4.4. Transformarea particulelor de faze secundare

în timpul utilizării oțelurilor slab aliate termorezistente

Atingerea stării structurale optime în urma tratamentului termic inițial este coroborată cu o redistribuire a elementelor de aliere astfel că la examinarea microscopică se observă modificări mai ales în aspectul morfologic al constituenților. Deosebit de importante sînt modificările care au loc în timpul exploatarei atât în preivința constituenților, cît mai ales în ceea ce privește particulele de faze secundare.

După /53/, succesiunea modificării carburilor într-un oțel de tip Cr-Mo-V poate fi prezentată ca în tabelul 4.2, după utilizarea la temperatura de 843 K.

Tabelul 4.2.

Succesiunea transformării carburilor într-un oțel Cr-Mo-V la temperatura de 843 K

Nr. crt.	Durata [h]	Succesiunea transformărilor			
1.	300	M_3C	M_3C+VC		
2.	3000	M_3C	M_3C+VC	$M_3C+VC+M_7C_3$	
3.	50000	M_3C	M_3C+VC	$M_3C+VC+M_7C_3$	$M_3C+VC+M_7C_3+M_{23}C_6$
4.	100000	M_3C	M_3C+VC	$M_3C+VC+M_7C_3$	$M_3C+VC+M_{23}C_6$

În urma studiilor efectuate de /127/ s-a obținut pentru oțeluri de tip Cr-Mo-V o succesiune generală de existență a particulelor de carburi funcție de parametrul de extrapolară Larson-Miller prezentată anterior în fig.1.18.

Un studiu efectuat pe un mare număr de tronsoane de conducte de abur din oțel 12HMF /6/ s-a ocupat de trecerea elementelor de aliere în carburi. Acest fenomen este însoțit de coagularea particulelor de carburi, ceea ce evident determină reducerea caracteristicilor de rezistență. În starea de livrare, în carburi se află cea. o-31% din conținutul de Mo al oțelului (fig.4.7.). După 50.000 ore

de utilizare proporția acestuia crește la 32-48%. La durate și mai mari există o tendință de reducere a rezervei de trecere a Mo în carburi. În situația aceasta concentrația de Mo din ferită este mult diminuată.

Conținutul în Cr legat în carburi în starea inițială se află între 10-28%. Comparativ, cu Mo, trecerea Cr în carburi are loc mai lent, astfel că după 50.000 ore de utilizare participarea sa se ridică la 24-41%.

V formează carburi mult mai rezistente chimic decât cele ale Cr și Mo. În timpul utilizării oțelului conținutul de V în carburi se modifică nesemnificativ.

La evaluarea siguranței în exploatare a conductelor destinate transportului de abur, realizate din oțel 12HMF, este oportun să se ia în considerare conținutul de Mo din soluția solidă, întrucât acesta durifică cel mai intens ferita. Trecerea considerabilă a Mo în carburi precede de obicei ruperea la durate mari de exploatare și la temperaturi ridicate. Există opinia că o creștere a conținutului în Mo din carburi peste 50% determină reducerea considerabilă a caracteristicilor mecanice și accelerarea fluajului /6/.

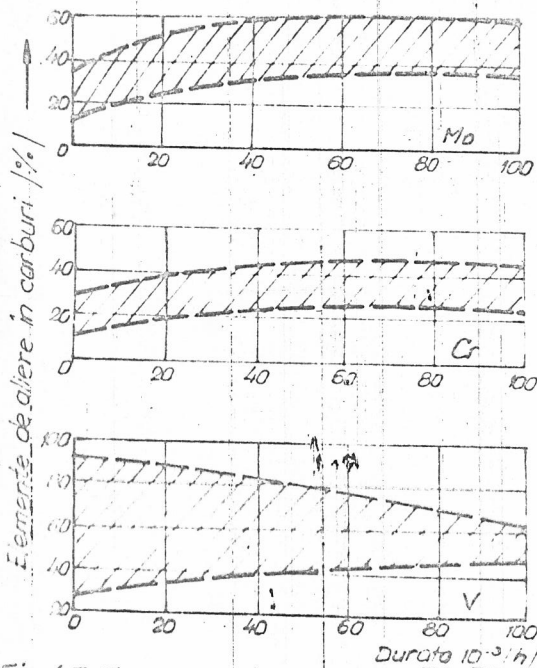
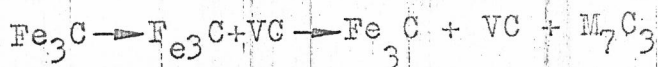


Fig.4.7. Trecerea elementelor de aliere în carburi la oțelul 12HMF la 523-543K /6/.

După /146/, succesiunea modificării carburilor pentru un oțel cu 0,14% C, 1% Cr, 0,3% Mo, 0,28% V în stare normalizată este :



Carbura M_{23}C_6 a fost identificată în urma recoacerii la temperatura de 1233 K urmată de o răcire cu viteza de 30 K/h cumulată cu o menținere de 3000 ore la temperatura de 873 K. Prezența V întărește reacția de trecere a carburii Fe_2C în cementită, fapt care ar determina obținerea unor caracteristici de fluaj mai ridicate /27/. Alierea cu Mo are un efect redus asupra modificărilor structurale din oțelul Cr-V. El contribuie la stabilizarea carburii Fe_2C și micșorează coeficientul de difuzie a C în ferită. Aceasta reduce viteza de globulizare a cementitei. Carbura Mo_2C nu precipită în oțelul cu mai puțin de 2% Mo, decât după durate foarte lungi de utilizare.

Cercetările efectuate pe un oțel slab aliat termorezistent în stare de livrare au identificat o structură cu bainită neomogenă din punct de vedere al densității de răspîndire a carburilor, forma și gradul lor de dispersie. Au fost identificate aglomerări de dislocații, răspîndite printre aceste particule /117/. Neomogenitatea menționată provine din faptul că la normalizare procesul de descompunere a austenitei are loc într-un interval de temperatură care determină specificul carburilor și densitatea dislocațiilor în masa grăunților de bainită. Paralel cu acest aspect, în grăunții de ferită se observă o cantitate mare de carburi disperse distribuite uniform, cu forme specifice. În grăunții de ferită lipsesc dislocațiile.

În condițiile unei exploatări de lungă durată, în structura oțelului se produc modificări semnificative. În grăunții feritei are loc descompunerea în continuare a soluției solide suprasaturate cu formarea carburilor cu un grad ridicat de dispersie. Chiar după cca. 20.000 ore la temperatura de 838 K în grăunții feritei are loc o modificare a gradului de dispersie. Separarea ulterioară a particulelor de carburi (M_3C și M_{23}C_6) are loc în zonele preferențiale descompunerii și este determinată de fluctuațiile locale ale concentrației feritei, care odată inițiate produc la rîndul lor în timpul exploatării, neomogenități chimice ale acesteia.

Aspectul general al grăunților de ferită dintr-un oțel Cr-Mo-V menținut 10.000 ore la temperatură de 848 K /119/, nu diferă semnificativ de starea inițială. Au fost identificate particule fin dispersate de carbură V_4C_3 în apropierea grăunților de bainită, precum și unele precipitări grosolane (fig.4.8). Prin

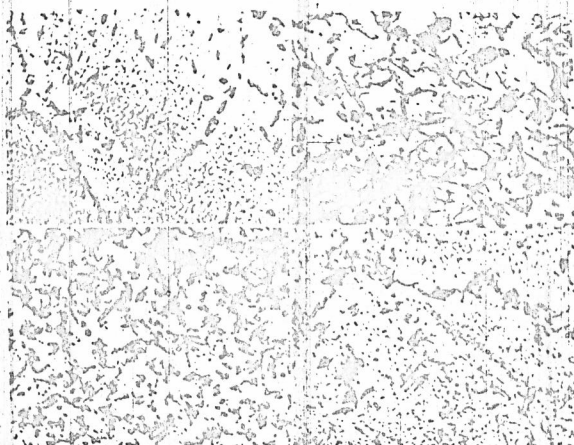


Fig.4.8. Creșterea carburilor în ferită în timpul încercării (oțel Cr-Mo-V) la 848K/119/. 5000x

difracție de electroni s-au identificat carburile Mo_2C și V_4C_3 . Totodată, la limitele grăunților încep să apară zonele denudate (fig.4.9).

Structura tipică a grăunților de bainită după încercare evidențiază creșteri ale particulelor de V_4C_3 (fig.4.10). Multe din precipitate aflate inițial în grăunți și la limitele acestora sînt ulterior dizolvate. La limite au apărut cantități reduse de particule sferice, în general mai mici decît cele din care au provenit.

În /117/, s-a arătat că în primele etape ale exploatării distanța dintre particulele de carbură M_3C și $M_{23}C_6$ se reduce. În etapa următoare, datorită producerii unei acumulări de carbură distanța dintre acestea crește. Carburile de V nu își modifică dimensiunea în mod semnificativ, iar densitatea distribuției acestora crește cu durata de exploatare, păstrîndu-și dispersia în volumul grăunțului. Se remarcă astfel că în condițiile de exploatare analizate nu s-au evidențiat dislocații în grăunții feritei.

În grăunții bainitei din oțelul 12HMF se observă în timpul exploatării o oarecare tendință de globulizare și coagulare a particulelor de carbură de tipul M_3C , însă dimensiunile acestora



a, b - creșterea zonei de carbon
c, d - creșterea zonei denudate,
e - migrarea limitei ferite/bainite
Fig.4.9. Modificarea suprafeței și a limitelor grăunților după încercare la 848K (oțel Cr-Mo-V, 848K)/119/.

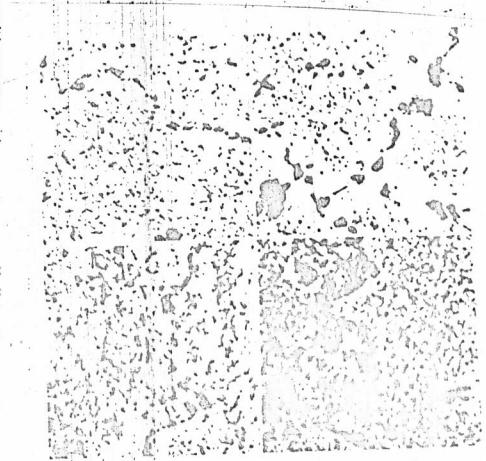


Fig.4.10. Bainita după încercare la 848K (oțel Cr-Mo-V)/119/.

nu cresc semnificativ. Matricea feritică a grăunțului bainitic se modifică vizibil. În aceasta sînt localizate procesele de redistribuire a dislocațiilor. Dimensiunile subgrăunțurilor cresc aproape de două ori (pînă la 0,5-0,7 μm), iar densitatea dislocațiilor în interiorul grăunțurilor scade comparativ cu starea de livrare.

Temperatura de exploatare determină cantitatea și compoziția fazei de carburi. La o temperatură de exploatare de 783 K transformarea soluției solide aliate se produce puțin intens. Cantitatea de Cr legat în carburi nu se modifică. Viteza de îmbogățire a soluției solide în Mo este de asemenea redusă, dar mai puțin decît a Cr/117/. Identificarea prin difracție evidențiază prezența predominantă a particulelor M_3C . Apariția carburilor speciale ale Cr este îngreunată.

Temperaturile de exploatare mai ridicate (813-828 K) favorizează formarea intensă a carburilor speciale (M_7C_3 , M_{23}C_6). La asemenea concluzii s-a ajuns după identificarea naturii particulelor de carburi prin difracție de electroni pe probe simulate sau provenite din exploatare după diferite durate (vezi tab.4.1). Cantitatea de Cr din carburi crește mai intens în timpul utilizării pe măsura ridicării temperaturii. O situație similară dar mai intensă, a fost observată și în privința Mo.

Studiile întreprinse corespund cu cele din /162/, confirmând că în oțelul 12HMF în stare inițială, predomină carbura M_3C , alături de carburi de V. Pe măsura creșterii parametrului temperatură - timp își fac apariția încă două carburi (M_7C_3 , $M_{23}C_6$) (fig.4.1)

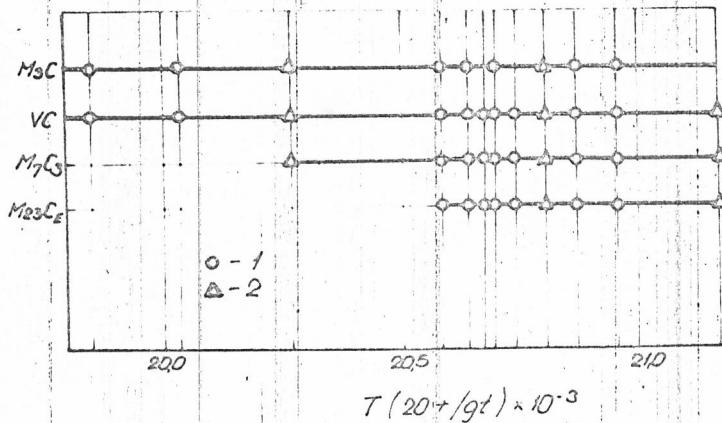


Fig.4.11. Modificarea compoziției carburilor oțelului 12 HMF funcție de parametrul temperatură-timp /162/ (1-utilizat; 2-îmbătrânit la 873K/280, 1100 și 3000 ore)

apă o utilizare de lungă durată ($P = 20,6$) în structură au fost identificate patru tipuri de carburi.

În perioada inițială, până la cca. 40.000 ore de utilizare, se produce o mărire a cantității de carburi de tipul M_7C_3 pe bazele Cr și Mo, precum și o creștere nesemnificativă a carburii $M_{23}C_6$ (fig.4.12). Aceasta este coroborată cu creșterea conținutului de Cr și reducerii Fe din fazele de carburi pe măsura creșterii duratei de utilizare. În aceste condiții particulele suficient de mari de $M_{23}C_6$ apar în special sub formă de lanțușoare sau separate la interfețele grăunților, în timp ce carburile de V fin dispersate, apar în interiorul grăunților de ferită. Ele nu se modifică practic ($a_0 = 4,16 \text{ \AA}$) până la durate foarte mari de utilizare. Paralel cu aceasta are loc o reducere semnificativă a cantității de cementită /52/. La 26500 ore de utilizare în oțel rămâne o cantitate relativ redusă de Fe_3C .

În timpul investigațiilor am constatat că particulele de Fe_3C și M_7C_3 sînt supuse modificării cantitative în sensul reducerii primei și creșterii celei de-a doua pe măsura sporirii

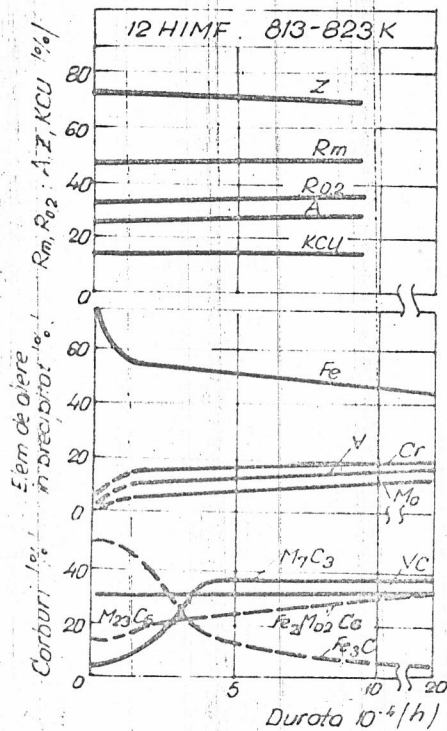


Fig. 4.12. Modificarea calitativă a proprietăților mecanice, elementelor de aliere și proporției carburilor [52]

duratei de utilizare.

În unele cercetări a fost identificată carbura $M_{23}C_6$ încă din starea inițială. În astfel de cazuri ea își păstrează parametrul rețelei ($a_0 = 10,64 \text{ \AA}$) chiar după 18.000 ore de utilizare.

În cercetările pe care le-am efectuat carbura $M_{23}C_6$ nu a apărut în starea de livrare.

Cu mărirea duratei de utilizare atomii de Cr din carbura menționată sînt înlocuiți cu cei de Mo, astfel că parametrul rețelei se reduce la $a_0 = 10,52 \text{ \AA}$. Carburile obținute sînt de forma $Fe_{21}Mo_2C_6$. Această carbură poate să apară în oțelurile cu un conținut redus de Mo, concomitent cu alte carburi, după o revenire de

durată la temperatura de 973 K. Astfel, ea a fost identificată în oțelul 12H1MF după utilizare de 37500 ore la temperatura de 813K. Este cert că la această temperatură carbura în cauză nu afectează proprietățile oțelului, ceea ce nu se mai întîmplă însă la 843K.

Există unele studii care arată că în compoziția fazelor de carburi ale oțelului 12H1MF nu au loc modificări pînă la durate lungi de utilizare /loc/. Totuși, se acceptă faptul că în microstructura lui are loc o redistribuire a elementelor de aliere prin înlocuirea cementitei cu M_7C_3 pe bază de Cr și $Fe_{21}Mo_2C_6$ pe bază de Fe.

Studiile pe care le-am întreprins concordă cu cele din /34/, arătînd că în timpul utilizării la oțelurile slab aliate termorezistente de tip Cr-Mo-V au loc transformări structurale care afectează mărimile cantitative ale factorilor de durificare în speță natura, forma și distribuția particulelor de faze secundare și în consecință diminuează caracteristicile definitorii pentru comportarea de lungă durată la temperaturi ridicate.

4.5. Influența repartiției particulelor precipitate asupra caracteristicilor mecanice

Comportarea la temperatură ridicată a oțelurilor slab aliate termorezistente durificate structural depinde de o serie de factori specifici ai particulelor de faze secundare. Cercetările efectuate pe un oțel cu 0,25% C, 1% Cr, 0,8% Mo, 0,3% V/22/ au urmărit determinarea dependenței dintre durata de solicitare la fluaj la temperatura de 823 K și tensiunea 141 MPa cu distanța medie dintre particulele de carburi de V.

La rândul său /133, 171/ au arătat că repartiția particulelor de carburi în structură este factorul determinant pentru comportarea la fluaj. Pentru a îndeplini acest deziderat este necesar ca particulele de carburi să fie cât mai uniform repartizate, stabile în condițiile de exploatare, astfel ca dimensiunea și distanța medie dintre acestea să fie reduse. La oțelurile slab aliate nu sînt cunoscute cu certitudine valorile optime ale mărimilor menționate. Regularitatea distanței dintre particule are de asemenea influență asupra caracteristicilor de rezistență.

Preocupările cercetătorilor din acest domeniu s-au orientat spre stabilirea unor corelații calitative sau cantitative între aceste mărimi structurale și caracteristicile mecanice.

4.5.1. Investigații calitative

Analiza calitativă efectuată de /127/ are la bază un procedeu care urmărește legătura dintre caracteristicile structurale și modificarea lor sub acțiunea solicitărilor de durată, coroborată într-o formă matematică. În analiza întreprinsă se face o diferențiere a influenței unor mărimi bine precizate, acordînd cote de apreciere conform unor punctaje. La acordarea acestor punctaje se ia în considerare dispunerea particulelor dispersate în grăunți sau la limitele acestora /151, 156/, gradul de uniformitate a repartiției, prezența în structură a bainitei alături de ferită, stabilitatea constituienților structurali.

Iuînd suma cifrelor de apreciere drept mărime de influență și rezistența tehnică de durată ca mărime dependentă, T. Puzin /127/ cu ajutorul analizei statistice a obținut un coeficient de corelație de 0,97. Acest coeficient neașteptat de mare se datorește numărului mare de parametrii considerați. Cu toate ace-

tea, analiza calitativă este expusă unor influențe subiective, ceea ce a impus abordarea în paralel și a unor metode de investigație cantitativă care să ofere posibilitatea confirmării sau infirmării rezultatelor anterioare.

4.5.2. Probleme ale analizei stereologice cantitative

Progresele realizate în studierea prin analiza cantitativă a modificărilor structurale recomandă această metodă și pentru oțelurile slab aliate termorezistente. Metodele acestui procedeu de investigație se bazează pe descrierea statistică a formelor geometrice simple ale particulelor de carburi, ceea ce face ca utilizarea ei să fie afectată de un anumit grad de aproximare. Erorile sistematice ale parametrilor structurali depind de tipul aproximării (cub, plachetă, sferă, etc.) și de precizia de măsurare /31, 149, 163/. În studiul său J. Kudrman /90/ a arătat că parametrii structurali pot fi considerați în concordanță cu proprietățile lor metrice și topologice. Parametrii topologici sînt independenți de forma și mărimea particulelor. În schimb, parametrii metrici depind atât de forma cît și de mărimea particulelor, de exemplu diametrul mediu, fracțiunea volumică, etc. Totuși, anumiți parametrii structurali pot fi determinați indiferent de forma particulelor investigate, de exemplu distanța medie dintre acestea, așa cum arată I. Saxl /148/.

Se poate arăta că există anumiți parametri care caracterizează cantitativ starea structurală și modul de determinare. În orice caz, pentru a dispune de un parametru din cei anterior menționați, este necesară analiza statistică pe un volum mare de date experimentale. Alegerea parametrului structural ia în considerare morfologia fazei și interpretarea rezultatelor, astfel ca eroarea sistematică a determinării să fie minimă. Rezultă deci că procedeu experimental optim trebuie să fie ales nu numai după precizia metodei statistice, dar și pe baza dificultăților de obținere a datelor de calcul și a modului de interpretare.

Preocupările de a găsi metode de estimare cantitativă a mărimilor caracteristice ale particulelor de carburi s-au concretizat prin punerea la punct a mai multor procedee. Astfel, unele dintre acestea recurg la examinarea replicilor de extracție. În acest mod prin explorarea suprafeței, uzînd de metodele statistice de aproximare, se determină mărimile caracteristice ale suprafeței și se estimează cele pentru volum (numărul de particule

distanța medie dintre ele, dimensiunea medie, fracțiunea de volum a fazei de carburi). Dacă însă investigarea se face pe folii subțiri, aproximarea la care se recurge pentru definirea acestor mărimi este mult mai apropiată de situația reală. Metodologia utilizată a fost pusă la punct de S. A. Salticov /149/, iar apoi a fost perfecționată de E.E. Underwood /163/. Totodată, în cercetările lor A. Kelly și R.B. Nicholson /82/ au arătat că aproximarea caracteristicilor menționate diferă funcție de metoda de estimare adoptată. Ei au abordat analiza particulelor dispuse în lungul unei linii drepte obținând anumite diferențe față de cazul analizării dispunerii lor pe o suprafață.

S-a emis ipoteza că particulele de carburi nu sînt repartizate absolut întîmplător, ci respectă o anumită lege. În aceste condiții, caracteristica determinată depinde de forma funcției de repartiție adoptată. Dintr-o analiză comparativă a acestor modele simplificate se apreciază că erorile pot atinge pînă la 20%.

La alegerea metodei optime este important să considerăm o interpretare probabilă a rezultatelor măsurate. Din experimentările efectuate derivă faptul că în special în studierea cineticii caracteristicilor și dependența lor de temperatură, influența erorilor sistematice a diferitelor metode experimentale nu este importantă. Acele procedee care sînt cele mai simple și rapide sînt mai avantajoase în analiza unui număr mare de epruvete. Există cazuri în care se necesită determinarea cu precizie sporită a parametrului structural, în care scop se impune utilizarea metodologiilor mai complicate.

Avînd în vedere aceste considerente, corelat și cu posibilitățile efective de lucru, am recurs la metoda de investigare a replicilor de extracție. Examinarea și fotografierea s-a făcut pe microscopul electronic Jeol 200 CX. Avînd materializată imaginea suprafeței, am utilizat metoda analizei pe suprafață, respectiv liniare, pentru determinarea dimensiunii spațiilor libere dintre particulele de carburi, respectiv intersecția acestora pe segmentul de dreaptă.

Relațiile matematice utilizate în acest scop corespund cu cele din /25, 163/ și au forma:

$$L_A = \frac{1}{\sqrt{N_A}} \cdot D ; L_L = \frac{1}{N_L} \cdot D \quad (4.1)$$

$$N_A = \frac{N}{A} ; N_L = \frac{N}{L} \quad (4.2)$$

în care : L - lungimea de explorare,
 $L_{A,L}$ - distanța medie dintre particule pe suprafață,
 respectiv liniară,
 N - numărul de particule,
 $N_{A,L}$ - numărul de particule pe unitatea de suprafață,
 respectiv lungime,
 A - suprafața explorată

Pe suprafața de explorare avînd dimensiunea de 450 x x 450 mm, am măsurat distanța liberă dintre particule și lungimea ocupată de acestea. Liniiile de explorare se succedau la distanței de 2,5 mm. La cele două măriri determinate am mai completat cu numărul de particule de pe suprafața investigată și lungimea totală a liniei de explorare. Măsurătorile sub microscop au fost efectuate în două direcții perpendiculare.

4.5.3. Determinarea unor măriri caracteristice ale repartiției particulelor precipitate

În vederea investigației am obținut imagini ale replicilor de extracție. Astfel, în planșele 4.2 și 4.3 sînt prezentate imagini ale probelor din oțelurile 12CMoV3 și 12H1MF supuse în laborator simulării ciclurilor de solicitare mecanică și termică (probele C, respectiv D). În planșa 4.4 sînt cuprinse imagini ale replicilor de extracție corespunzătoare probelor prelevate din conducte de abur utilizate efectiv în exploatare (probele E - J).

Supunînd prelucrării matematice rezultatele experimentale se constată o ordonare a numărului de particule pe unitate de suprafață, respectiv lungime, precum și a distanței libere dintre acestea (tabelul 4.2). În schimb nu s-a obținut o ordonare corespunzătoare a dimensiunii medii a particulelor funcție de durata de solicitare. Din această cauză acest parametru nu a mai fost cuprins în tabelul menționat.

Plasa 4.2

Replici de extracție a probelor din oțel 12CrMoV3 supuse
simulării mecanice și termice în laborator ($T = 973\text{ K}$)
60.000 X Probele C a).0 h; b).9 h; c).- 16 h; d).-30 h; e).55 h



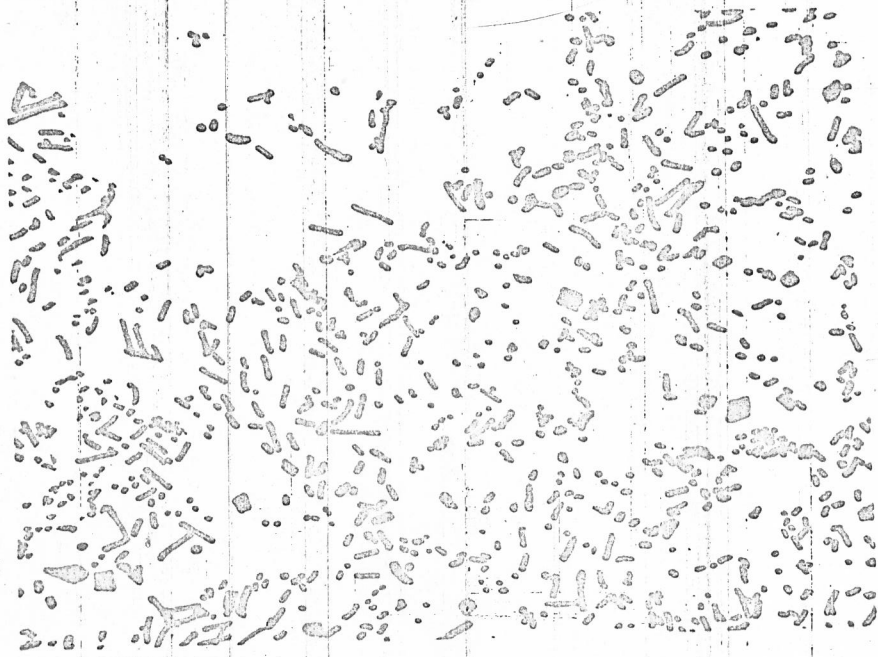
Plansa 4.2
(continuare)



c.

a.

Replici de extractie a probelor din otel 12H1MF supuse simulării mecanice și termice în laborator ($T = 973 \text{ K}$)
60.000 X Probele D a). 0 h; b). 9 h; c). 16 h; d). 30 h; e). 55 h



a.



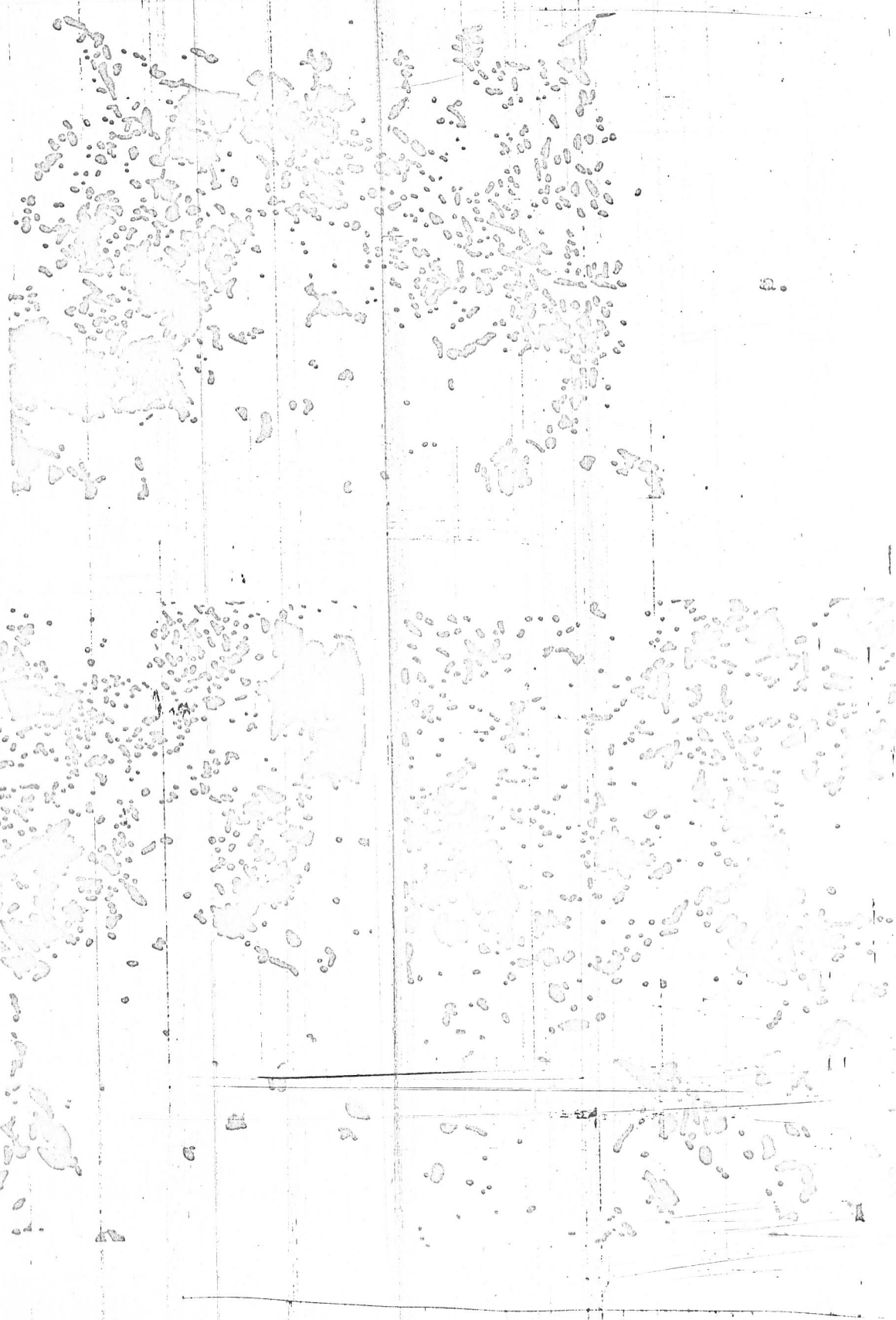
b.

Planşa 4.3
(continuare)



INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMIȘOARA
BIBLIOTECA CENTRALĂ

Replici de extracție a probelor prelevate din conducte utilizate
în exploatare. 60.000 X a) E; b) F; c) G; d) H; e) I; f) J.



Plansa 4.4
(continuare)

d.

e.

Tabelul 4.2.

Caracteristicile particulelor de faze secundare

Nr. crt.	Oțelul	Starea de solicitare	Durata [h]	Marcaj	Nr. part./unit. ¹⁰ ₄	Supr. (N _A) [mm ⁻²]		Lung. (N _L) [mm]	Suprafață (L _A)	Intervalul liber analiză [A]	prin metoda de (L _L)
						mm ⁻²	mm ⁻²				
1.	12CMOV3	meccanic	0	C.0	15,33	37,26	566,25	4279,84			
2.		+	9	C.9	10,27	25,00	661,42	1934,48			
3.		termic	16	C.16	5,65	13,73	966,67	3731,55			
4.			30	C.30	4,26	10,36	1235,80	5123,70			
5.			55	C.55	3,79	9,23	1297,78	5752,30			
6.	12HLMF	meccanic	0	D.0	15,64	38,06	601,93	1292,27			
7.		+	9	D.9	15,52	37,77	607,20	1306,09			
8.		termic	16	D.16	5,40	13,13	1100,16	4019,42			
9.			30	D.30	4,44	10,80	1185,39	4884,88			
10.			55	D.55	3,82	9,30	1270,40	5682,72			
11.	12HLMF	exploz-	0	E	19,38	47,14	440,52	927,79			
12.		tare	16210	F	13,64	33,18	558,69	1409,04			
13.			54407	G	13,61	33,10	593,45	1446,67			
14.			57259	H	8,15	20,39	856,72	2515,22			
15.			62674	I	5,49	13,36	1092,42	3951,49			
16.			116851	J	4,84	11,78	1113,34	4444,88			

ES - Pentru probele C și D durata de solicitare este calculată la temperatura de 973 K, iar pentru probele E, F și G la temperatura echivalentă de 838 K.

Intre distanța medie liberă determinată prin metoda de analiză pe suprafață și cea liniară s-a stabilit o corelație materializată printr-o linie dreaptă (fig. 4.13). Din această cauză în stabilirea corelațiilor dintre caracteristicile particulelor precipitate și cele mecanice considerăm numai distanța medie liberă determinată prin analiză pe suprafață.

Analiza rezultatelor cuprinse în tabelul 4.2 evidențiază o dependență semnificativă a mărimilor caracteristice ale particulelor de fază secundare de durata de solicitare. Astfel, la oțelurile 12CM0V3 și 12HM1F supuse simulării în laborator la solicitarea mecanică și termică, numărul de particule pe unitatea de suprafață, respectiv lungime, se reduce la 20-25% din valorile corespunzătoare stării de livrare, după solicitarea de 55 ore la temperatura de

973 K. Intervalul liber dintre particule determinat prin metoda de analiză pe suprafață, respectiv pe o linie, în comparație cu starea de livrare a aceluiași oțeluri, crește de 2,5, respectiv 4,5 ori după solicitarea de cea mai lungă durată. Intre nivelul de modificare a caracteristicilor oțelurilor analizate există o similitudine.

Din compararea rezultatelor obținute pe probe prelevate din conducte utilizate în exploatare (probele E + J) cu cele obținute pe probele C și D se constată de asemenea modificarea caracteristicilor în mod similar.

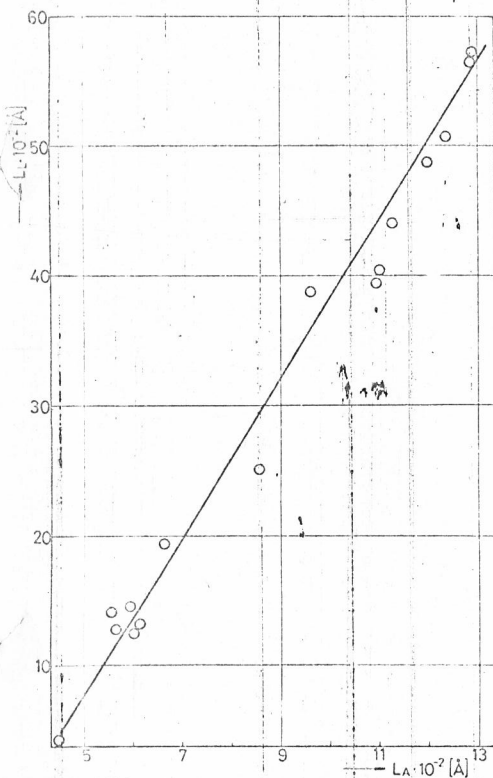


Fig 4.13 Corelația dintre distanța interparticule determinată prin analiză pe suprafață (L) respectiv pe linie (LA)

4.6. Concluzii asupra transformării particulelor de carburi în urma solicitărilor de durată

Cercetările efectuate pe oțeluri slab aliate termorezistente au pus în evidență importanța elementelor de aliere (Cr, Mo, V) în formarea carburilor de care depind proprietățile de utilizare ale materialului. Dacă V determină apariția carburilor încă din etapa de tratament termic, celelalte elemente de aliere determină asemenea fenomene în perioada de utilizare în condiții specifice.

Prin metoda difracției de electroni am evidențiat principalele tipuri de carburi care apar în această categorie de oțeluri. Comparând tipurile de carburi identificate în probele din oțel 12CrMoV3 și 12H1MF apare o similitudine pentru condiții identice de solicitare. În această privință consider necesară extinderea cercetărilor pentru a studia în detaliu atât natura cât și proporția acestor particule în masa metalică.

Studiile întreprinse pînă în prezent au stabilit cu certitudine importanța mărimii particulelor de carburi și dispersiei acestora asupra caracteristicilor de rezistență. Evident, o dispersie uniformă a particulelor mici este deosebit de eficientă în îmbunătățirea proprietăților de termorezistență.

Cu toate cercetările întreprinse pînă în prezent, există încă anumită neconcordanță în privința succesiunii transformării particulelor de carburi, dar mai ales asupra contribuției unora dintre acestea în definirea comportării în condiții de fluaj.

Unele investigații au abordat problema influenței repartiției particulelor de carburi asupra caracteristicilor mecanice finalizându-se prin determinări calitative sau semicantitative a caracteristicilor. Cercetările din ultimii ani sînt orientate spre determinarea unor mărimi cantitative. Recurgînd la metoda de analiză pe suprafață, respectiv liniară am determinat unele mărimi definitorii pentru repartiția particulelor de carburi. Între distanța medie dintre particulele de carburi determinată prin cele două metode s-a evidențiat o dependență liniară cu un grad ridicat de certitudine.

CAP. 5 INTERCONDITIONAREA FENOMENELOR DE MODIFICARE
 STRUCTURALA IN DEFINIREA CARACTERISTICILOR
 MECANICE

5.1. Exemplificarea generală a contribuției
 mecanismelor de durificare asupra limitei de curgere

Microstructura oțelurilor de tip Cr-Mo-V diferă semnificativ funcție de compoziția chimică, respectiv tratamentul termic aplicat. Pentru a exemplifica influența diferitelor mecanisme de durificare structurală au fost investigate oțeluri cu microstructura formată din: carburi și bainită, respectiv ferită, carburi și bainită.

Limita de curgere calculată pentru cazul când microstructura conține bainită și carburi folosind relațiile anterioare este într-o concordanță relativ bună cu valorile determinate experimental. Dacă se consideră contribuția procentuală a diferitelor mecanisme de durificare structurală la valoarea limitei de curgere se obțin nivelele procentuale din tab.5.1. Semnificația mecanismelor de durificare structurală a fost prezentată în cap.3.3. În același tabel este prezentată situația pentru microstructura conținând din ferită, bainită și carburi.

Tabelul 5.1.

Contribuția mecanismelor de durificare structurală asupra
 limitei de curgere [%]

Microstructura	R_S	R_I	R_D	R_P
bainită și carburi	8,8-11,1	13,4-17,8	48,4-59,3	17,1-29,2
bainită, ferită și carburi	10,0-15,0	10,0	30,0-53,0	24,5-39,0

Luând în considerare numai contribuția durificării datorită precipitării și a dislocațiilor asupra limitei de curgere se obține reprezentarea din fig.5.1, pentru oțelul având structura formată din bainită și carburi /132, 136/.

Pentru oțelul conținând ferită, bainită și carburi s-a luat în considerare pentru reprezentarea grafică (fig.5.2), alături de mecanismele cazului anterior și durificarea datorită

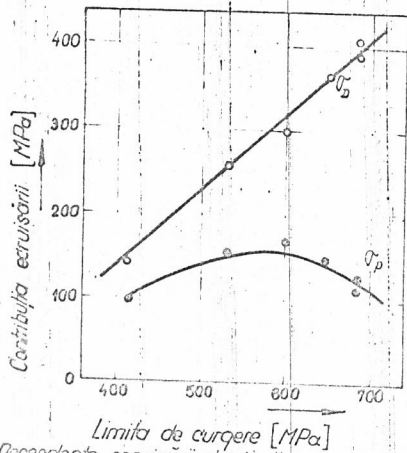


Fig. 51 - Dependența ecrusării de limita de curgere în oțelul cu structura bainitică și carbon /136/
 - V_2 ecrusarea datorită dislocațiilor
 - V_p ecrusarea datorită precipitațiilor

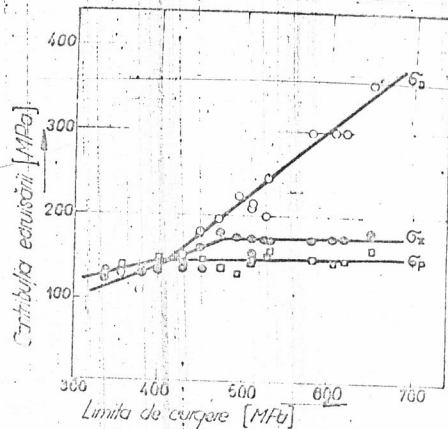


Fig. 52 - Dependența ecrusării de limita de curgere în oțelul cu structura bainitică și carbon /136/
 V_2 ecrusarea datorită dislocațiilor
 V_p ecrusarea datorită precipitațiilor
 V_x ecrusarea datorită tuturor fenomenelor

mărimii granulației.

Din cele două reprezentări se deduce că durificarea structurală datorită dislocațiilor este într-o dependență aproape liniară cu limita de curgere pe intervalul investigat. Contribuția durificării datorită precipitării, în al doilea caz, rămâne aproape constantă exceptând valorile scăzute ale limitei de curgere. Se poate astfel afirma că la oțelurile slab aliate termorezistente de tip Cr-Mo-V creșterea limitei de curgere peste 400 MPa este cauzată aproape exclusiv durificării datorită dislocațiilor.

5.2. Corelarea caracteristicilor structurale cu cele de rezistență

Dintre caracteristicile mecanice de scurtă durată au fost reținute numai cele de rezistență (limita de curgere tehnică și rezistența la rupere) și de tenacitate (reziliența). Cu toate că în cursul experimentărilor au fost determinate și caracteristicile de ductilitate (alungirea și gîtuirea la rupere) precum și duritatea, ele nu au prezentat modificări semnificative în raport cu durata de solicitare și în consecință am renunțat la corelarea lor cu mărimile structurale.

Studii privind modificarea caracteristicilor mecanice și structurale în urma exploatării de lungă durată au mai fost abordate de diferiți cercetători /91, 97/.

Rezultatele încercărilor mecanice de scurtă durată au fost determinate pe probele din oțel 12CrMoV3 și 12HLMF după supunerea lor ciclului de simulare a solicitării mecanice și termice în laborator (tab.5.2). În acest tabel cifrele anexate literelor C și D semnifică durata în ore a ciclului de solicitare.

Tabelul 5.2.

Rezultatele încercărilor mecanice de scurtă durată pe probe supuse simulării solicitării mecanice și termice

Nr. crt. de simulare: [h]	Condiții	Limita de curgere [MPa]		Rezistența la rupere [MPa]		Reziliența KCU2 [J/cm ²]	
	Temperatura [K]	293	838	293	838	293	838
1.	C.0	367	228	479	258	178	224
2.	C.9	361	199	477	257	164	200
3.	C.16	332	189	463	253	152	173
4.	C.30	325	181	455	243	132	154
5.	C.55	303	179	441	236	127	140
6.	D.0	364	194	466	280	186	220
7.	D.9	359	192	448	261	172	199
8.	D.16	340	181	447	260	166	180
9.	D.30	330	177	446	253	151	165
10.	D.55	315	161	443	250	137	152

Analizând aceste rezultate se observă că pe măsura creșterii duratei de solicitare caracteristicile mecanice tind să scadă (fig.5.3 și 5.4).

Limita de curgere tehnică a probelor C (oțel 12CrMoV3) este afectată de durata solicitării la un nivel comparabil cu al probelor D (oțel 12HLMF), la ambele temperaturi de încercare.

Reducerea rezistenței la rupere la temperatură normală a fost în intervalul 5-8%, iar la temperatura 838 K în intervalul 8-16% după solicitarea cu durata cea mai lungă, în comparație cu starea de livrare a ambelor oțeluri.

Pentru a ușura exprimarea matematică a modificării în timp a acestor caracteristici de rezistență am recurs la reprezentarea în coordonate semilogaritmice (fig.5.5 și 5.6). Coeficienții de corelație sînt între 0,967 și 0,976 la probele C și între 0,960 și 0,980 la probele D.

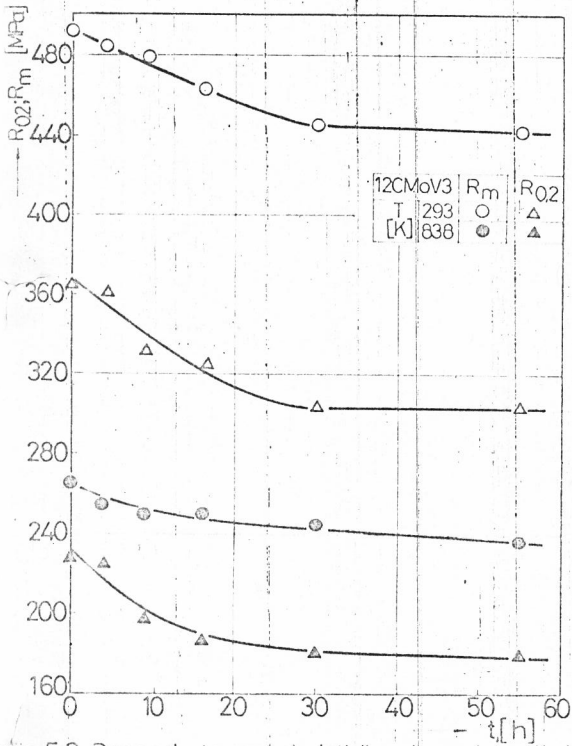


Fig.5.3. Dependența caracteristicilor de rezistență de durată solicitării la oțelul 12CMoV3.

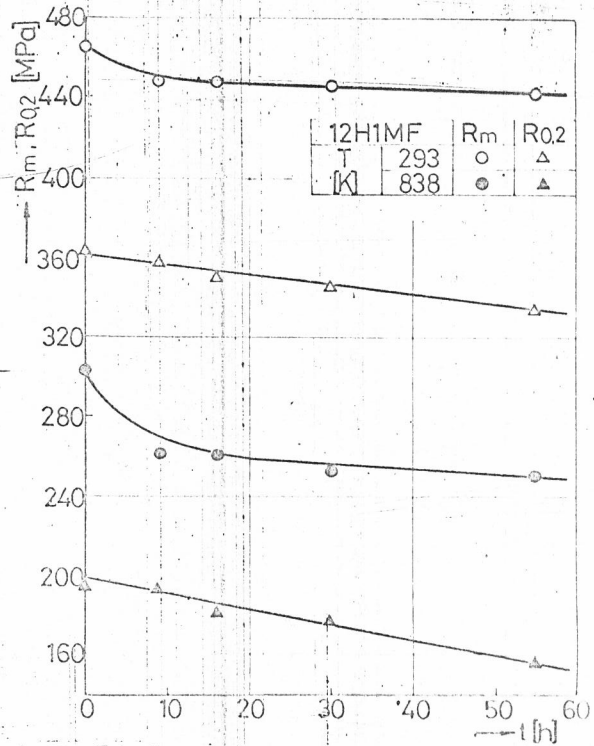


Fig.5.4. Dependența caracteristicilor de rezistență de durată solicitării la oțelul 12H1MF.

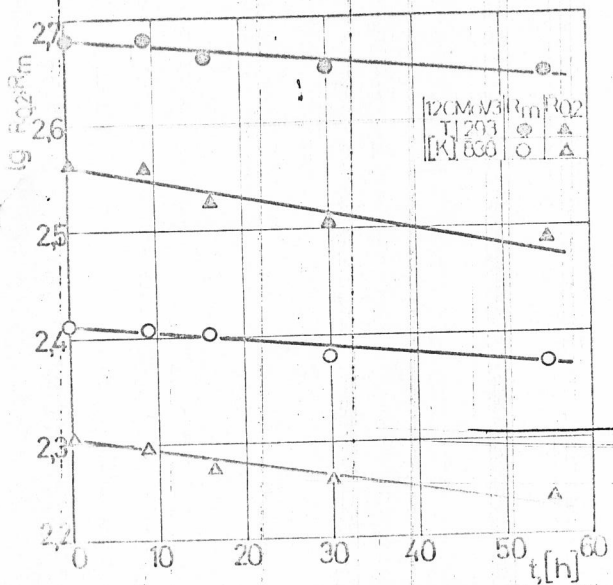


Fig.5.5. Dependența caracteristicilor de rezistență de durată solicitării la oțelul 12CMoV3.

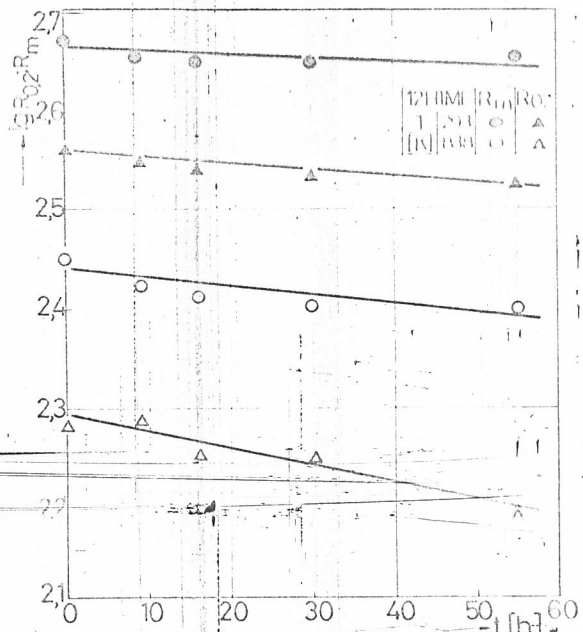


Fig.5.6. Dependența caracteristicilor de rezistență de durată solicitării la oțelul 12H1MF.

Trebuie să reținem faptul că toate caracteristicile de tracțiune și cele de tenacitate prezentate în tabelul 5.2 se încadrează în limitele din normativele de recepție ale celor două oțeluri, la ambele temperaturi.

Stabilirea corelațiilor între caracteristicile mecanice de tracțiune și cele structurale are la bază considerarea unei mărimi structurale ca variabilă independentă, iar caracteristicile de rezistență ca variabile dependente. Pentru exprimarea matematică am recurs la reprezentări în coordonate liniare, semi- sau dublu logaritmice.

Admițând ca variabilă independentă dimensiunea medie a grăunțelului (\bar{d}), respectiv proporția volumică (prop.%) a feritei iar ca variabile dependente rezistența la rupere și limita de curgere tehnică a probelor C (oțel 12CMoV3 supus solicitării mecanice și termice) se obțin dependențe liniare în coordonate dublu logaritmice (fig.5.7). Coeficienții de corelație se ridică la 0,953-0,987.

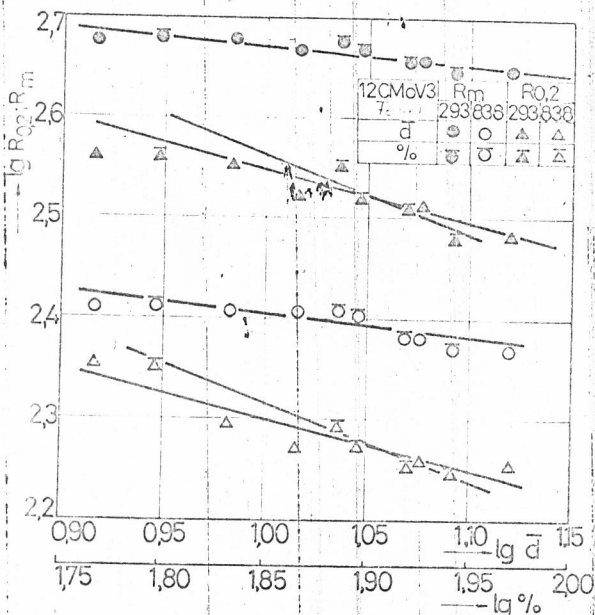


Fig. 5.7 Dependenta caracteristicilor de rezistență de cele structurale la oțelul 12CMoV3

Se remarcă o apropiere pronunțată a dreptelor de regresie (practic o suprapunere) ale rezistenței la rupere pe lângă cele două caracteristici structurale.

Păstrînd aceleași caracteristici de rezistență ca în cazul anterior dar urmărind dependența lor de caracteristicile structurale ale bainitei și carburilor din grăunțelii feritei sau limitele acestora s-au obținut coeficienți de corelație între 0,959 - 0,985 (fig.5.8). Din reprezentarea grafică se remarcă o dispunere aproape paralelă a celor două

categorii de drepte de regresie.

Între suprafața specifică (SAX) a feritei respectiv a bainitei și caracteristicile de rezistență de scurtă durată sînt stabi-

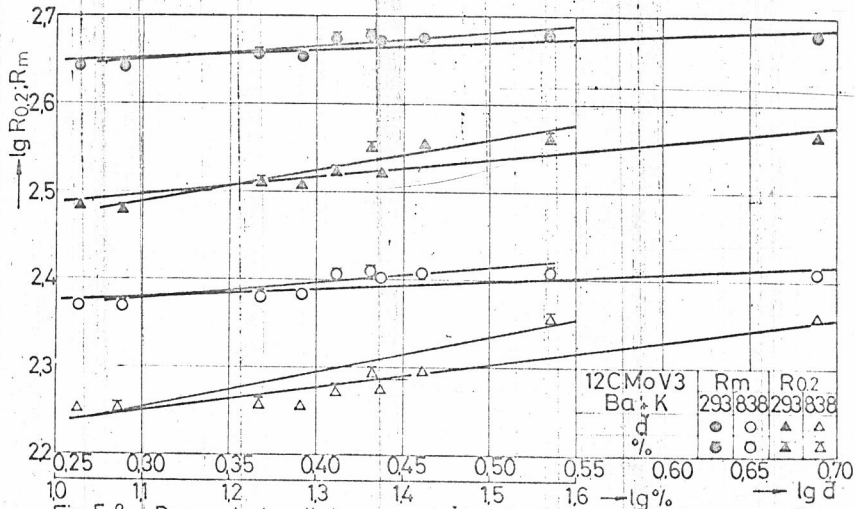


Fig.5.8. Dependenta dintre caracteristicile de rezistență și cele structurale la oțelul 12CMoV3.

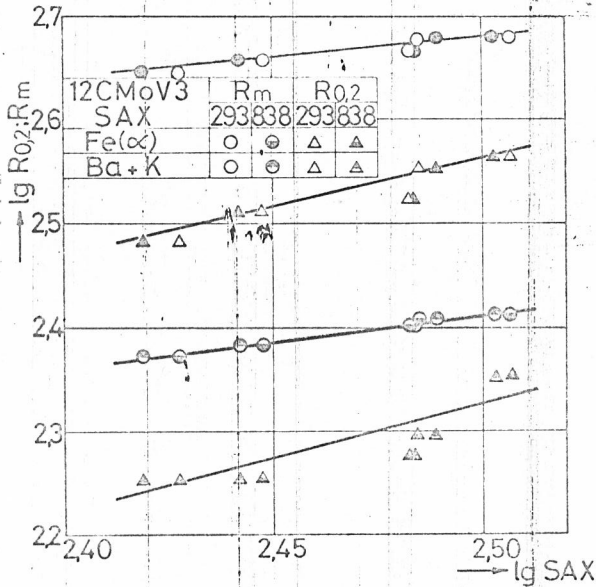


Fig.5.9. Dependenta caracteristicilor mecanice de suprafață specifică a constituenților la oțelul 12CMoV3.

Lite corelațiile din fig.5.9. Caracteristicile independente suprafața specifică a feritei, respectiv a bainitei, prezintă o modificare similară corelațiilor cu variabilele dependente. Aceasta a permis suprapunerea dreptelor de regresie, apărând chiar o dispunere aproape paralelă a lor pentru aceeași temperatură de încercare. Coeficienții de corelație sînt puțin mai scăzuți decît în cazul anterior, situîndu-se în jurul valorilor 0,932 și 0,984.

În cazurile prezentate, corelațiile au fost bazate pe coordonate dublu logaritmice. Am încercat reprezentarea grafică a corelațiilor din fig.

5.9 și în coordonate liniare (fig.5.10). Coeficienții de corelație se încadrează între 0,925 și 0,981. Obținerea unor asemenea valori permite afirmația că la aceste corelații se poate

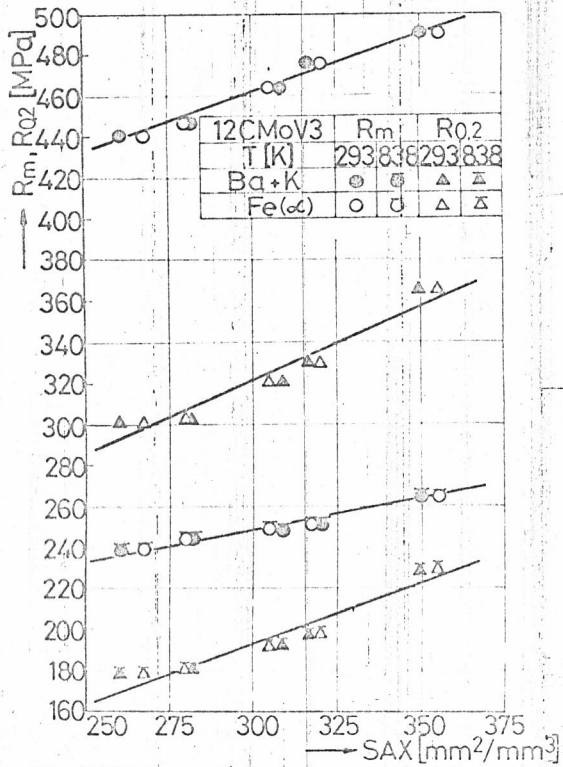


Fig. 5.10. Dependența caracteristicilor de rezistență de suprafață specifică a constituenților la oțelul 12CMoV3

uza de reprezentarea liniară, obținând totuși coeficienți de corelație comparabili cu cei obținuți în coordonate dublu logaritmice.

Reprezentând aceleași corelații pentru probele D (oțel 12 H1MF supus solicitării mecanice și termice) se obțin dreptele de regresie din fig. 5.11. pentru cazul când ferita cu dimensiunea medie și proporția volumică este variabila independentă. Coeficienții de corelație se situează între 0,953 și 0,982.

Reproducând aceleași corelații ca mai sus, dar prin înlocuirea feritei cu bainita împreună cu particulele de

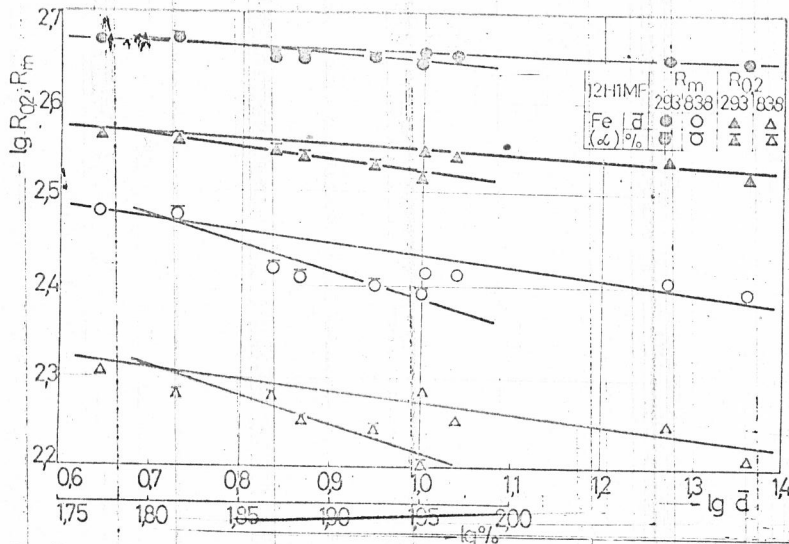


Fig. 5.11. Dependența dintre caracteristici de rezistență și structură la oțelul 12H1MF

carburi în grăunții feritei sau la limitele acestora. (fig. 5.12) se obțin coeficienți de corelație similari celor ai feritei (0,955 + 0,992).

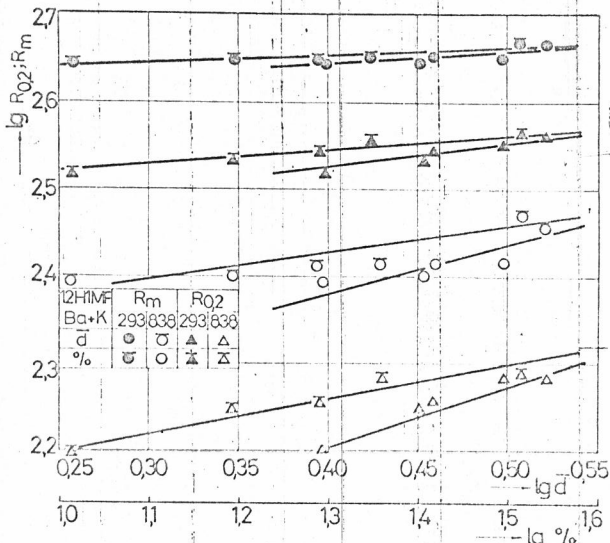


Fig. 5.12. Dependenta caracteristicilor de rezistență de cele structurale la oțelul 12H1MF.

Comparând corelațiile dintre caracteristicile de rezistență ale probelor D și suprafața specifică a feritei, respectiv a bainitei și carburilor din microstructura oțelului se obține o dispunere similară a dreptelor de regresie și aproximativ aceeași panta a corelației ca la probele C (fig. 5.13).

Similar cazului probelor C, am recurs pentru aceste corelații la reprezentări liniare (fig. 5.14.). Dreptele de regresie sînt aproape paralele. De remarcat totodată că

rezultatele corespunzătoare suprafeței specifice a feritei, respectiv a bainitei și carburilor aferente, se suprapun pentru aceeași caracteristică mecanică. Coeficienții de corelație se situează între 0,910 și 0,981.

Modul în care numărul de particule pe unitatea de volum (nr. part./u.v) poate fi corelat cu rezistența la rupere, respectiv limita de curgere, atât a probelor C cît și a probelor D a fost

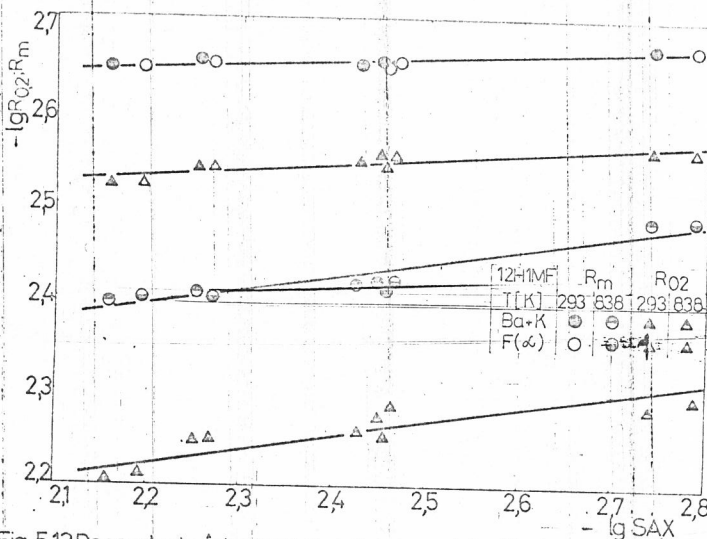


Fig. 5.13. Dependente între caracteristici de rezistență și suprafața specifică a constituenților la oțelul 12H1MF

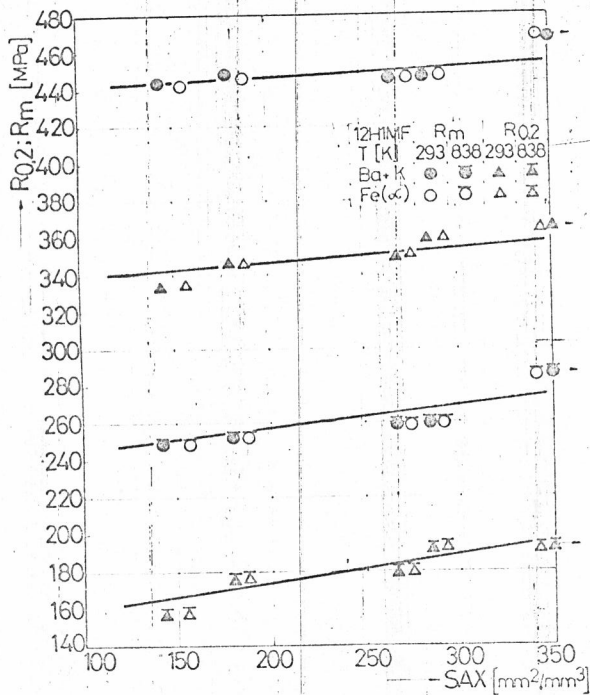


Fig.514. Dependenta caracteristicilor de rezistență de suprafața specifică a constituenților la oțelul 12H1MF

verificat printr-o reprezentare grafică comună (fig.5.15). Coeficienții de corelație astfel obținuți se plasează între 0,913 și 0,980 la probele C, respectiv 0,918 și 0,996 la probele D.

Din cele prezentate referitoare la corelarea caracteristicilor mecanice de rezistență determinate prin încercarea la tracțiune cu mărimile cantitative microstructurale se constată de posibilitatea utilizării regresiilor liniare cu rezultate satisfăcătoare. Evident, unele caracteristici au stabilit corelații mai puternice atingând coeficienți de 0,99, în timp ce

altele s-au situat la cea. 0,92.

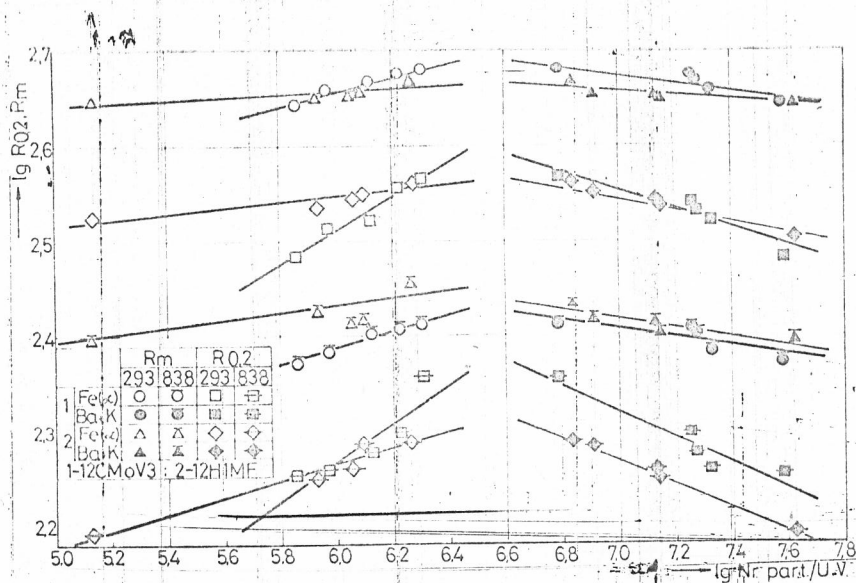


Fig.515. Dependenta caracteristicilor de rezistență de numărul de particule pe unitatea de volum.

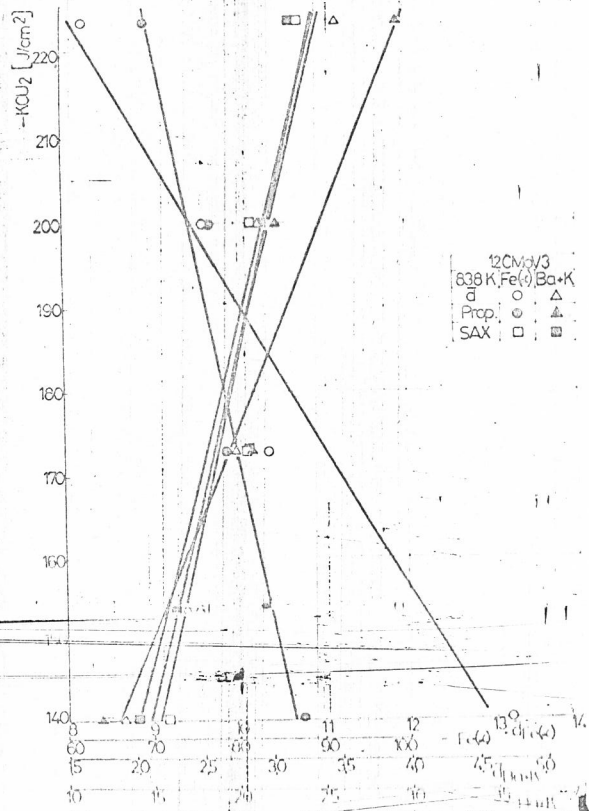
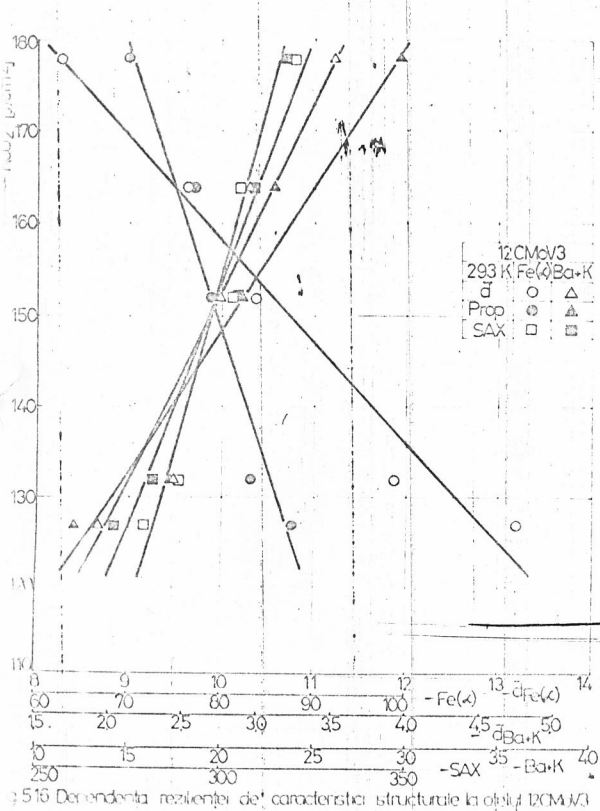
5.3. Corelarea caracteristicilor structurale cu cele de tenacitate

Tenacitatea la rupere s-a determinat pe epruvete KGU2 cu dimensiunile normale. Prin efectuarea încercărilor la temperaturile de 293 și 838 K am urmărit evidențierea comportării oțelului în două stări limită.

Testele efectuate înaintea reprezentărilor grafice în forma finală a corelațiilor dintre această caracteristică și cele structurale cantitative au permis utilizarea unor sisteme de coordonate liniare. În aceste condiții, coeficienții de corelație se ridică la nivele comparabile cu cei ai caracteristicilor de rezistență.

Investigații similare referitoare la tenacitatea oțelurilor au fost prezentate și în /138/.

Dreptele de regresie din fig.5.16, 5.17 și 5.18 se referă la dependența rezilienței de caracteristicile structurale



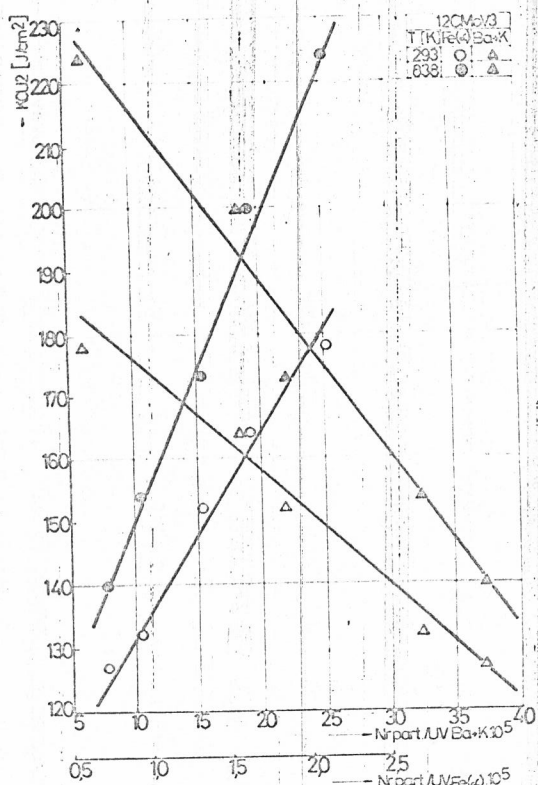


Fig. 5.18 Dependenta rezilienței de numărul de particule pe unitatea de volum la oțelul 12CMoV3

ale feritei, respectiv ale bainitei și carburilor din grăunții feritei sau limitele acestora pe probe din oțel 12CMoV3, (probe C) supuse simulării mecanice și termice în laborator.

Coeficienții de corelație astfel obținuți depășesc valori de 0,95. Cele mai puternice corelații au fost obținute la reprezentările dintre reziliență și dimensiunea medie a grăunțului feritei la ambele temperaturi de încercare. Aceștia au fost 0,985 pentru temperatura de 293 K și 0,981 la 338 K.

La probele D aparținând oțelului 12HLMF supus solidificării mecanice și termice în

laborator am obținut corelațiile reprezentate în fig. 5.19, 5.20 și 5.21.

Din corelațiile stabilite cu variabilele independente ale constituenților structurali, 12 la număr, 7 dintre ele au avut coeficienți de corelație mai mari de 0,98, iar 2 între 0,97 și 0,98. Aceasta, evidențiază posibilități bune de corelare cu nivele de încredere ridicate între caracteristicile structurale menționate și tenacitatea oțelului.

Completând cele de mai sus și cu dreptele de regresie ce materializează dependența rezilienței de numărul de particule pe unitatea de volum (fig. 5.21) s-a obținut nivelul coeficienților de corelație peste 0,987.

5.4. Concluzii cu privire la intercondiționarea modificărilor structurale cu proprietățile mecanice de scurtă durată

În cursul investigațiilor experimentale au fost determinate caracteristicile de rezistență și deformabilitate prin încercări de scurtă durată, precum și tenacitatea, utilizând probe din oțelurile 12CMoV3 și 12 HLMF (probele C, D) supuse solidificării

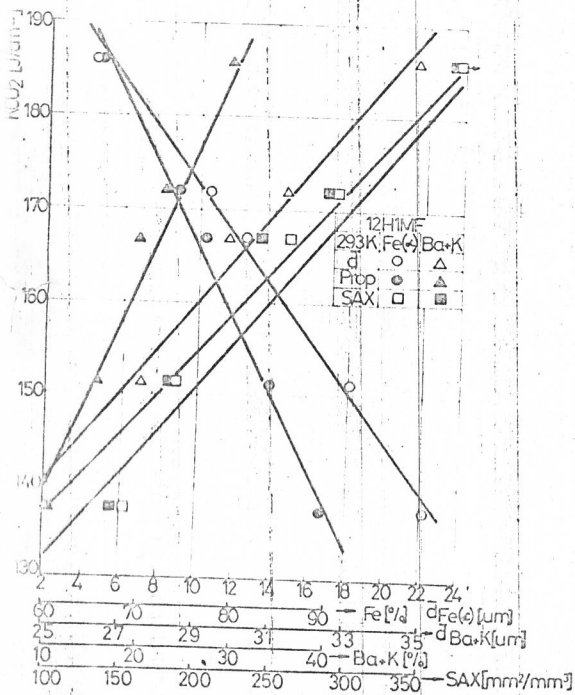


Fig 519. Dependența rezilienței de caracteristici structurale la oțelul 12H1MF

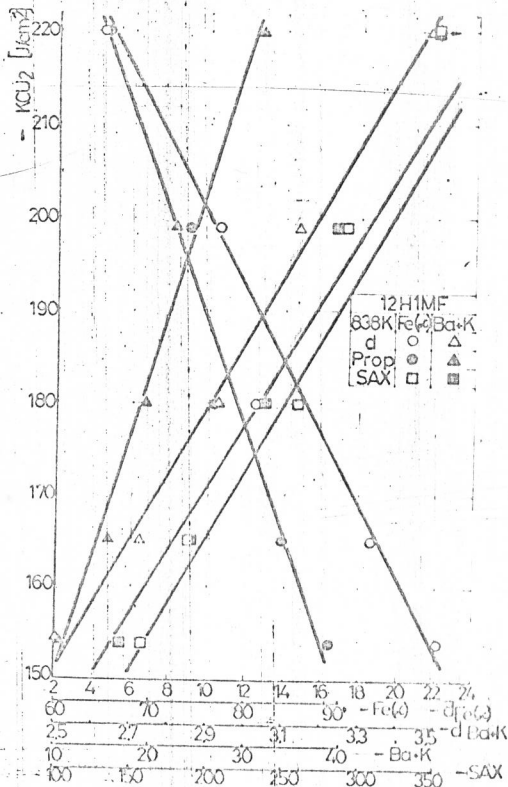


Fig 520. Dependența rezilienței de caracteristici structurale la oțelul 12H1MF

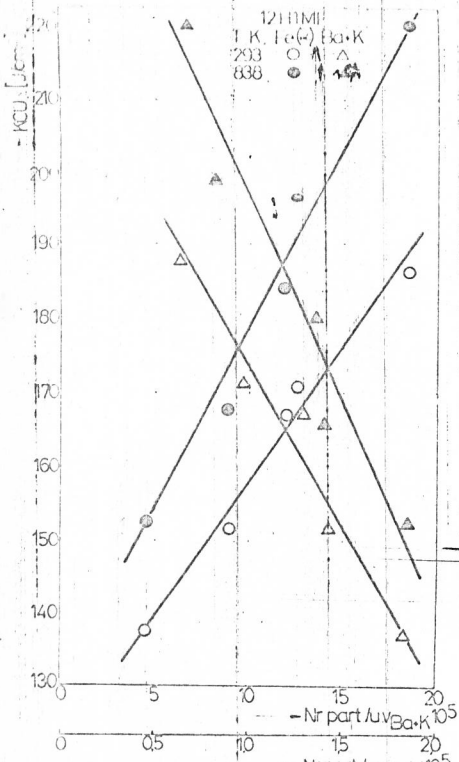


Fig 521. Dependența rezilienței de numărul de particule pe unitatea de volum la oțelul 12H1MF

termice și mecanice în laborator.

Preocupările de a găsi o formă de urmărire a modificării caracteristicilor mecanice, funcție de cele ultrastructurale au dus la curgerea la analiza statistică. Dintre caracteristicile mecanice determinate, au fost reținute acelea care prezintă o modificare sensibilă cu durata de solicitare. În acest scop reprezentările au avut la bază fie sisteme de coordonate dublu logaritmice, iar în unele cazuri chiar liniare alese astfel ca să obținem coeficienți de corelație cât mai ridicăți.

Corelațiile obținute în acest mod s-au materializat sub forma dreptelor de regresie. Intre rezultatele obținute pe cele două mărci de oțeluri a apărut o anumită similitudine în privința orientării dreptelor și valorilor coeficienților de corelație.

Corelațiile stabilite, având nivele ridicate de încredere, permit să afirmăm că există posibilitatea de a urmări modificarea caracteristicilor mecanice prin determinarea cantitativă a unor mărimi microstructurale.

CAP. 6 CARACTERISTICILE DE FLUAJ ÎN DEPENDENȚA DE FENOMENE STRUCTURALE

Pentru oțelurile slab aliate termorezistente, pe care le-am luat în studiu, caracteristicile de cea mai mare importanță pentru stabilirea performanțelor echipamentelor energetice sînt rezistența tehnică de durată sau limita tehnică de fluaaj. Ne limităm numai la prima caracteristică întrucît aceasta este utilizată în calculele de proiectare a conductelor destinate transportului aburului în centralele termoelectrice.

6.1. Aportul soluțiilor solide la rezistența tehnică de durată

În timpul fluaajului precipitarea particulelor de faze secundare apare dependentă de compoziția chimică, temperatură, densitatea germinilor de precipitare. Acești factori pot să diminueze sensibil contribuția soluțiilor solide la comportarea de lungă durată a oțelului.

Pentru îmbunătățirea rezistenței la fluaaj în mod frecvent se recurge la adăugarea elementelor de aliere. Așa cum s-a arătat mai înainte pînă la aproximativ 1% Mo rezistența la fluaaj crește, dar se diminuează ductilitatea la rupere.

Influența Cr în oțelurile termorezistente feritice este complexă și nu satisfăcător clarificată. Studiile asupra frecării interne arată că adăugarea Cr la oțelurile cu Mo reduce nivelul inițial de atomi interstițiali și accelerează viteza de îndepărtare a acestora din soluția solidă în timpul fluaajului. /11/.

O durificare structurală semnificativă la fluaaj datorită alierii cu V apare în urma interacțiunii dintre dislocații și concentrațiile de perechi V-C din soluția solidă. Adăugarea a 0,02% V într-un oțel cu 1% Mo normalizat determină o foarte redusă durificare structurală în timpul fluaajului. Dacă însă, în soluția solidă poate fi reținută o concentrație suficientă în atomi de V alături de cei de C și N se obține o durificare mult mai eficientă, datorită precipitării.

6.2. Influența particulelor de carburi asupra fluajului

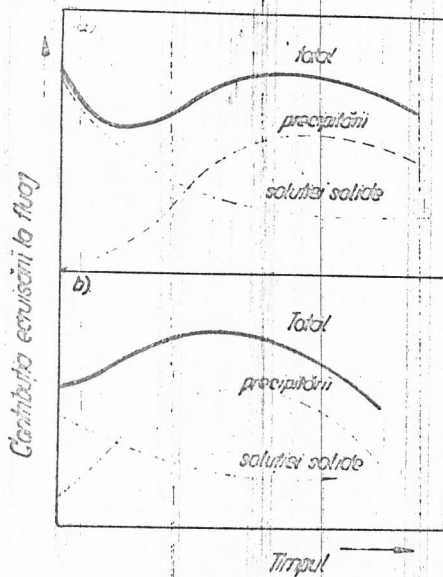
Pînă recent s-a considerat că oțelurile slab aliate termorezistente de tip Cr-Mo-V și Cr-Mo conțin numeroase particule fin dispersate de V_4C_3 formate în urma tratamentului termic inițial de revenire.

Alături de 1% Mo, alierea cu V nu are o influență semnificativă asupra rezistenței la fluaj, întrucît inițial trebuie să existe o concentrație semnificativă de atomi de V în soluția solidă. Dar, de la o anumită concentrație a V în oțel, efectul durificării crește parabolic. Astfel de oțeluri sînt mai rezistente în stare revenită, ceea ce corespunde influenței carburilor de V asupra rezistenței la fluaj. Se pare că solubilitatea atomilor de V și C în echilibru cu V_4C_3 face ca la temperaturile normale de fluaj să coexiste conținuturi semnificative de atomi ai celor două elemente chimice în soluția solidă.

În oțelurile de tip Cr-Mo-V destinate utilizării la durate lungi s-a constatat că prezența a cca. 30-35% bainită în microstructură conferă rezistență maximă la fluaj, iar caracteristicile de ductilitate sînt satisfăcătoare. Aceasta se datorește faptului că există o structură de bază ideală pentru dezvoltarea unei dispersii uniforme și stabile de particule V_4C_3 în timp.

Investigațiile pe un oțel cu 0,15% C, 0,5% Mo și 0,7% Mn, utilizat la temperatura de 823 K după aplicarea a două regimuri de tratament termic, au evidențiat contribuția durificării în timpul solicitării sub forma reprezentării din fig. 6.1/11.

Una dintre problemele principale în înțelegerea comportării la fluaj a oțelurilor feritice este motivarea rezistenței de lungă durată cînd particulele prezente au crescut la o dimensiune unde ele au o influență redusă asupra caracteristicilor de rezistență. Astfel, după /73/ un oțel cu 2,25% Cr și 1% Mo revenit o durată îndelungată la temperatura de 873 K determină o reducere cu 20% a tensiunii necesare pentru trecerea dislocațiilor printre particule, față de cazul unui tratament termic de scurtă durată. Din contra, la oțelurile cu V a căror particule de carburi sînt mult mai rezistente la transformări structurale, rezistența la fluaj se corelează în condiții acceptabile cu dis-



a) oțel cu 1% Mo normalizat
 b) oțel cu 1% Mo normalizat și revenit

Fig. 1. Dependența ecrușării la fluaj de timp, la temperatura de 623 K. [11]

tanța inițială dintre ele.

Studiile efectuate de [26, 131, 133] au evidențiat corelații variabile într-o formă comparabilă pentru mai multe oțeluri feritice. Se obține cea mai ridicată rezistență tehnică de durată și limită tehnică de fluaj la o distribuție uniformă de particule de carburi a căror dimensiune medie nu depășește 400 \AA .

Particulele mai mari de carburi influențează caracteristicile de fluaj numai indirect, întrucât au un aport redus la deformarea deplasării dislocațiilor. Sporierea rezistenței de durată pe seama particulelor precipitate la oțelurile slab aliate.

termorezistente, are loc prin două moduri de formare a acestora:

- a).- generarea unor particule fine de carburi în timpul solidificării de durată,
- b).- menținerea carburilor în starea inițială cu o dizolvare, respectiv coagulare redusă, nesemnificativă.

Primul proces este pus pe seama Mo și apare de obicei în oțelurile slab aliate cu Mo sau Cr și Mo, în timp ce al doilea se bazează pe conținutul de V și este specific oțelurilor slab aliate cu Cr și V sau Cr, Mo și V. Astfel, la oțelul 10CrMo9.10 (DIN 17380) după o transformare prin treapta feritică apare o stabilitate ridicată a particulelor precipitate de carburi. Dacă tratamentul termic este condus pentru trecerea prin treapta bainitică, are loc o coagulare rapidă a particulelor precipitate de carburi [105]. Analizând oțelurile de tip Cr-Mo-V [26, 33] se desprinde concluzia că proprietățile de fluaj sînt puse în special pe seama particulelor V_4C_3 cu o tendință redusă de creștere. La oțelul 14MoV6.3 (DIN 17715) studiile efectuate [127] constată că nu are loc modificări semnificative în privința carburilor pe durata

solicitării. Tendința lor de coagulare este redusă, ceea ce determină o rezistență de durată ridicată pe durate lungi de utilizare.

Printr-o precipitare masivă a particulelor de carburi fin dispersate matricea oțelului se poate durifica așa de mult încât întreaga deformare trebuie preluată de zonele în care există o concentrare redusă a particulelor precipitate. La limitele grăunților apar zonele denudate, în special în apropierea particulelor mari de carburi. Depășirea capacității lor de deformare face ca în respectivele zone denudate să apară microfisuri care ulterior determină ruperea de tip intercristalină /22, 127, 151/.

6.3. Investigații semicantitative și cantitative asupra particulelor de carburi

Alături de investigațiile calitative asupra particulelor precipitate în ultimii ani se aplică pe scară tot mai largă analizele semi-sau cantitative. Aceste studii se ocupă de obicei de structura în starea inițială, raportând caracteristicile de rezistență, deformabilitate sau tenacitate la dimensiunea sau distribuția particulelor precipitate.

Cercetările întreprinse de /17, 22, 131, 155/ asupra unor oțeluri de tip Cr-Mo-V s-au finalizat prin stabilirea corelațiilor cantitative între distanța dintre particule de carbură de V și limita tehnică de fluaj. La o creștere a distanței medii dintre particule de 560 Å la 830 Å se constată o scădere a limitei tehnice de fluaj corespunzătoare deformației de 0,1%, de la 4000 la 250 ore în timp ce alungirea remanentă după 2000 ore s-a majorat de la 0,7 la 1,8 % în urma solicitării la tensiunea de 108 MPa și temperatura de 823 K.

În urma investigațiilor întreprinse de /133/ pe 11 șarje dintr-un oțel similar cu oțelul 14MoV6.3 s-a obținut o corelație liniară între rezistența tehnică de durată și distanța medie dintre particule (fig.6.2). Corelația stabilită poate fi exprimată prin relația:

$$\lg t_r = C + B L \quad (6.1)$$

în care : t_r - durata pînă la rupere,
 L - distanța medie dintre particule,
 B, C - panta, respectiv ordonata dreptei de regresie.

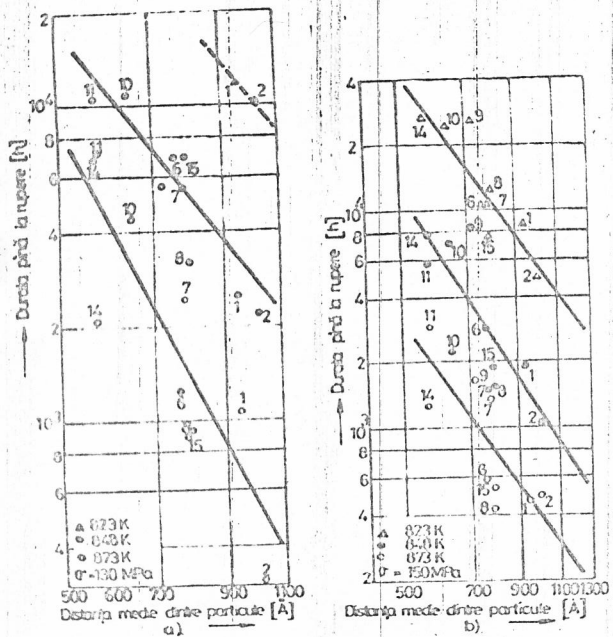


Fig.6.2 Corelația dintre distanța medie între particule și distanța medie dintre particule de carbon de vară. /131/

Experiența a arătat că relația anterioară are totuși o utilizare limitată în practică.

Aceste investigații au fost completate de /131/ pe același oțel, stabilind la diferite temperaturi și tensiuni dependența dintre viteza de fluaj și distanța medie dintre particule (fig.6.3). Rezultă că la tensiuni scăzute viteza de fluaj este independentă de distanța medie dintre particule, dacă aceasta este mai mare de 1200 Å. Valoarea tensiunii la care viteza de fluaj nu mai depinde de mărimea anterioară crește cu scăderea temperaturii.

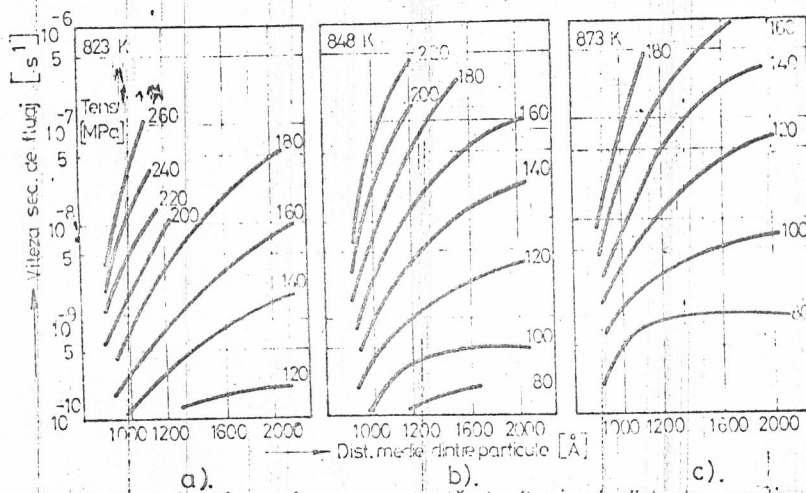


Fig.6.3 Corelația dintre viteza constantă de fluaj și distanța medie dintre particule /131/.

Coroborat cu cele de mai sus, din conținutul prezentat de /139/ se desprind următoarele:

- dacă distanța dintre particule este mai mare 1500 Å, rezistența de durată nu depinde practic de acest parametru geometric,

- dacă distanța dintre particule este mai mică de 1500 Å, rezistența de durată crește cu reducerea acestei valori.

Prin cercetările prezentate se desprinde posibilitatea de stabilire a unor corelații cantitative între mărimile specifice comportării de durată și cele structurale, pentru un număr redus de oțeluri. La acestea însă nu s-a obținut nivele satisfăcătoare de încredere.

6.4. Corelații cantitative pe baza caracteristicilor

structurale la oțelurile slab aliate termorezistente

Încercările la fluaj a probelor supuse solicitării mecanice și termice a permis extrapolarea rezultatelor pentru definirea rezistenței tehnice de durată la 3 nivele de temperatură și la 3 durate. La aceste încercări am supus probe din oțelul 12CMoV3 (probe C) și 12HLMF (probe D) (tabelul 6.1). Cifrele alăturate marcajelor C și D au semnificația duratei solicitării din laborator în condițiile menționate în tabelul 2.1.

Rezistența tehnică de durată obținută prin utilizarea notelor parametrice de extrapolare se corelează cu parametrul Larson-Miller (fig.6.4 și 6.5). Coeficienții de corelație se situează pentru ambele reprezentări între 0,983 și 0,998. Aceasta permite definirea cu certitudine ridicată a caracteristicii de rezistență funcție de condițiile de temperatură și durată cuprinse în parametrul de extrapolare.

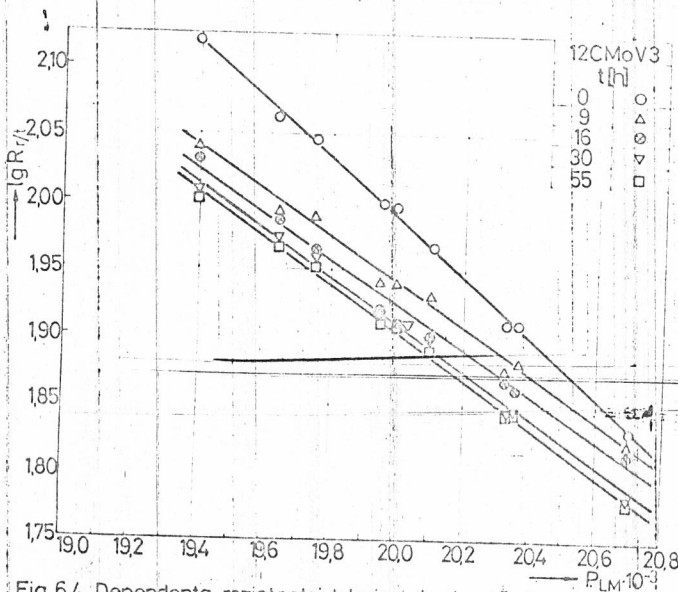


Fig.6.4. Dependența rezistenței tehnice de durată de parametrul Larson-Miller la oțelul 12CMoV3.

Tabelul 6.1

Rezistența tehnică de durată a probelor supuse simulării mecanice și termice în laborator

Nr. It.	Oțelul	Durata (h-T)	Marcaj	Temperatura [K]								
				R _r /10000	R _r /50000	R _r /100000	R _r /200000	R _r /500000	R _r /1000000	R _r /2000000	R _r /5000000	
1.	12CMOV3	0	C.0	81,41	66,03	110,71	96,74	80,96	131,80	115,29	96,61	84,20
2.		9	C.9	77,68	66,79	97,56	87,05	74,89	109,56	97,81	96,43	83,41
3.		16	C.16	73,18	65,54	92,40	82,41	73,89	107,60	95,12	83,38	81,05
4.		30	C.30	70,57	60,13	91,51	81,91	70,76	107,36	92,92	81,05	100,25
5.		55	C.55	69,71	60,04	89,52	81,82	69,67	100,87	118,90	100,25	95,58
6.	12HLMF	0	D.0	70,29	63,24	118,56	96,90	77,56	138,25	113,50	95,58	95,08
7.		9	D.9	68,27	63,09	110,20	90,35	75,17	128,85	112,30	95,08	92,51
8.		16	D.16	68,01	62,10	102,66	86,29	74,28	126,10	108,50	92,51	87,32
9.		30	D.30	66,52	58,22	92,26	85,76	74,22	118,80	105,52	87,32	84,20
10.		55	D.55	65,00	56,92	87,23	78,11	69,70	117,60	105,52	87,32	84,20

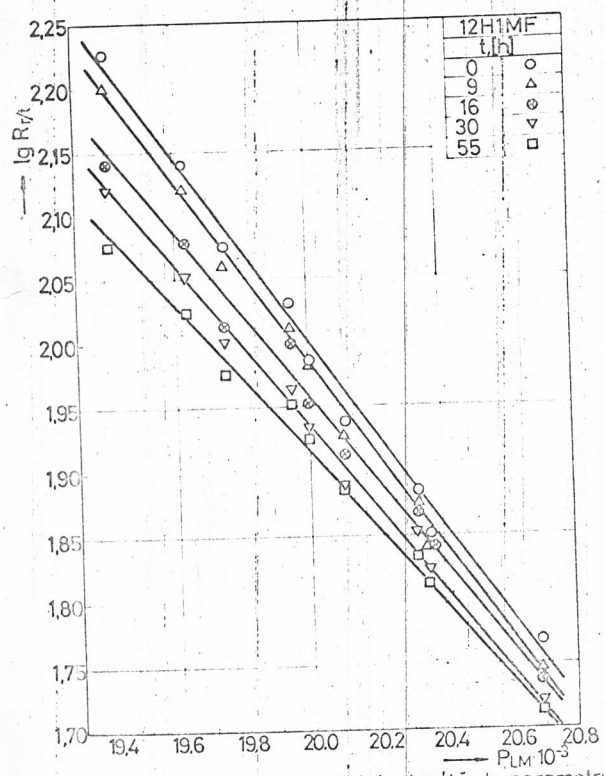


Fig.6.5 Dependenta rezistentei de durată de parametrul Larson-Miller la oțelul 12H1MF.

În continuare considerăm dependența rezistenței tehnice de durată de diferite caracteristici structurale pentru probele menționate anterior.

Dimensiunea medie a grăunților, respectiv proporția feritei din probele oțelului 12CMoV3 determină prin creșterea lor diminuarea rezistenței tehnice de durată (fig.6.6;6.7). Coeficienții de corelație ai dreptelor de regresie astfel obținuți sînt situați în intervalul 0,951 - 0,988. Se remarcă totodată o dispunere paralelă a respectivelor drepte de regresie.

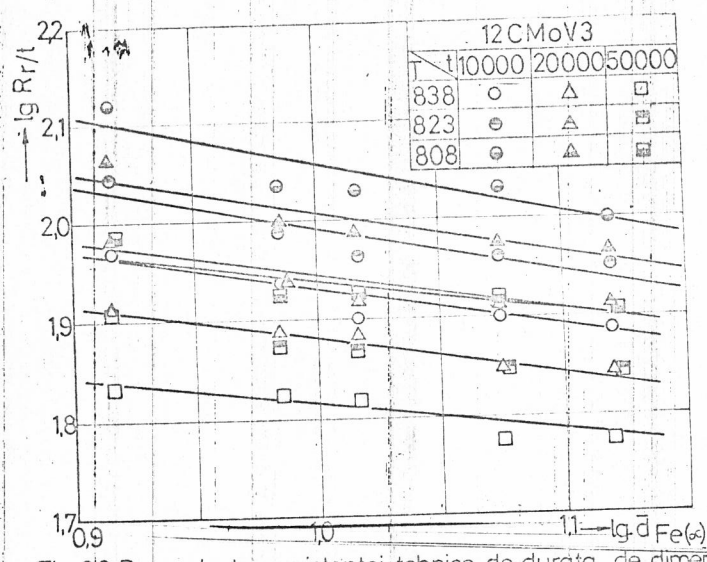


Fig.6.6. Dependenta rezistentei tehnice de durată de dimensiunea medie a graunțului feritei la oțelul 12CMoV3.

Urmărind aceeași parametrii structurali dar specifici la nituri și carburilor din grăunții feritei și de la limitele acestor se remarcă o reprezentare grafică a dreptelor, aproape paralele (fig.6.8 și 6.9). Și de această dată coeficienții de corelație sînt ridicati (0,955 - 0,980).

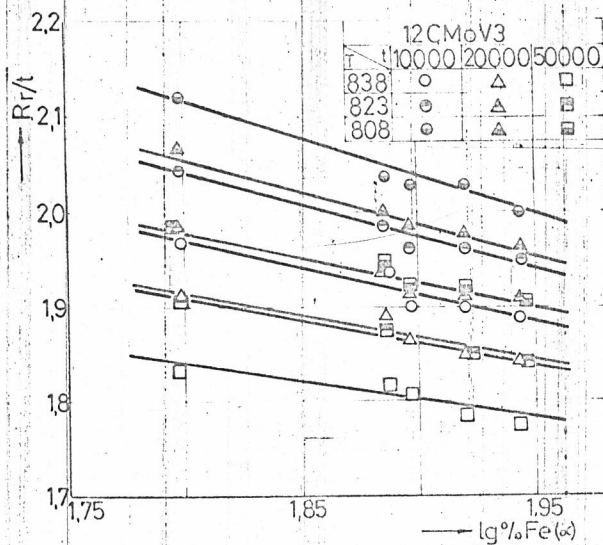


Fig.6.7. Dependența rezistenței tehnice de durată de conținutul de ferită al oțelului 12CMoV3.

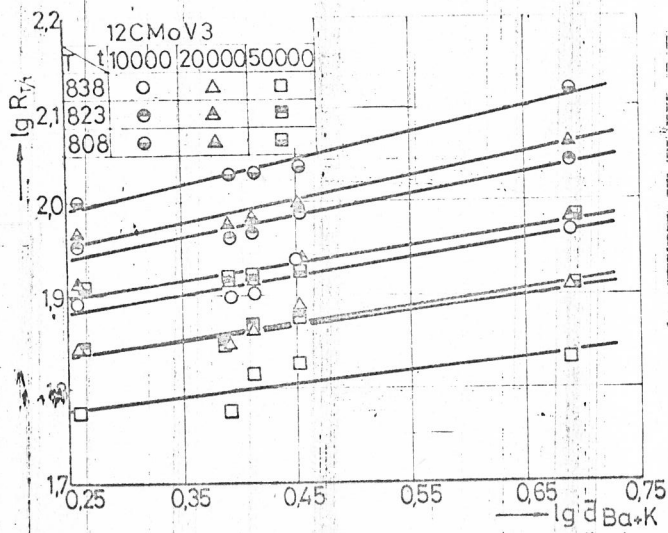


Fig.6.8. Dependența rezistenței tehnice de durată de dimensiunea medie a grăuntelui de Ba+K la oțelul 12CMoV3

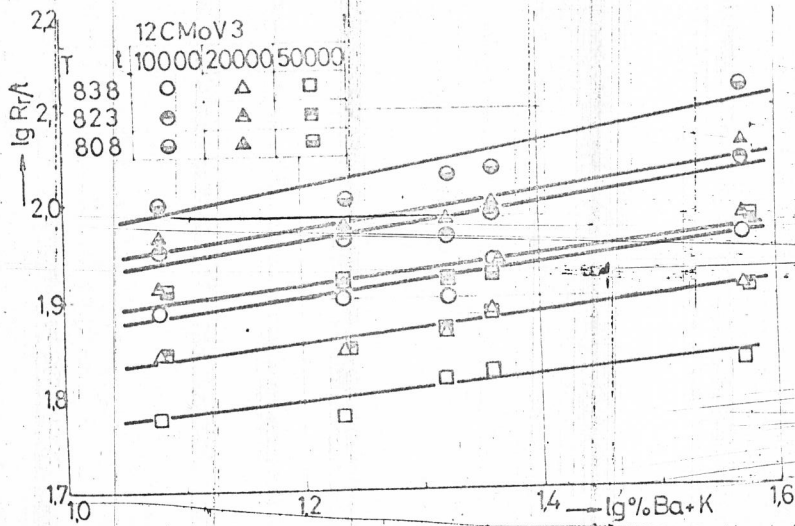


Fig.6.9. Dependența rezistenței tehnice de durată de conținutul în Ba+K la oțelul 12CMoV3.

Diminuarea rezistenței tehnice de durată în cazul parame-
trilor feritei, respectiv creșterea acesteia în cazul bainitei
corespunde cu explicația capitoului anterior privind contribuția
particulelor de carburi și eficiența acestora în menținerea ca-
raacteristicilor de rezistență.

Pentru oțelul 12CMoV3 în aceeași stare ca în cazul anterior,
luăm în discuție suprafața specifică a constituenților structu-
rali (ferită, bainită). Uzînd din nou de reprezentarea dublu lo-
garitmică se obțin drepte de regresie a căror coeficienți de co-
relația sînt 0,950 - 0,987 (fig.6.10; 6.11).

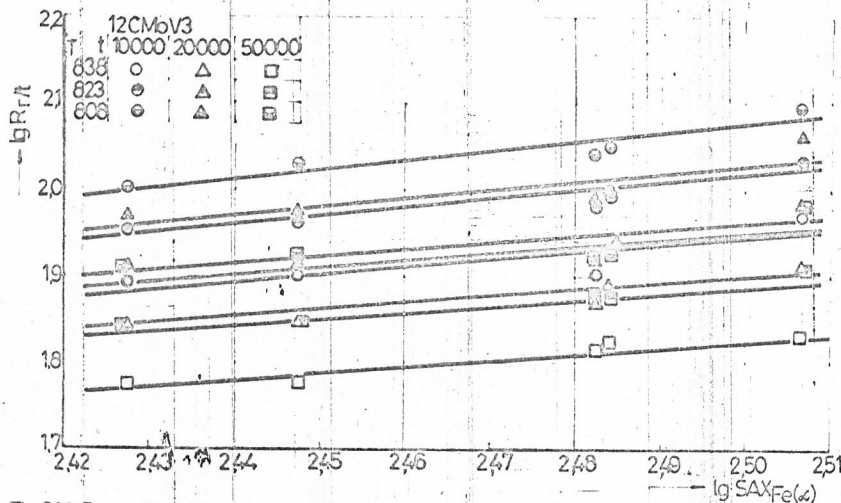


Fig.6.10. Dependenta rezistenței tehnice de durată de suprafața specifică a Ba+K la oțelul 12 CMoV3

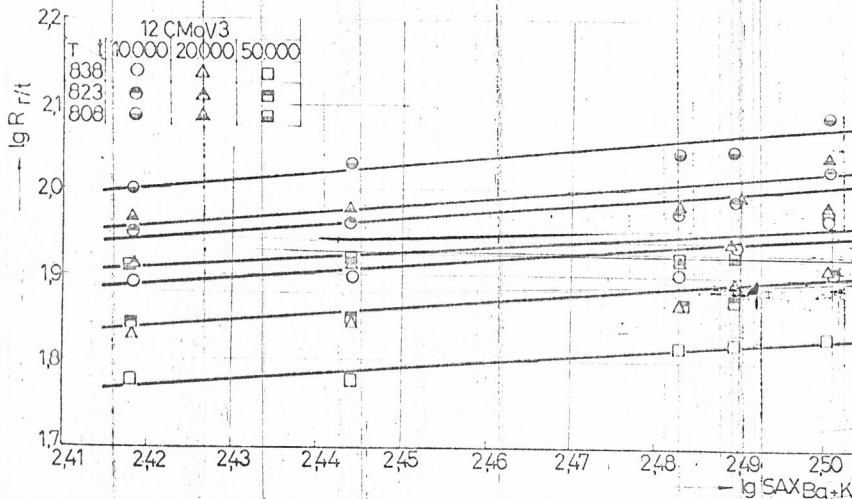


Fig.6.11. Dependenta rezistenței tehnice de durată de suprafața specifică a Ba+K' la oțelul 12 CMoV3

Din reprezentarea grafică a dependenței dintre rezistența tehnică de durată și numărul de particule pe unitatea de volum din ferită au rezultat coeficienți de corelație de 0,955 - 0,989, iar pentru bainită de 0,952 - 0,992 (fig.6.12, 6.13).

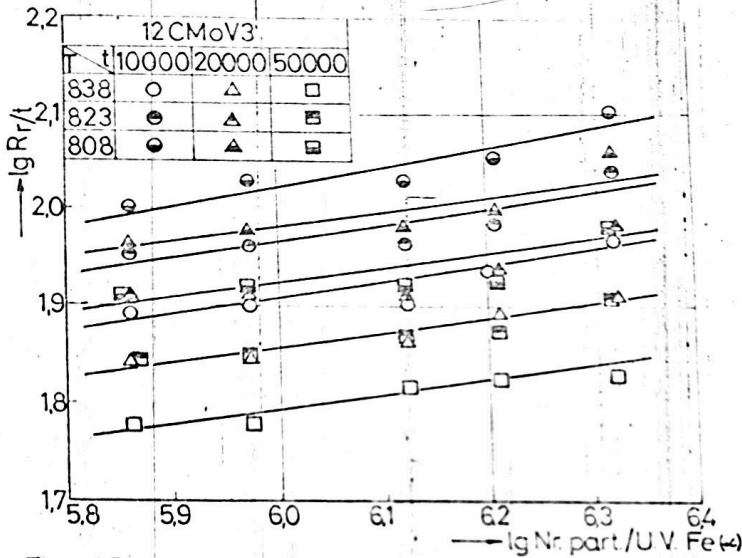


Fig.6.12. Dependenta rezistentei de durată de numărul particulelor pe unitatea de volum a feritei la oțelul 12CMoV3

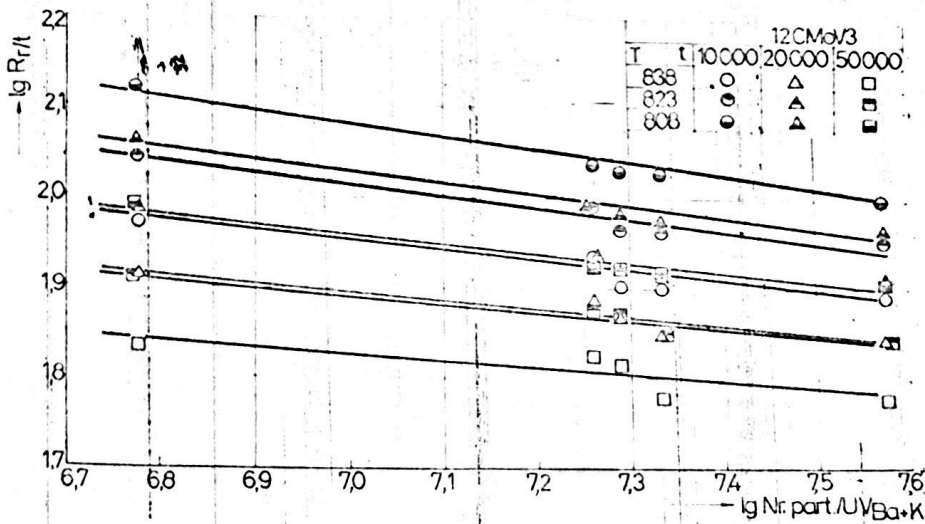


Fig.6.13. Dependenta rezistentei tehnice de durată de durata de numărul particulelor pe unitate de volum a Ba+K la oțelul 12CMoV3

Rezultatele probelor D aparținând oțelului 12HLMF supus ciclului de simulare în laborator a solicitării mecanice și termice (M+T) au fost prelucrate matematic similar cazului anterior. Astfel, creșterea dimensiunii medii de ferită reduce rezistența tehnică de durată conform reprezentării din fig.6.14.

Coeficienții de corelație specifici acoperă intervalul 0,950-0,984. O tendință similară se observă și pentru proporția feritei la care coeficienții de corelație se ridică la 0,952 - 0,995 (fig.6.15).

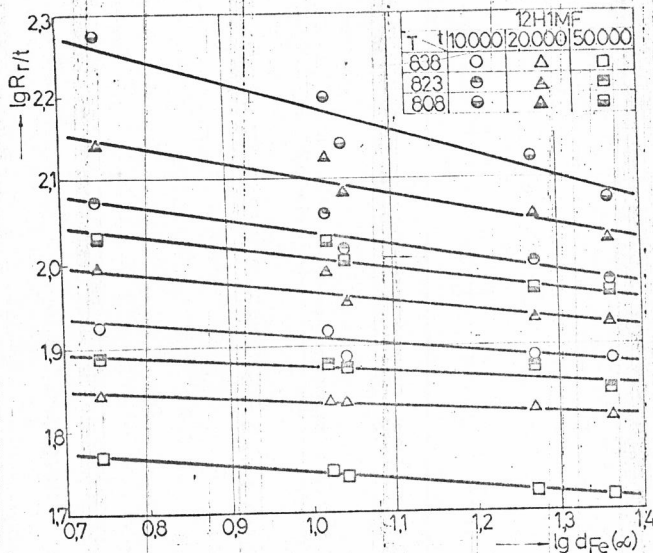


Fig.6.14. Dependenta rezistentei tehnice de durată de dimensiunea medie a grăunților de ferită la oțelul 12H1MF.

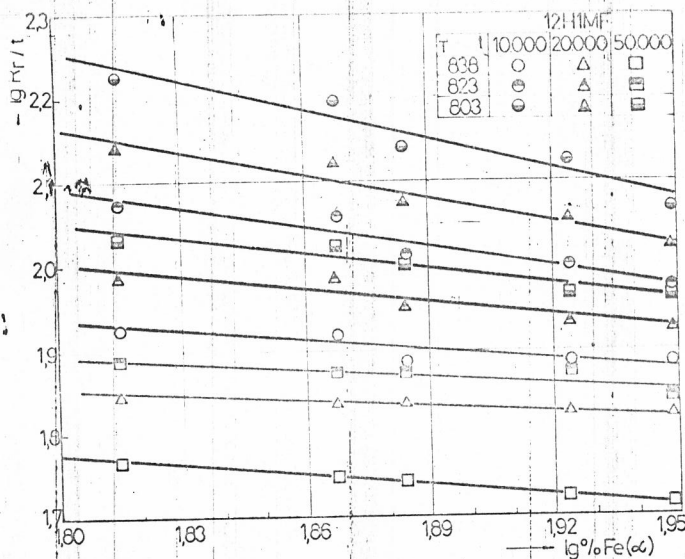


Fig.6.15. Dependenta rezistentei tehnice de durată de conținutul de ferită la oțelul 12H1MF.

Trecând acum la analiza acelorasi caracteristici structurale specifice însă bainitei am obținut dreptele de regresie din fig.6.16 pentru dimensiunea medie a grăunțului, respectiv fig. 6.17 pentru proporția constituențului, ca variabile independente. De această dată, coeficienții de corelație ating valori de 0,957 până la 0,982 în primul caz, respectiv 0,954-0,992 al doilea caz.

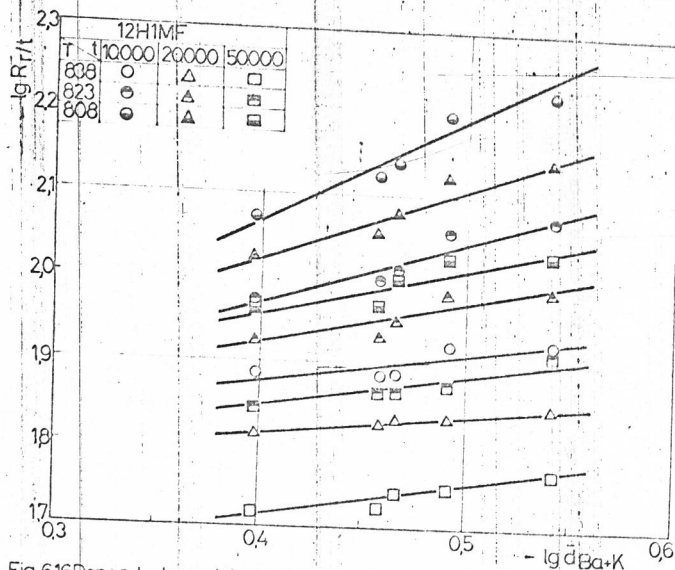


Fig. 6.16. Dependenta rezistenței tehnice de durată de dimensiunea medie a grăunții Ba+K la oțelul 12H1MF.

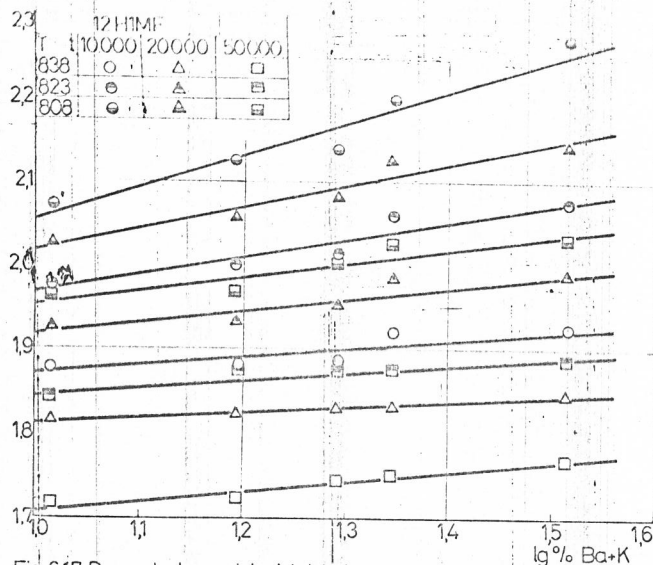


Fig. 6.17. Dependenta rezistenței tehnice de durată de conținutul în Ba+K la oțelul 12H1MF.

Sporirea suprafeței specifice ocupată de ferită, respectiv de bainită îmbunătățește rezistența tehnică de durată (fig. 6.18 și 6.19). Pentru aceste corelații nivelele de fatigă ajung să atinge valori de 0,950 - 0,980, respectiv 0,951 - 0,987.

Prin creșterea numărului de particule pe unitatea de volum în grăunții feritei, rezistența tehnică de durată se mărește, și anume în cazul bainitei panta dreptelor de regresie este inversată (fig. 6.20, 6.21). Coeficientul de corelație astfel determinat

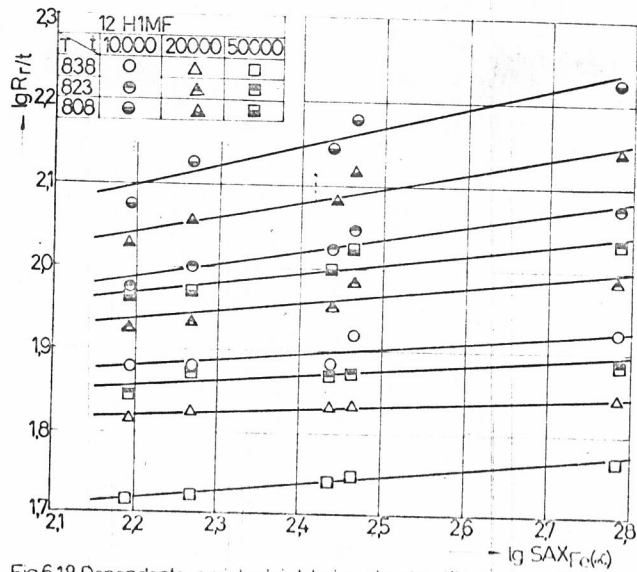


Fig.6.18. Dependenta rezistenței tehnice de durată de suprafața specifică a Fe(%) la oțelul 12H1MF

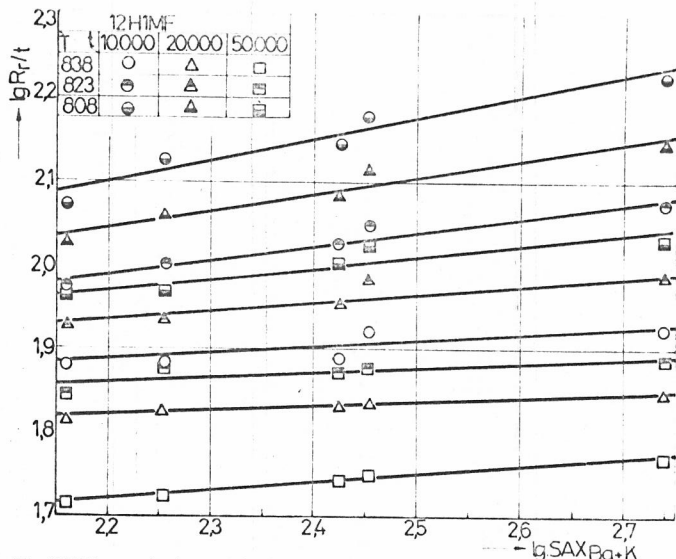


Fig.6.19. Dependenta rezistenței tehnice de durată de suprafața specifică a Ba+K la oțelul 12H1MF

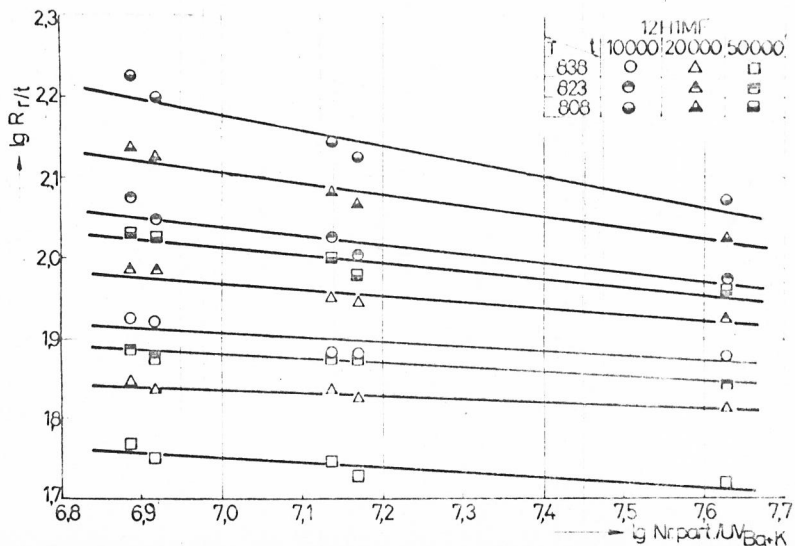


Fig.6.20. Dependenta rezistenței tehnice de durată de numărul de particule pe unitatea de volum a Ba+K la oțelul 12H1MF

ating valori de 0,950 - 0,972, respectiv 0,953 - 0,983.

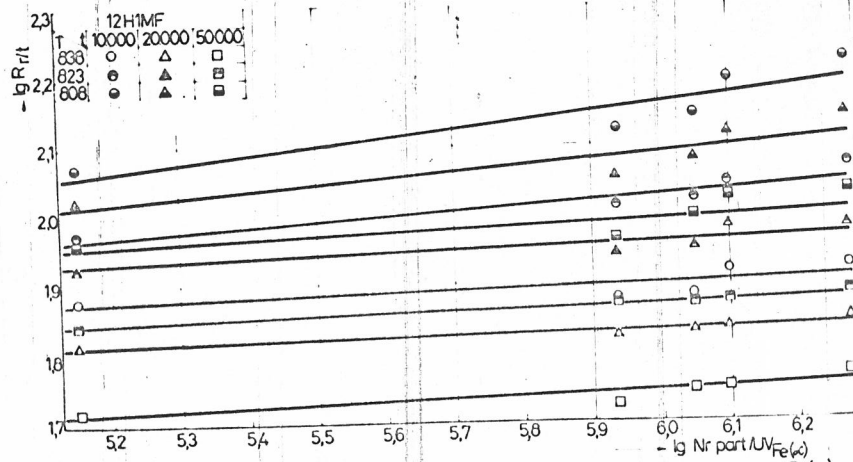


Fig 6.21 Dependența rezistenței tehnice de durată de numărul particulelor pe unitatea de volum a Fe(μ) la oțelul 12H1MF

6.5. Concluzii cu privire la influența fenomenelor structurale asupra caracteristicilor de fluaj

Comportarea de lungă durată a oțelurilor slab aliate termorezistente, sub acțiunea solicitărilor mecanice și termice este guvernată de transformarea structurii acestora. Investigațiile efectuate asupra acestei problematice au definit contribuția particulelor de faze secundare asupra caracteristicilor specifice încercării la fluaj. În acest mod a fost studiată influența dimensiunii medii sau a distanței dintre particule asupra mărimilor determinante pentru fluaj.

În studiul pe care l-am întreprins am urmărit în special dependența dintre caracteristicile structurale cantitative și comportarea de durată a oțelului. Uzînd de metode matematice de prelucrare a rezultatelor experimentale am materializat corelații cantitative între caracteristicile menționate. Pentru obținerea acestora sub forma unei alinieri corespunzătoare a rezultatelor am recurs la sisteme de coordonate dublu logaritmice.

Cu ansamblul acestor măsuri, rezultatele atestă că se poate urmări evoluția caracteristicilor de fluaj - am analizat rezistența tehnică de durată - prin analiza cantitativă a unor caracteristici structurale. Această ipoteză are la bază coeficienții

de corelație superior nivelului de 0,950 , iar în unele cazuri peste 0,980.

Rezultatele prezentate anterior confirmă caracteristici ridicate de fluaj pentru oțelul 12H1MF , ceea ce este de fapt o reafirmare a capacității de utilizare a acestuia. Totodată, se poate desprinde concluzia că modificarea rezistenței tehnice de durată este strâns dependentă de modificarea caracteristicilor structurale. Aceasta a permis definirea corelațiilor cantitative între cele două categorii de caracteristici ale oțelului, obținând coeficienți ridicați ai corelațiilor.

Pentru oțelul 12CMoV3 nivelul caracteristicilor de fluaj este similar cu cel obținut la oțelul 12H1MF pentru condiții identice de simulare în laborator. Corelațiile cantitative obținute și de această dată permit estimarea caracteristicii menționate de fluaj pe baza mărimilor structurale în condițiile unui nivel ridicat de certitudine.

CAP. 7 CORELAREA GENERALA A CARACTERISTICILOR MECANICE CU CELE STRUCTURALE

În acest capitol se urmărește prezentarea sub forma corelațiilor matematice a dependenței caracteristicilor mecanice de rezistență și tenacitate cu cele structurale. În acest scop am luat în considerare rezultatele obținute pe probele din oțelurile 12CMoV3 (marcaj C) și 12 HLMF (marcaj D) supuse simulării în laborator la solicitare mecanică și termică. La aceste probe se adaugă cele utilizate efectiv în exploatare (marcaj E, F, G, H, I și J). Probele notate cu C, respectiv D, au provenit dintr-o singură șarjă, iar probele prelevate din tronsoane de conducte utilizate în exploatare reprezintă oțelul 12HLMF dar din șarje diferite.

Reprezentarea împreună a rezultatelor obținute în condițiile menționate urmărește stabilirea unor corelații între caracteristici mecanice și structurale generale pentru tipul de oțel Cr-Mo-V slab aliat termorezistent.

Și de această dată, similar cazurilor anterioare, am considerat caracteristicile mecanice ca variabile dependente de caracteristicile structurale care au fost notate pe abscisa sistemului de coordonate.

7.1. Dependența generală a caracteristicilor de tracțiune de cele structurale

Solicitarea din exploatare determină o diminuare a caracteristicilor de rezistență pe măsura sporirii duratei de utilizare. În tabelul 7.1 sînt cuprinse caracteristicile de rezistență și cele de tenacitate pentru probe prelevate din conducte utilizate efectiv în exploatare.

Diminuarea caracteristicilor de rezistență corespunde cu creșterea proporției de ferită din structură (fig.7.1). Dreptele de regresie astfel obținute sînt aproape paralele. La creșterea conținutului de ferită între 65 și 90%, deci o creștere de cca. 72%, apare o reducere a rezistenței la rupere cu 10% și a limitei de curgere cu 11% la temperatura de 293 K. La temperatura de 838 K diminuarea este 11%, respectiv 15%. Coeficienții de

Tabelul 7.1

Caracteristicile mecanice de scurtă durată a probelor provenind din conducte utilizate în exploatare (oțel 12HLMF)

Nr. crt.	Durata 838K [h]	Mar- caj	Limita de curgere $R_{p0,2}$ [MPa]		Rezist. la rupere R_m [MPa]		Reziliența KCU2 [J/cm ²]	
			293 K	838 K	293 K	838 K	293 K	838 K
1.	0	E	290	205	476	272	181	225
2.	16210	F	269	193	468	265	170	201
3.	54407	G	256	172	457	250	161	180
4.	57259	H	252	156	449	248	149	167
5.	62674	I	248	152	450	246	140	160
6.	116851	J	235	151	442	243	133	159

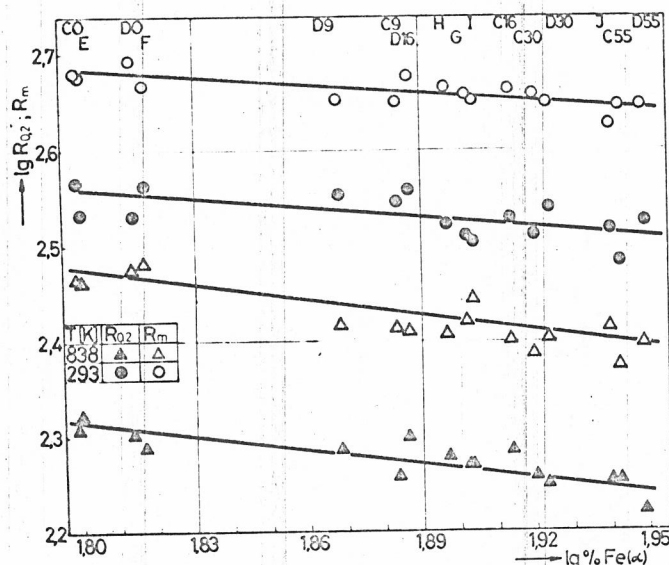


Fig. 7.1 Dependența caracteristicilor de rezistență de conținutul de ferită

corelație sînt între 0,93 și 0,96.

Trecînd la stabilirea corelațiilor dintre aceleași caracteristici de rezistență și dimensiunea medie a grăunțului ferritic se deduce o creștere a pantei pe măsura trecerii de la caracteristici de rezistență cu valori mai ridicate spre cele mai scăzute (fig.7.2). În comparație cu reprezentarea anterioară, coeficienții de corelație sînt ceva mai scăzuți (0,90 - 0,94).

La creșterea dimensiunii medii a grăunților de ferită de la 8 la 15 μm , rezistența la rupere la temperatura de 293 K

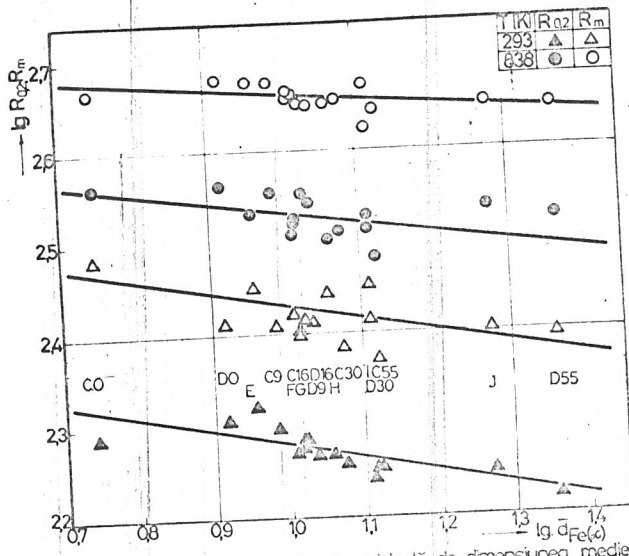


Fig.7.2. Dependenta caracteristicilor de rezistență de dimensiunea medie a grăuntelui feritei.

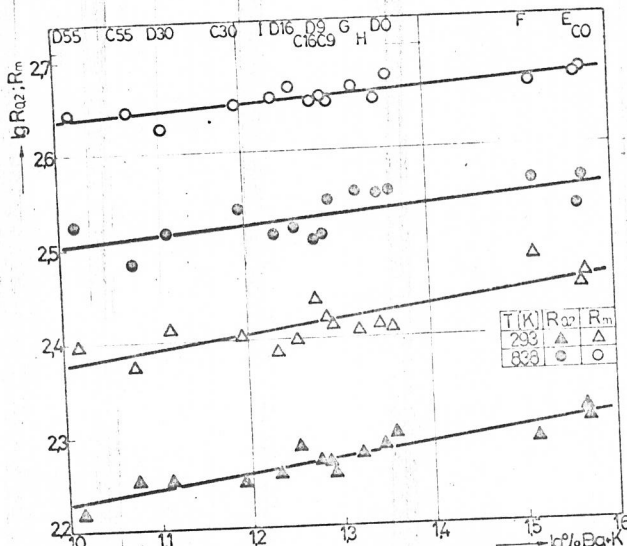


Fig.7.3. Dependenta caracteristicilor mecanice de conținutul în Ba+K

se reduce cu 9%, în timp ce limita de curgere la temperatura de 838 K se reduce cu 21%. Rezultă deci că pe măsură ce caracteristicile de rezistență ating valori mai ridicate sensibilitatea lor față de dimensiunea grăuntelui feritic se reduce.

Proportia de bainită și structura afectează de asemenea caracteristicile de rezistență (fig.7.3). Coeficienții de relație sînt comparabili cu celor anteriori (0,93-0,94). Si în acest caz se constată o dependență diferențiată a caracteristicilor de rezistență de proporția de bainită, similară cazului anterior. Sensibilitatea față de creșterea proporției constituenților structural analizat scade în măsura sporirii caracteristicilor mecanice.

Dimensiunea medie a grăuntelui bainitei se diminuează cu creșterea duratei de utilizare. Prin reducerea în mod a caracteristicii structurale de 5 la 2 μm, rezistența la rupere la temperatura

293 K scade cu cca. 10,5%. Totodată, limita de curgere la temperatura de 838 K se reduce cu cca. 16,5%.

Coeficienții de corelație ai dreptelor de regresie pentru dependența caracteristicilor de rezistență de suprafața specifică a feritei respectiv a bainitei (fig.7.5 și 7.6) au

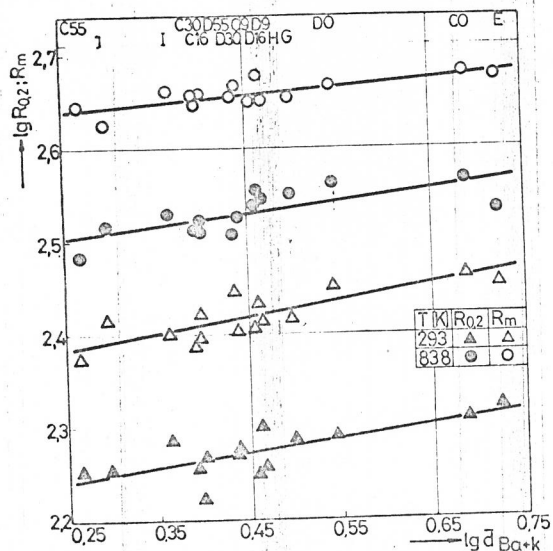


Fig.74 Dependența caracteristicilor de rezistență de dimensiunea medie a grăunții de Ba+k

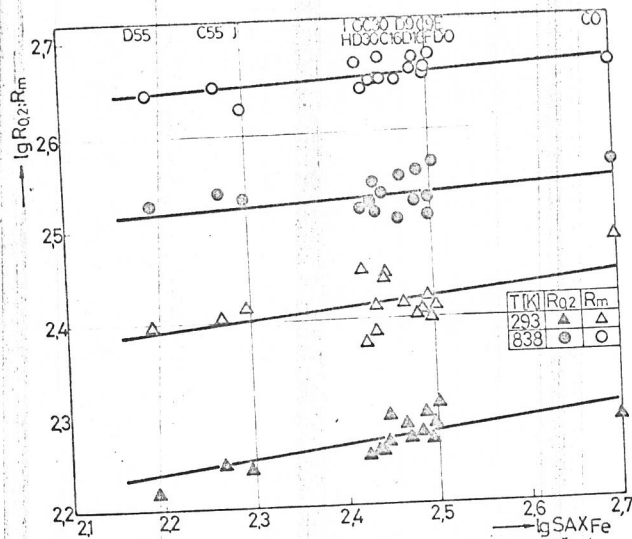


Fig.75 Dependența caracteristicilor mecanice de rezistență de suprafața specifică a feritei.

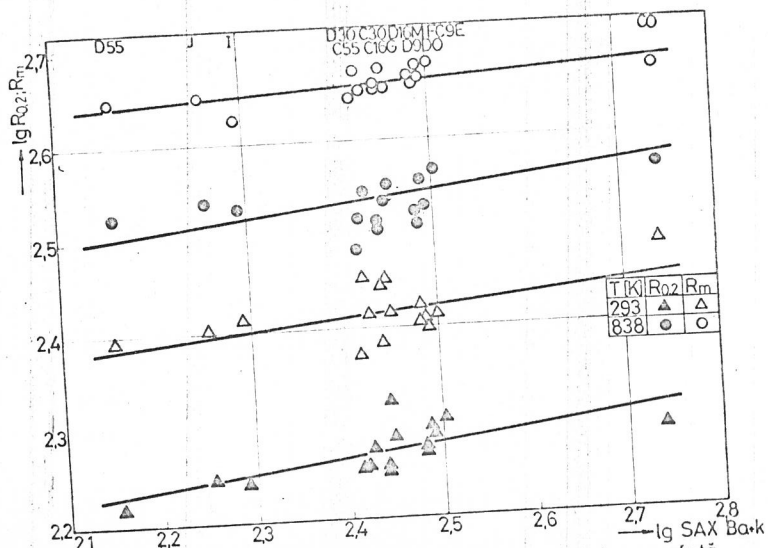


Fig.76 Dependența caracteristicilor mecanice de rezistență de suprafața specifică a Ba+k.

mai scăzuți decât în cazul considerării independente a rezultatelor obținute pe probele C și D (oțel 12CMoV3, respectiv 12MnMF). Valorile mărimilor menționate se situează între 0,90 și 0,93.

Numărul de particule pe unitatea de volum a feritei, respectiv a bainitei se corelează de asemenea cu rezistența la rupere și cu limita de curgere (fig.7.7). Coeficienții de corelație co-

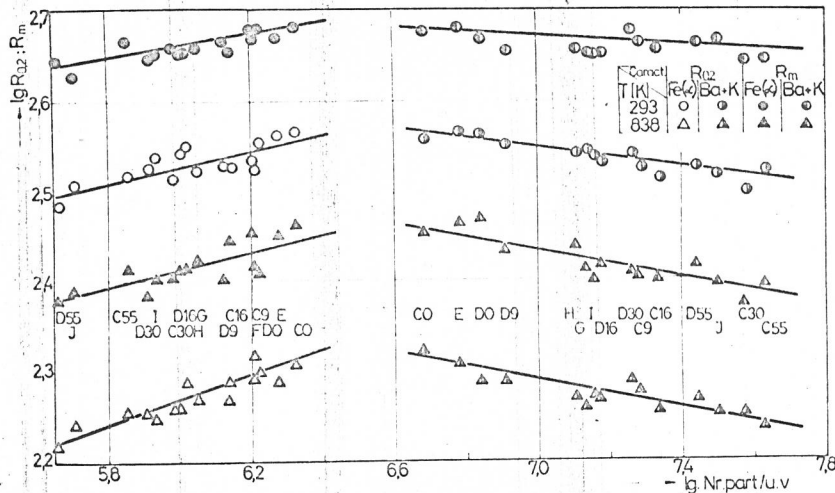


Fig.7.7. Dependenta caracteristicilor de rezistență de numărul de particule pe unitate de volum.

respunzători se situează între 0,90 și 0,95. Se remarcă faptul că la același nivel de modificare a caracteristicilor de rezistență, intervalul corespunzător în care se modifică numărul de particule pe unitatea de volum a feritei este mai restrâns decât cel al bainitei.

7.2. Dependenta generală a tenacității de caracteristicile structurale

Intre valorile rezilienței și dimensiunea medie a grăuntelui feritei există o dependență sensibilă (fig.7.8). Valorile corespunzătoare tenacității pentru probele utilizate efectiv în exploatare sînt cuprinse în tabelul 7.1.

Corelațiile stabilite între reziliență și dimensiunea medie a grăuntelui feritic au evidențiat valori mai slabe decât la alte caracteristici analizate (cca. 0,91). Din reprezentarea grafică se remarcă o dispunere paralelă a dreptelor de regresie

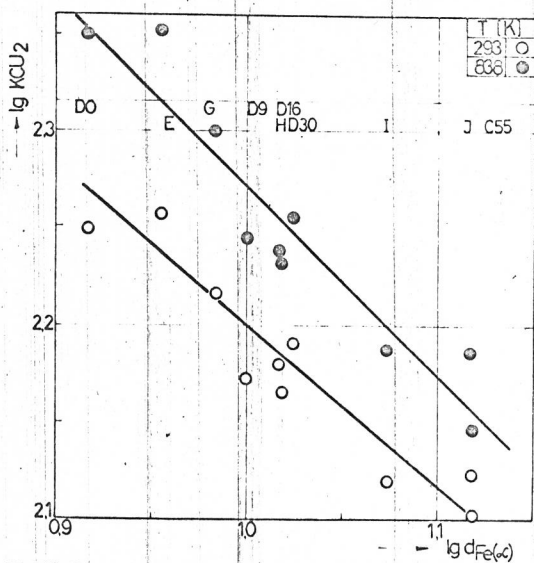


Fig.7.8. Dependenta rezilientei de dimensiunea medie a grauntelui feritei.

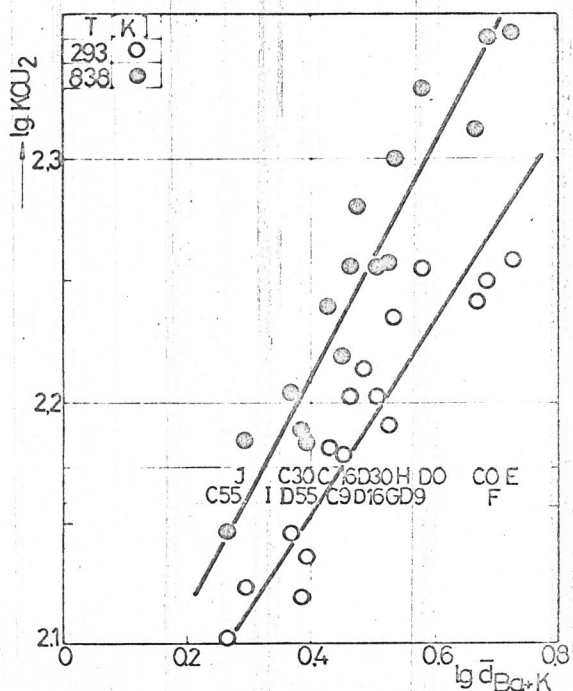


Fig.7.9. Dependenta rezilientei de dimensiunea medie a grauntelui bainitei.

pentru cele două temperaturi de încercare.

În comparație cu situația anterioară, reziliența s-a corelat mai bine cu dimensiunea medie a grăuntelui bainitic. De această dată (fig.7.9) coeficienții de corelație sînt de 0,92 la ambele temperaturi de încercare.

Utilizînd pentru proporția feritei, respectiv bainitei, scări cu originile inversate, dreptele de regresie ce reprezintă corelația cu reziliența se suprapun la aceeași temperatură de încercare (fig.7.10).

Din examinarea reprezentării grafice se remarcă o dispersie însemnată a rezultatelor. Cu toate că am testat și o reprezentare în ordonate dublu logaritmice, aceasta nu a ajutat la îmbunătățirea sensibilă a coeficienților de corelație. În această situație, aplicînd metoda matematică a regresiilor liniare am obținut coeficienți de corelație de cca. 0,86-0,90.

Similar altor corelații prezentate pe parcurs, dreptele de regresie ale corelațiilor dintre reziliență și suprafața specifică a constituienților structurali se suprapun la ambele temperaturi de încercare

(fig.7.11). În reprezentarea grafică nu au fost cuprinse rezultatele obținute pe oțelul 12CMoV3 supus simulării mecanice și

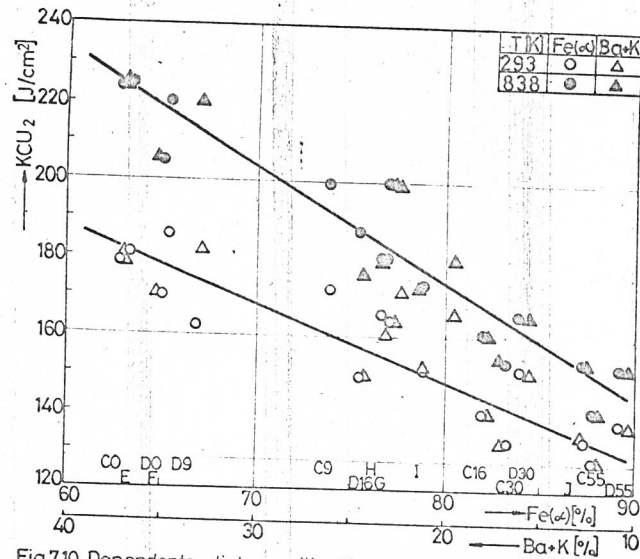


Fig.7.10. Dependenta dintre reziliență și proporția constituenților structurali.

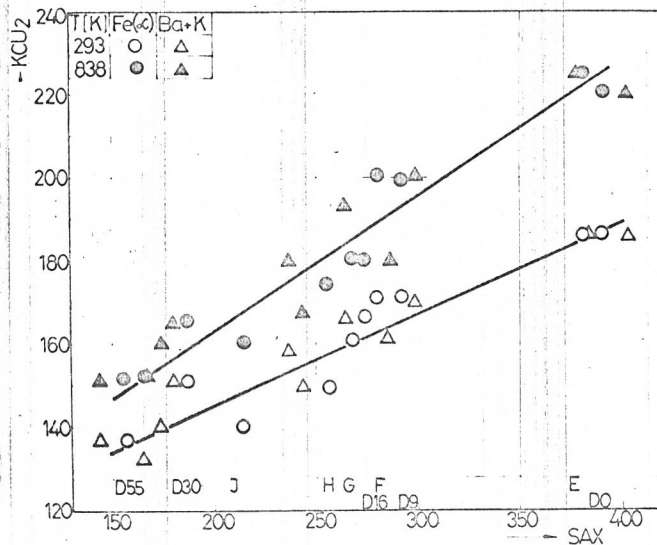
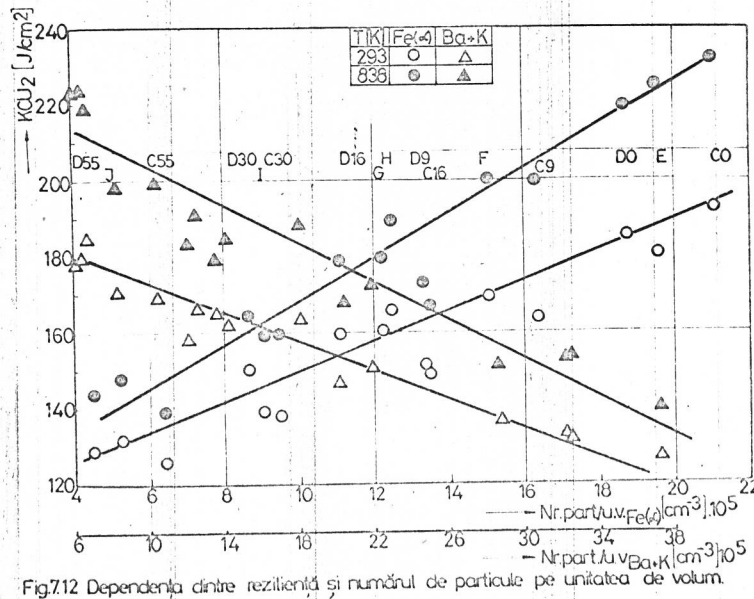


Fig.7.11. Dependenta rezilienței de suprafața specifică a constituenților.

termice în laborator, întrucât se abăteau mult față de tendința celorlalte rezultate. Cu toate acestea coeficienții de corelație au fost 0,92 și 0,91 la temperatura de 293, respectiv 838 K.

Experimentările au dovedit că reziliența oțelului depinde de numărul de particule pe unitatea de volum sub forma regresiilor din fig.7.12. Coeficienții de corelație au fost între 0,93-0,96. Valoarea cea mai ridicată a corespuns corelației dintre reziliența la temperatura de 293 K și numărul de particule pe unitatea de volum a bainitei. Valoarea cea mai scăzută a fost obținută tot pentru corelația anterioară, dar la temperatura de 838 K. În reprezen-



tarea în coordonate liniare au fost cuprinse toate rezultatele experimentale.

7.3. Modificarea rezistenței tehnice de durată sub acțiunea schimbărilor structurale

Reprezentarea generală a dependenței rezistenței tehnice de durată de modificarea caracteristicilor structurale are la bază rezultatele obținute pe probe din oțelurile 12CMoV3 și 12H1MF (marcaj C, respectiv D) supuse în laborator solicitării mecanice și termice, precum și probe provenind din conducte utilizate efectiv în exploatare.

Rezultatele obținute pe probele C și D au fost prezentate în tabelul 6.1, iar pentru probele provenind din conducte utilizate în instalații termoenergetice sînt cuprinse în tabelul 7.2.

Regresiile liniare urmărind dependența rezistenței tehnice de durată de caracteristicile structurale au necesitat abordarea reprezentărilor în coordonate dublu logaritmice. Astfel, creșterea proporției de ferită din oțelurile analizate implică reducerea rezistenței tehnice de durată (fig.7.13). Coeficientul de corelație se situează între 0,91 - 0,97. Valorile extreme ale intervalului menționat corespund corelațiilor dintre proporția feritei și rezistența tehnică de durată determinată la temperatura de 809K și durata de 10.000 ore, respectiv 823 K și durata de 50.000 ore.

Tabelul 7.2

Rezistența tehnică de durată a probelor provenind din conducte utilizate în exploatare
(oțel 12HMF) [MPa]

Nr. crt.	Durata la 838 K [h]	Mar- caj	Temperatura [K]								
			R _r /10000	R _r /20000	R _r /50000	R _r /10000	R _r /20000	R _r /50000	R _r /10000	R _r /20000	R _r /50000
1.	0	B	89,00	76,13	66,00	115,60	95,90	79,00	148,25	127,70	101,45
2.	16210	F	86,40	71,27	63,47	111,69	93,15	76,00	133,25	123,80	96,32
3.	54407	G	77,10	68,00	61,00	93,70	80,66	73,00	121,27	115,76	92,30
4.	57259	H	75,90	65,65	60,12	94,09	78,60	71,00	116,15	102,45	90,00
5.	62674	I	74,10	62,05	59,00	92,10	77,90	70,00	114,90	101,20	87,70
6.	116851	J	72,01	59,18	57,57	88,10	77,50	68,90	114,00	99,70	86,30

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMIȘOARA
BIBLIOTECA CENTRALĂ

Corelațiile dintre rezistența tehnică de durată și dimensiunea medie a grăuntelui feritic au evidențiat nivele de încredere similare cazului anterior (fig.7.14).

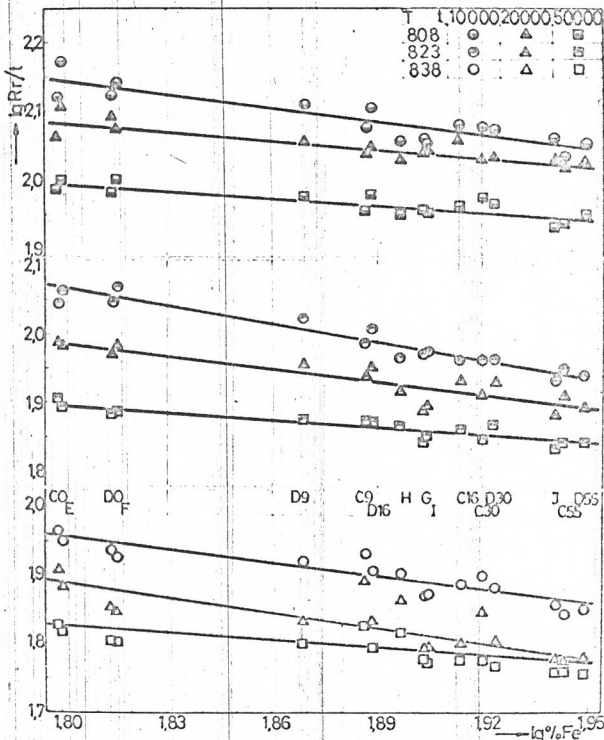


Fig.713 Dependenta rezistenței tehnice de durată de conținutul de ferită.

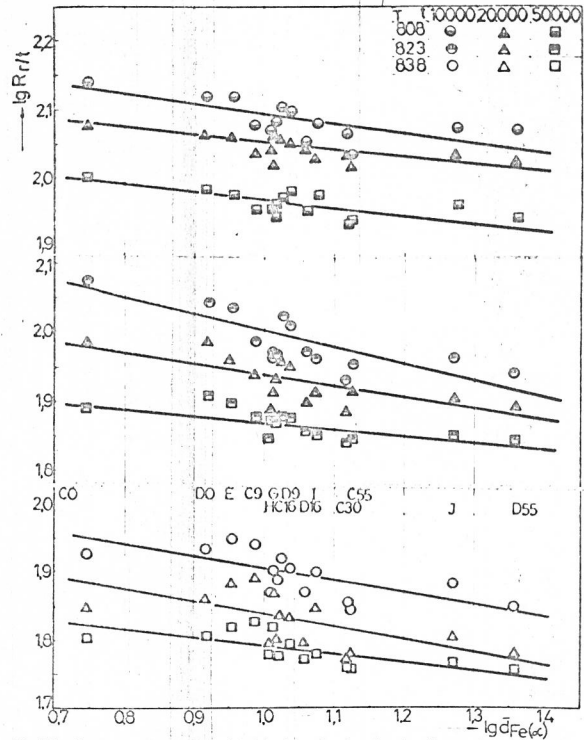
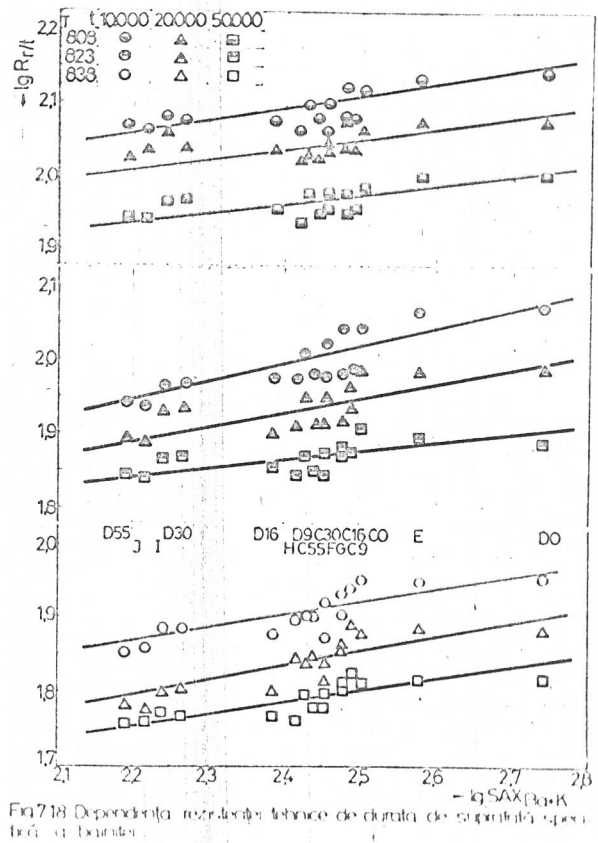
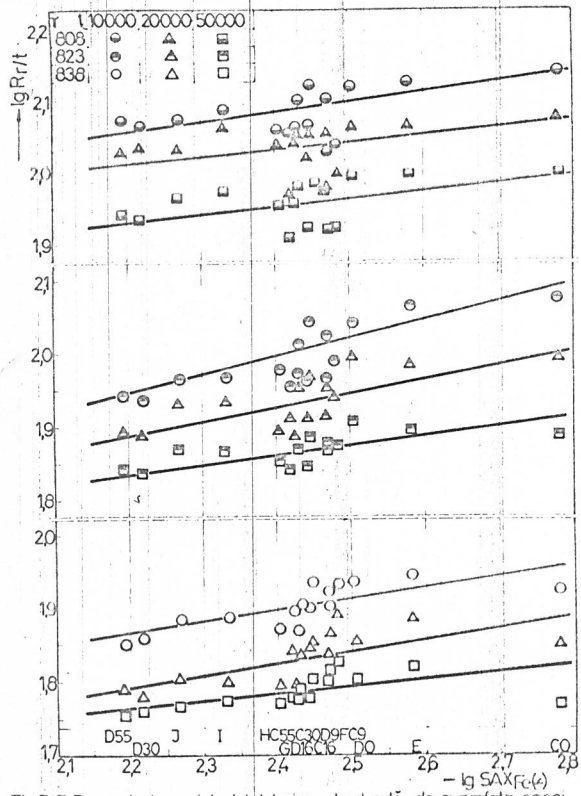
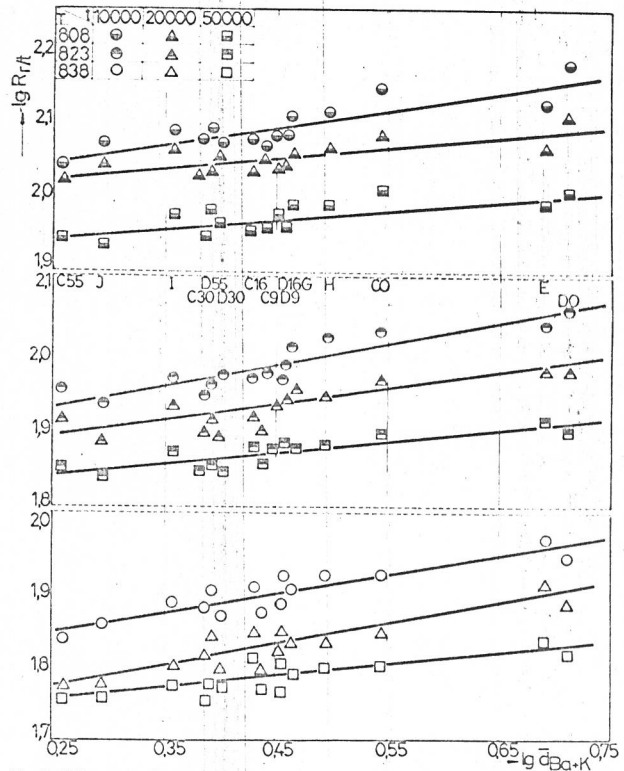
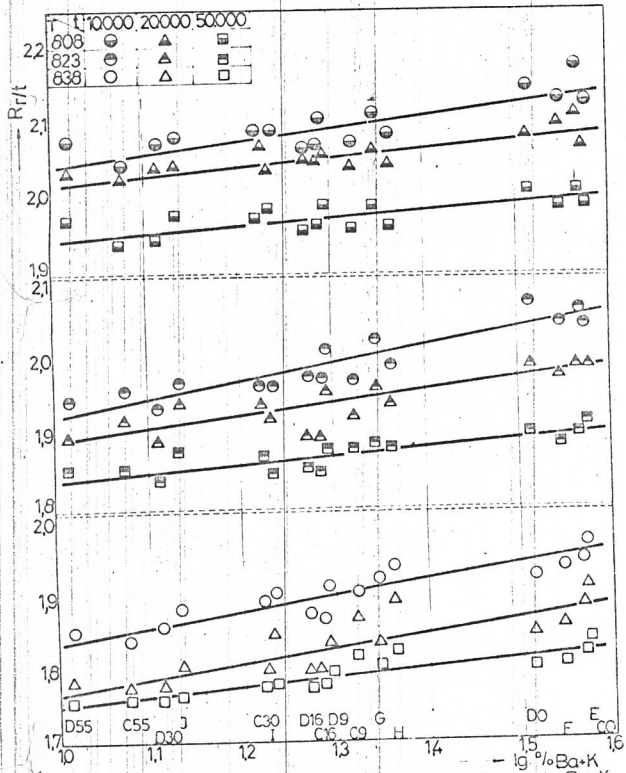


Fig.714. Dependenta rezistenței tehnice de durată de dimensiunea medie a grăuntelui feritic

Corelațiile dintre rezistența tehnică de durată și proporția de bainită din structură acoperă un interval larg al coeficienților de corelație (0,91 - 0,98) (fig.7.15). Valorile extreme ale acestora corespund cu situația întâlnită la proporția de ferită. O similitudine cu cea prezentată în fig.7.14 se întâlnește și la stabilirea corelațiilor dintre rezistența tehnică de durată și dimensiunea medie a grăuntelui feritei (fig.7.16).

Creșterea suprafeței specifice a constituienților structurali determină sporirea rezistenței tehnice de durată. Dreptele de regresie obținute prin considerarea ca variabilă independentă suprafața specifică a feritei, respectiv a bainitei, au aproximativ aceleași pante (fig.7.17 și 7,18). Coeficienții de corelație acoperă intervalul 0,91 - 0,96.

Reducerea rezistenței tehnice de durată specifică creșterii duratei de exploatare este coroborată cu diminuarea numă-



rului de particule pe unitatea de volum a feritei, respectiv cu creșterea celui a bainitei. Dreptele de regresie care definesc aceste corelații au o dispunere aproape simetrică, dar cu pante inversate (fig.7.19). Pe ansamblul rezultatelor corelate am obținut coeficienți situați la nivelul 0,91 - 0,94.

7.4. Modificarea caracteristicilor mecanice funcție de distanța medie dintre particulele de carburi

Caracteristicile mecanice de rezistență (rezistența la rupere și limita de curgere) sunt influențate de distanța medie dintre particule, în sensul reducerii lor pe măsura creșterii mărimii structurale (fig.7.20). Incercând o reprezentare unitară a

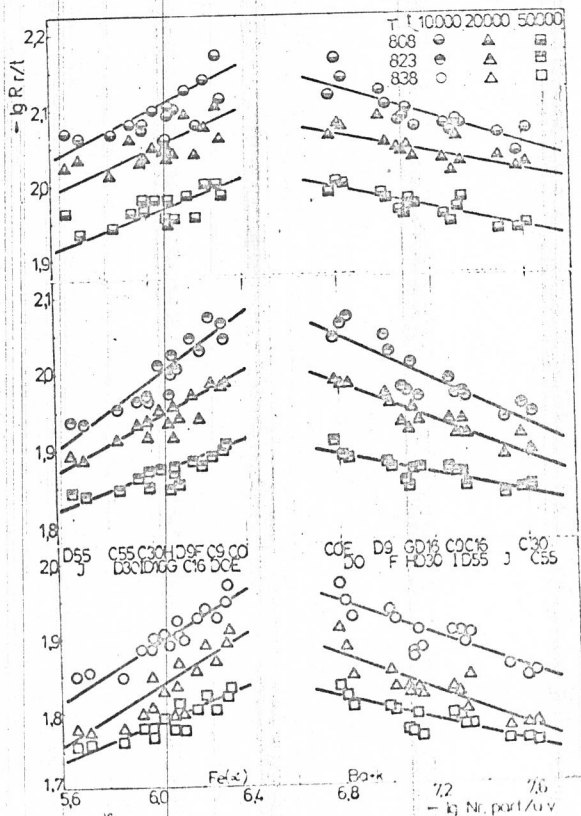


Fig.719 Dependenta rezistenței termice de durată de numărul de particule pe unitatea de volum

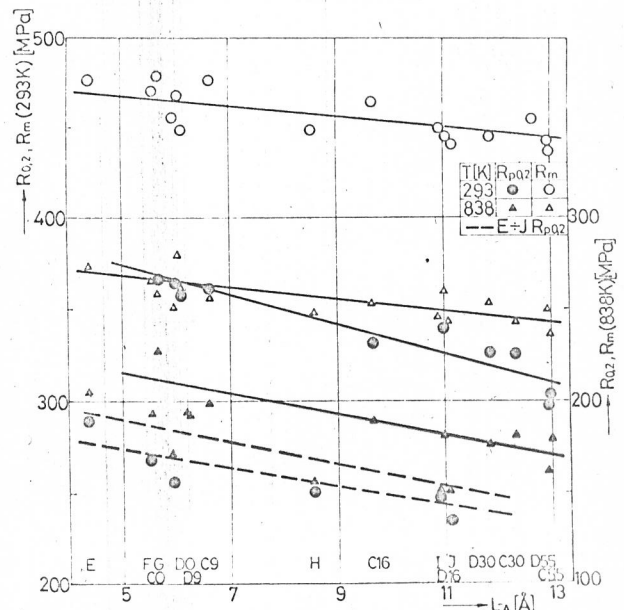


Fig.720 Dependenta caracteristicilor de rezistență de distanța medie dintre particule.

tuturor rezultatelor care au fost obținute se constată o ordonare a valorilor rezistenței la rupere. Coeficienții de corelație ai dreptelor de regresie sînt 0,93, respectiv 0,92 la temperaturile de încercare de 293, respectiv 838 K.

Valorile limitei de curgere se grupează la ambele temperaturi de încercare, separat pentru probele supuse simulării

în laborator (probele C și D) de cele prelevate din conducte utilizate în exploatare (probele E - J). Coeficienții de corelație ai dreptelor de regresie se situează între 0,90 și 0,93.

Tenacitatea la rupere s-a dovedit a fi o caracteristică mai sensibilă la distanța medie dintre particule, în comparație cu mărimile de rezistență anterioare (fig.7.21). Rezultatele au

permis stabilirea a două drepte de regresie corespunzătoare temperaturilor de încercare, cu nivele de încredere de 0,90 și 0,92.

Rezistența tehnică de durată se diminuează pe măsura creșterii distanței medii dintre particulele de carburi, corespunzător creșterii duratei de solicitare (fig.7.22). Tre-când de la valori scăzute ale caracteristicii de rezistență spre cele mai ridicate se constată că panta dreptelor de regresie crește. În ansamblu, între rezistența tehnică de durată determinată la 3 nivele de temperatură și tot atâtea durate de extrapolare, dreptele de regresie au evidențiat coeficienți de corelație între 0,91 - 0,94.

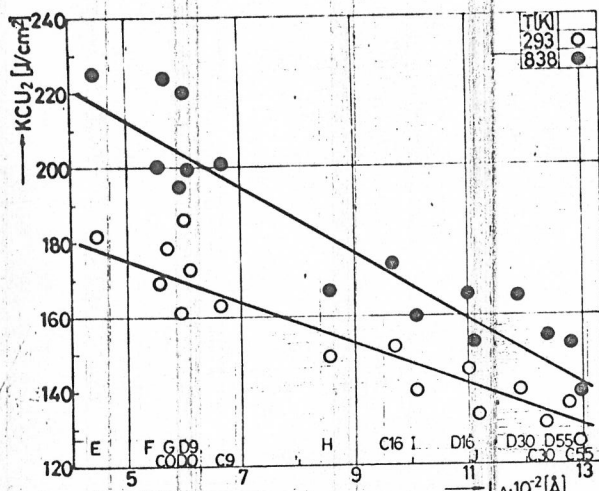


Fig.7.21 Dependenta rezilienței de distanța medie dintre particule.

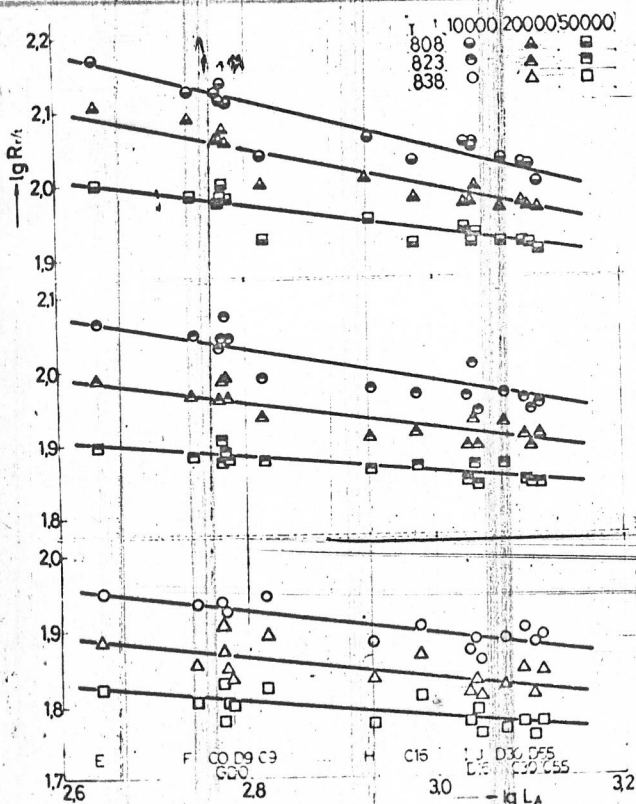


Fig.7.22 Dependenta rezistenței tehnice de durată de distanța dintre particule.

7.5. Concluzii privind posibilitățile de corelare a caracteristicilor mecanice cu cele structurale

Cuprinderea într-o prelucrare matematică comună a rezultatelor obținute pe probe supuse simulării în laborator a solicitării mecanice și termice, alături de cele din exploatare în instalații termoenergetice are rolul de a analiza compatibilitatea rezultatelor provenind din două domenii de solicitare diferite. În acest mod se poate stabili rezerva de care dispune un oțel utilizat în exploatare prin urmărirea în paralel a caracteristicilor mecanice și structurale în laborator.

Efectuând aceste investigații pe rezultate disponibile pentru marca de oțel slab aliat termorezistent de tip Cr-Mo-V am obținut coeficienți de corelație situați între 0,90 și 0,95.

Se constată că în comparație cu rezultatele obținute în capitolele anterioare, în acest caz coeficienții de corelație sînt ceva mai scăzuți. Această diminuare are la bază rezultate obținute pe probe provenind din mărci și șarje diferite, dintre care unele supuse simulării solicitării în laborator, iar altele utilizate efectiv în exploatare. La aceasta trebuie să admitem o anumită dispersie inerentă între mărci și respectiv șarjele analizate în ceea ce privește proprietățile mecanice și structurale.

Avînd în vedere toate aceste considerații coeficienții de corelație obținuți sînt satisfăcători. În studiul /127/ sînt prezentate corelații între caracteristici mecanice și structurale pe oțelul 14MoV6.3 (DIN 17715). Coeficienții de corelație menționați aici s-au situat în jurul valorii de 0,90, fiind cotați ca satisfăcători.

Din cele prezentate se evidențiază compatibilitatea între solicitarea efectivă din instalațiile termoenergetice și posibilitatea simulării în laborator a condițiilor reale de exploatare. Deci, paralel cu utilizarea echipamentului termoenergetic, prin teste de laborator conform metodologiei prezentate se poate estima rezerva de rezistență a oțelului pentru funcționare în condiții ridicate de fiabilitate.

Rezultatele generale de aici vin în sprijinul preocupărilor de afirmare cu mai multă inițiativă a investigațiilor pentru stabilirea unor corelații cantitative care să permită estimarea comportării în exploatare pe baza determinării cantitative a caracteristicilor structurale.

CAP. 8 CONCLUZII GENERALE SI PROBLEME DE VIITOR

Progresele tehnologice înregistrate pe plan național și internațional în ultimele decenii au la bază activitatea conjugată a tuturor ramurilor industriale care concură la asigurarea bazei energetice. Aceasta a impus dezvoltarea unei game largi de oțeluri, în special slab aliate termorezistente care să asigure utilizarea echipamentelor termoenergetice în condiții de fiabilitate durate de peste 100.000 ore.

Coroborând la aceasta dezideratele economice, legate de utilizarea rațională a oțelurilor, precum și carențe ale literaturii tehnice din acest domeniu, apare în toată amploarea ei importanța pe care o reprezintă cunoașterea comportării mecanice a oțelurilor utilizate în condiții de presiunea și temperatură ridicată specifică instalațiilor termoenergetice.

Studierea acestei categorii de oțeluri a fost abordată în diferite forme atât la noi în țară, cât și în străinătate, dată fiind necesitatea sporirii continue a performanțelor agregatelor și dezvoltarea a noi oțeluri.

În ultimii ani o atenție deosebită a început să fie acordată studierii intercondiționării dintre caracteristicile mecanice și cele structurale, în care scop se investighează posibilitatea stabilirii unor corelații calitative, semi- sau cantitative. Posibilitățile oferite de microscopia optică și electronică au făcut posibilă abordarea cercetării particulelor de carburi formate de elementele de aliere, urmărind influența acestora asupra caracteristicilor mecanice definitive pentru o exploatare de lungă durată.

Pornind de la acest stadiu al cunoștințelor, autorul și-a propus să studieze oțelurile slab aliate termorezistente în scopul aprofundării cercetărilor pentru cunoașterea mai completă a rezervelor materialului. Pentru aceasta a urmărit unele caracteristici structurale mai puțin investigate până în prezent, iar apoi corelarea lor sub aspect cantitativ cu unele caracteristici mecanice consacrate.

Aceste aspecte vin în sprijinul preocupărilor de intensificare a cercetărilor pentru a găsi noi metode de studiere a oțelurilor.

lurilor slab aliate termorezistente care să permită în final diminuarea volumului de lucru dar să ofere în schimb o certitudine ridicată care să permită utilizarea în condiții de fiabilitate a echipamentelor termoenergetice.

Programul de lucru propus a cuprins încercări mecanice pentru obținerea rezultatelor specifice utilizării de lungă durată, la care s-au adăugat investigații pentru obținerea caracteristicilor microstructurale pe cale cantitativă. Acumulând un volum important de informații se poate astfel prevedea comportarea oțelului. Aparatura utilizată în acest scop a cuprins mașini pentru încercări mecanice de scurtă și lungă durată, la temperatură normală și ridicată, analizorul automat de faze prin lumină reflectată, microscopul electronic, microsonda electronică, aparat pentru difracție. În acest program au fost realizate două mașini pentru încercarea la fluaj, prototipuri industriale în vederea asimilării lor în fabricație și reducerea importului.

Prelucrarea rezultatelor experimentale a fost făcută cu ajutorul calculatoarelor electronice pe baza programelor corespunzătoare.

Rezultatele cercetărilor din literatură evidențiază importanța caracteristicilor structurale în definirea comportării de durată. Astfel, o structură cu cca. 35% bainită și 65% ferită alături de particulele fine de carburi uniform repartizate și stabile pe durate lungi de exploatare asigură caracteristici ridicate de fluaj, fără predispunerea materialului spre fragilizare.

În studiul întreprins am ales două mărimi de oțel slab aliat termorezistent, oțelul 12HMF cu largă utilizare la realizarea conductelor pentru transportul aburului viu, respectiv oțelul 12CMoV3 brevetat în țara noastră fără însă a atinge o sferă corespunzătoare de utilizare.

Obținerea unui volum ridicat de rezultate experimentale care să acopere durate extinse pentru aceste oțeluri s-a făcut pe de o parte prin simularea în laborator a solicitării specifice din exploatare, precum și pe probe provenind din conducte utilizate efectiv în instalații termoenergetice.

Rezultatele experimentale au arătat că solicitarea mecanică suprapusă celei termice (M+T) întârzie transformarea microstructurii,

în comparație cu cazul probelor supuse numai solicitării termice, la care pentru aceleași durate de solicitare amplitudinea transformărilor a fost mult mai mare.

În urma analizei cantitative a modificărilor structurale se constată existența unei interdependențe între dimensiunea medie și proporția, suprafața specifică, numărul de particule pe unitatea de volum a constituenților structurali. Aceasta s-a materializat prin analiza statistică obținând dreptele de regresie care au coeficienți ridicați de corelație.

Prin metoda difracției de electroni am studiat succesiunea transformării particulelor de carburi obținând tablourile de difracție a principalelor tipuri prezente în oțel în diferite stări de utilizare. Rezultatele obținute concordă cu cele din literatură. Totodată, prin materializarea imaginii repartiției particulelor de carburi prin replicile de extracție corespunzătoare probelor investigate am determinat parametrii specifici ai acestora (dimensiunea medie, distanța liberă, numărul de particule pe unitatea de volum) permițând astfel corelarea lor cu mărimile mecanice.

Corelarea modificării caracteristicilor mecanice de scurtă și lungă durată, cu cele microstructurale determinate cantitativ a avut la bază metodele statisticii matematice, respectiv determinarea parametrilor dreptelor de regresie. Luând în studiu rezultatele obținute pe oțelul 12CMoV3, respectiv 12H1MF în urma simulării în laborator a solicitării mecanice și termice, s-au stabilit parametrii corelațiilor corespunzătoare cu nivele de încredere mai mari de 0,95, iar unele chiar peste 0,975.

La prelucrarea globală a tuturor rezultatelor obținute prin încercări mecanice și examinări structurale pe probe supuse simulării în laborator a solicitării mecanice și termice, precum și probe supuse exploatarei efective, a rezultat o oarecare diminuare a nivelului de certitudine la cca. 0,900 - 0,950, nivel similar cu cel din literatură. Această diminuare provine din diferențele inevitabile între mărcile de oțel și chiar în cadrul aceleiași mărci între șarje.

În această situație se poate concluziona că simularea în laborator a solicitării mecanice și termice permite urmărirea

modificării caracteristicilor mecanice și structurale, în cadrul mărcii de oțel, la nivele satisfăcătoare de certitudine. Dacă însă se cercetează aceeași șarjă de oțel, nivelele de certitudine sînt mult mai ridicate. Se poate afirma astfel că modificarea caracteristicilor mecanice în timpul exploatării poate fi urmărită, în paralel, în laborator prin supunerea probelor din aceeași șarjă la un regim de simulare reprezentativ pentru condițiile de utilizare. În acest mod se poate estima rezerva materialului din exploatare cu nivele ridicate de certitudine.

Această metodologie de cercetare permite diminuarea volumului de încercări mecanice care este prevăzut a se efectua periodic, acordînd o pondere sporită determinărilor cantitative a caracteristicilor structurale. Este necesară însă cunoașterea detaliată a caracteristicilor mecanice și structurale din starea de livrare ca pe baza dreptelor de regresie să se poată stabili caracteristicile mecanice corespunzătoare pe durata exploatării.

Investigarea comparativă a două mărci de oțel evidențiază rezultate comparabile între oțelurile 12CMoV3 și 12HLMF pe întregul program de studiu abordat. Se poate afirma că oțelul 12CMoV3 are capacitatea de a înlocui oțelul 12HLMF provenind din import.

Această acțiune se aliniază preocupărilor de satisfacere a necesităților economiei naționale prin materiale și produse realizate integral în țară. Eficiența economică a asimilării în țară a oțelului 12CMoV3 determină o reducere a efortului valutar cu cea. 600.000 lei pentru fiecare grup energetic realizat. În mod corespunzător se asigură o creștere a producției de oțeluri slab aliate termorezistente creînd și posibilități pentru export.

Transpunerea în practică a metodologiei prezentate se poate efectua în două etape:

a).- utilizarea în paralel a prevederilor din instrucțiunile în vigoare pentru verificarea modificării caracteristicilor mecanice și structurale ale conductelor din instalațiile termoenergetice, împreună cu simularea în laborator pe un număr sporit de mărci de oțel slab aliat termorezistent a condițiilor din exploatare,

b).- coroborarea rezultatelor obținute mai sus și modificarea prevederilor actuale privind controlul stării materialului din aceste furnituri. În continuare urmează ca stabilirea rezervei de utilizare a oțelurilor să se facă prin determinarea cantitativă a

caracteristicilor structurale. În starea de livrare este necesară efectuarea unui program de investigații care să ofere caracteristicile mecanice și structurale corespunzătoare.

Prezenta lucrare nu are și nici nu poate avea pretenția unei tratări exhaustive a problemei abordate. Autorul consideră că pe viitor cercetările din acest domeniu ar trebui să se concentreze asupra următoarelor probleme:

- aprofundarea cercetărilor pentru elucidarea succesiunii transformării particulelor de carburi și contribuției lor specifice la comportarea în condiții de solicitare la fluaj a oțelului,
- inițierea unor programe de cercetare pentru completarea informațiilor existente despre oțelurile slab aliate termorezistente, trecînd la determinarea cantitativă a caracteristicilor constituienților structurali și a particulelor de carburi,
- studierea, în prima fază, în paralel cu utilizarea instalațiilor termoelectrice a unor probe din șarje identice, dar supuse unui ciclu simulat de solicitare mecanică și termică în laborator și compararea rezultatelor încercărilor mecanice și de determinărilor structurale cantitative în cele două stări ale materialului,
- cumulara rezultatelor astfel obținute pe șarje, respectiv pe mărci de oțel, fiind puse la dispoziția utilizatorului echipamentelor termoelectrice, precum și institutelor de proiectări și cercetări de profil.

Autorul exprimă mulțumirile sale conducerii Institutului de sudură și încercări de materiale Timișoara pentru posibilitatea de abordare a acestei problematice. Totodată, mulțumește colegilor pentru sprijinul efectiv acordat în efectuarea experimentărilor și prelucrarea rezultatelor.

Toată considerația și stima o exprimă autorul pentru ajutorul permanent acordat de conducătorul științific Prof. dr.ing. Marin Trușculescu în orientarea și conturarea cercetărilor întreprinse.

BIBLIOGRAFIE

1. Adamovici, V.K. și colab.: Opredelenie resursa dalneișei ekspluatații energooborudovania iz hromolibdenovoi stali posle 170-200 tıs. ekspluatații. In: Teploenergetika, nr.10, 1978, p.10-13.
2. Ansell, G.S., Weertman, J.: Trans. AIME, vol.215, 1969, p.838.
3. Adrell, A.J.: On the coarsening of grain boundary precipitates. In: Acta Metallurgica, nr.4, 1972, p.601-609.
4. Andrews, K.W. și colab.: Constitution diagrams for Cr-Mo-V steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute, vol.212, 1972, p.337-350.
5. Andrey, M.G.: Practical methods in electron microscopy. The Mac Millan Comp., New York, 1974.
6. Antikain, P.A. și colab.: Opıt dlitelnoi ekspluatații paroprovodov iz stali 12H1MF pri 560-570°C. In: Teploenergetika, nr.8, 1976, p.74-78.
7. Ashby, M.F.: Second Inter. Conf. "Strength of Metals and Alloys", A-silomar, Pacific Grove, ASM, vol.II, 1970, p.507-511.
8. Argent, B.B. și colab.: Creep of ferritic steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute, vol.210, 1970, p.830-843.
9. Baker, R.G., Nutting, J.: The tempering of a Cr-Mo-V and a Mo-V steel. In: Precipitation Processes in Steels, Iron and Steel Institute, London, Spec.rep.nr.64, p.1-22.
10. Baird, J.D.: The relationship between microstructure and creep strength in ferritic steels. In: Jernkontorets Annaler, vol.155, 1971, p.311-321.
11. Baird, J.D. și colab.: Strengthening mechanisms in ferritic creep resistant steels. The Metals Society, London, Ord.code nr. 151, 1974, p.207-216.
12. Batte, A.D., Honeycombe, W.K.: Precipitation of vanadium carbide in ferrite. In: Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 211, 1973, p.284-289.
13. Batte, A.D. și colab.: The creep properties of a low alloy ferritic steel containing an intermetallic precipitate dispersion. In: Inter. Conf. on strength metals and alloys, vol.2, Nancy, 1976, p.864-869.

14. Berezina, T.G. și colab.: Vlianie structurî na proțes razrușenia stali 12H1MF pri polzucești. In: Teploenergetika, nr.1, 1976, p.48-51.
15. Berezina, T.G., Mișu, I.I.: Vlianie temperaturî otpusca pri termobrazobotke stabilnosti strukturî stali 12H1MF v proțese ekspluatații. In: Energetika, nr.4, 1971, p.47-49.
16. Bina, V. și colab.: Problems of parametric approach to the extrapolation of creep strength tests on the Cr-Mo-V steel. The 4-th Inter.Symp.on Heat-Resistant Metallic Materials, Mala Fatra, 1971.
17. Bologov, G.A., Rușcit, T.I.: Isledovanie soprotivliaemostii hrupkim razrușeniam stali 12H1MF. In: Teploenergetika, nr.7, 1977, p.70-72.
18. Bornbogen, E., Baro, G.: Ursachen der Kriechfestigkeit von Stählen. Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.1, 1973, p.61-66.
19. Branch, G.D. și colab.: Beitrag zur Untersuchung der Einflussgröße auf die Zietstandfestigkeit des Stahles X6CrNiMo17.13. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.4, 1972, p.833-837.
20. Branch, G.D. și colab.: Das Kriechverhalten von Sechs Geschmiedeten Dampfturbinenläufern aus CrMoV Stahl mit 1%Cr. In: Stahl und Eisen, nr.6, 1972, p.923-933.
21. Burducea, C. și colab.: I-a Conf. a energeticienilor din România, București, 1974.
22. Buchi, G.J.P. și colab.: Creep properties and precipitation characteristics of CrMoV steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.2, 1965, p.291-298.
23. Bernhardt, W.: Möglichkeiten zur Verbesserung der Kriechfestigkeit bei Metallischen Werkstoffen. In: Neue Hütte, nr.2, 1971, p.86-91.
24. Cohen, J.B.: Diffraction method in materials science. The Mac Millan Comp., New York, 1966.
25. Collins, M.J.: Creep of low-alloy steels. The Metals Society, London; Ord. code nr.151, 1974, p.217-221.
26. Constantinescu, A.: Contribuții la extrapolarea rezultatelor încercării la fluaj. Teză de doctorat, Timișoara, 1970.
27. Constantinescu, A. și colab.: Fluajul metalelor. Ed. tehnică, București, 1970.
28. Cress, T.: Zum Zeitstandverhalten Warmfester CrMoV Stähle und deren

- Neigung zu verformungslosen Zeitstandbrüchen. Dissertation, Darmstadt, 1967.
29. Chang, Y.A., Naujock, D.: The Relative Stabilities of $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3C_2 and the Phase Relationship in Ternary Cr-Mo-C System. In: Metallurgical Transactions, nr.7, 1972, p.1693-1708.
 30. Cottrell, A.H.: Intercrystalline creep fractures. The Iron and Steel Institute, London Spec. rep. nr. 70, 1961, p.1-18.
 31. De Hoff, R.T.: Quantitative Microscopy. Ed. DeHoff and Rhines, McGraw-Hill, New York, 1970.
 32. Diehl, H. și colab.: Einfluss des Molybdängehaltes und der Gefüge Zusammensetzung auf die Zeitstandfestigkeit Warmfester CrMoNiV Stähle. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 1974, p.401-413.
 33. Diehl, H. și colab.: Einfluss des Umwandlungsgefüges auf das Zeitstandverhalten des Stahles 10CrMo9.10. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.3, 1975, p.401-406.
 34. Dobrolovskii, V.E. și colab.: O mehanismah uprocinenia stali 12H1MF. In: Metalovedenie i termicescaia obrobotka metalov, nr.4, 1980, p.35-38.
 35. Dolinskaia, L.A. și colab.: O povisenii kacestva trub dlea kolektorov parogeneratorov teplovih elektrostanții. In: Teploenergetika, nr.3, 1978, p.72-75.
 36. Dorn, E.J.: Mechanical Behavior of Materials at Elevated Temperatures. McGraw-Hill Book Company, New York, 1961.
 37. Dunlop, G.L. și colab.: Some effects of microstructure on the creep properties of low-alloy steels containing vanadium carbide. The Metals Society, London, Ord. code nr.151, 1974, p.222-223.
 38. Djarpie, S. și colab.: The M_3C to M_7C_3 transformation. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.7, 1973, p.515-520.
 39. Drodz, T.: Microstructure, high-temperature properties and creep mechanisms in CrMoV steel. The 4-th Inter.Symp. on Heat-Resistant Metallic Materials, Mala Fatra, 1971.
 40. Feltham, P.: Reviews on the Deformation Behavior of Materials Scientific Publications Division, Freund Publishing House Ltd, Tel-Aviv, 1978.
 41. Fleisher, R.L., Hibbard, W.R.: Solution Hardening. The relation between structure and mechanical properties of metals. HMSO, London, 1963, p.262-295.

42. Fleşer, T., Pascu, R.: Considerații asupra îmbătrânirii oțelurilor slab aliate termorezistente. In: Construcția de mașini, nr. 9, 1978, p. 442-446.
43. Fleşer, T., Pascu, R.: Cercetări privind influența solicitărilor termice și mecanice asupra transformărilor structurale ale oțelului termorezistent 12H1MF. In: Metalurgia, nr. 4, 1980, p. 176-180.
44. Fleşer, T., Pascu, R.: Cercetări experimentale asupra corelației dintre modificările structurale și caracteristicile mecanice la oțelul slab aliat termorezistent 12H1MF. In: Metalurgia, nr. 5, 1980, p. 240-244.
45. Fleşer, T.: Considerații asupra eficienței economice a asimilării echipamentului pentru încercări la fluaj. Sesiunea jubiliară ISIM, Timișoara, 1980.
46. Fleşer, T., Pascu, R.: Studiul comparativ al modificării caracteristicilor unor conducte drepte și curbe din oțel termorezistent. In: Metalurgia, nr. 1, 1981, p. 9-14.
47. Florin, C., Hammerstein, P.: Beitrag zur Zeitstandfestigkeit von CrMoV Stählen den Turbinenbau. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 3, p. 231-236.
48. Foldyna, V. și colab.: Einfluss des Molybdängehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von CrMoV Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalt. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 12, 1971, p. 927-932.
49. Foldyna, V. și colab.: Influence of microstructure on creep properties of low-alloy ferritic CrMoV steels. The Metals Society, London, Ord. code nr. 151, 1974, p. 320-326.
50. Friedel, J.: Dislocations. Pergamon Press, London, 1964.
51. Fleşer, T.: Stadiul actual al cercetărilor privind corelația structură-proprietăți la oțeluri slab aliate termorezistente. Institutul Politehnic "Traian Vuia" Timișoara, 1978.
52. Fleşer, T.: Studiul transformării caracteristicilor structurale și mecanice în timpul exploatării oțelurilor de tip CrMoV. Institutul Politehnic "Traian Vuia" Timișoara, 1979.
53. Gâdea, S., Dumitrescu, C.: Cercetări privind unele transformări în rețea solidă care se produc într-un oțel CrMoV termorezistent. In: Studii și cercetări de metalurgie, nr. 2, 1973, p. 155-161.
54. Garofalo, F.: Deformation et rupture par fluage. Dunod, Paris, 1965.

55. Geiger, T.: Relation between Microstructure and Creep Properties of a CrMoV Pipe Steel. In: Proc. Inter. Conf. on the Science and Technology of Iron and Steel, Japan, 1971, p.1221-1224.
56. Gemmill, M.G.: Contribution of Materials Technology to Power Generation. In: Journal of Testing and Evaluation, nr.1, 1974, p.3-14.
57. Gemmill, M.G., Murray, J.D.: Bolting Materials for High Temperature Steam Plant Service. In: Engineering, nr.6, 1975, p.824-827.
58. Gladis, R. și colab.: Vliv tepelného zpracování na mechanické vlastnosti nízkolegované CrMoV oceli se zvýšenou zárupevností. In: Hutnické listy, nr.10, 1979, p.712-720.
59. Gladman, T. și colab.: Effects of second-phase particles on strength, toughness and ductility. Proc. of Conf. "Effect of second phase particles on the mechanical properties of steel". Scarborough, 1971, p.68-78.
60. Glen, J., Murray, J.D.: Metallurgical aspects of creep in carbon and low-alloy steel. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.1, 1971, p.40-53.
61. Glen, J., Johnson, R.F.: Oceli pro energetický a chemický průmysl. In: Sborník přednášek z konference v Tatranské Lámni, 1967.
62. Gooch, D.J.: Creep Crack Growth in Variously Tempered Bainitic and Martensitic 0,5Cr-0,5Mo-0,25V Steel. In: Materials Science and Engineering, vol.29, 1977, p.227-240.
63. Goux, C.: Modes de deformation des métaux au cours du fluage. In: Metaux-Corrosion-Industrie, nr.9, 10, 1973.
64. Granacher, J.: Extrapolation the creep strength results of high-temperature. The 4-th Inter. Symp. on Heat Resistant Metallic Materials, Mala Patra, 1971.
65. Greenwood, G.W.: Fracture during creep. In: Phil. Trans. Royal Soc., London, A 288, 1978, p.213-227.
66. Goldhoff, R.M.: Towards the Standardization of Time-Temperature Parameter Usage in Elevated Temperature Data Analysis. In: Journal of Testing and Evaluation, nr.5, 1974, p.387-424.
67. Hart, E.W.: Theory of dispersion hardening in metals. In: Acta Metallurgica, nr.2, 1972, p.275-289.
68. Hirth, J.P.: The Influence of Grain Boundaries of Mechanical Properties. In: Metallurgical Transactions, nr.12, 1972, p.3047-3052.
69. Heckmus, G., Stubbe, J.: Untersuchungen von feinen Ausscheidungen im Stahl 10CrMo9.10 mit der Elektronenbeugung und Röntgenmi-

- kroanalyse. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 8, 1974, p. 551-557.
70. Honeycombe, R.W., Pickering, F.B.: Ferrite und Bainite in Alloy Steel In: Metallurgical Transactions, nr. 5, 1972, p. 1099-1112.
71. Honeycombe, R.W., Seal, A.K.: The effect of some minor elements on the carbide precipitated during tempering. Precipitation Processes in Steels, The Iron and Steel Institute, London, Spec. rep. nr. 64, p. 44-56.
72. Honeycombe, R.W.: Strengthening Mechanisms in Steels. In: Trans. of Iron and Steel Institute of Japan, nr. 6, 1976, p. 217-224.
73. Hornbogen, E., Bärö, G.: Ursache der Kriechfestigkeit von Stählen. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 1, 1973, p. 61-67.
74. Horstman, P., Pohl, E.: Kessel- und Behälterbaustoffe mit gesteigerter Widerstandsfähigkeit bei hohen Betriebstemperaturen. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 10, 1974, p. 711-717.
75. Horstman, P. și colab.: Vorgänge in Mikrogefüge von CrMoV Stählen während einer Zeitstandsbeanspruchung bei 550°C. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 10, 1974, p. 717-724.
76. Ionescu, I. și colab.: I-a Conf. a energeticienilor din România, București, 1974.
77. Irvine, K.I. și colab.: Structural aspects of creep-resisting steel. The Iron and Steel Institute, London, Spec. rep. nr. 70, 1961, p. 246-275.
78. Irvine, K.I., Pickering, F.B.: The tempering characteristics of low alloy steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute nr. 1, 1970, p. 137-153.
79. Jakobova, A. și colab.: Einfluss des Molybdängehaltes auf die Zeitstandfestigkeit von Cr-V Stählen mit unterschiedlicher Streckgrenze bei Raumtemperatur. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 1, 1972, p. 55-60.
80. Jochym, V. și colab.: Morphology of Special Carbide Precipitates in Low-Alloy Steels. In: Trans. of Iron and Steel Institute of Japan, nr. 2, 1978, p. 181-184.
81. Kantz, H.R., Kappert, H.: ~~Röntgenographische Untersuchung von Zeitstand und Glühproben des Stahles 10CrMo910.~~ In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 7, 1967, p. 541-546.
82. Kelly, A., Nicholson, R.B.: Precipitation Hardening. In: Progress in materials science, nr. 3, 1963, p. 356-362.

83. Katgerman, L., Van Liere, J.: The nucleation of a second phase on a screw dislocation. In: Acta Metallurgica, nr. 3, 1978, p. 361
84. Kennedy, A. J.: Processes of Creep and Fatigue in Metals. Oliver and Boyd, Edinburg, 1962.
85. Kresch, A. și colab.: Zeitstandversuche an CrMo Stahl 10CrMo9.10 und dabei beobachtete Veränderungen im Gefügeanbau. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 1, 1970, p. 43-53.
86. Krisch, A. și colab.: Über den Einfluss von Cr, Mo und V auf die Zeitdehnlinien und die Zeitstandfestigkeit niedriglegierter warmfester Stähle bei 550°C. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 4, 1974, p. 263-269.
87. Krisch, A. și colab.: Die Wechselwirkung von Cr und Mo in warmfesten Stählen bei Zeitstandbeanspruchung. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 5, 1971, p. 353-357.
88. Kristyak, E.: Ergebnisse von Langzeituntersuchungen an warmfesten Rohrleitungsmaterialien in ungarischen Kraftwerken. In: Neue Hütte, nr. 9, 1973, p. 527-529.
89. Kovacs, L.: Contribuții la studiul comportării la temperaturi ridicate a fontelor cu grafit nodular feritice elaborate în țară. Teză de doctorat, Timișoara, 1976.
90. Kudrman, J. și colab.: The Quantitative Stereological Analysis of Carbide Phases in Low-Alloy CrMoV Steel. In: Praktische Metallographie, part. 1, 2, 1979, p. 132-142, 164-175.
91. Kloos, K. H. și colab.: Zusammenhang zwischen Zeitstandfestigkeit und gefüge des Stahles. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 12, 1977, p. 645-648.
92. Krianiņ, I. R., Trusov, L. P.: Perlitne stali v teplovoi energhetika. In: Teploenergetika, nr. 10, 1978, p. 2-4.
93. Krutasova, E. I. și colab.: Strukturne izmenenia v usloviah polzcesti trub iz stali 12H1MF. In: Metalovedenia i termiceskaia obrobotka metalov, nr. 7, 1976, p. 6-9.
94. Krutasova, E. I. și colab.: Vlianie izhodnoi strukturi pa dolgovechnosti metalla paroprovodov iz stali 12H1MF. In: Teploenergetika, nr. 11, 1978, p. 68-71.
95. Kulmburg, A.: Possible Ways of Representing the Relationship between Microstructure and Technological Properties. In: Praktische Metallographie, nr. 11, 1974, p. 375-392.
96. Lansdale, D., Flewitt, P. E.: The Role of Grain Size on the Ductile

- Brittle Transacction of a 2,25Pct.Cr-1Pct.Mo. In: Metallurgical Transactions, nr.11, 1978, p.1619-1623.
97. Lanskaia, K.A. și colab.: Rabotosposobnosti i nadejnosti trub iz stali 12H1MF pri dlitelnoi ekspluatații. In: Teploenergetika, nr.10, 1976, p.9-11.
98. Lanskaia, K.A., Svet, V.V.: Zavisimosti nadejnosti ekspluatații Cr-Mo i Cr-Mo-V stali ot mehanizma ih uprocinenia. In: Teploenergetika, nr.2, 1978, p.5-9.
99. Lașcu, S. și colab.: Modificări ale structurii și proprietăților mecanice ale conductelor din oțel de tip Cr-Mo-V, în urma utilizării de lungă durată. In: Energetica, nr.11, 1975.
100. Lanskaia, K.A. și colab.: Struktura i svoistva dlitelno rabotainșcih trub iz stali 12H1MF. In: Teploenergetika, nr.10, 1975, p.9-10.
101. Lanskaia, K.A. și colab.: Strukturnie prevrașceniia v stali 12H1MF pri termicescoi obrobotke. In: Metalovredenie i termiceskaia obrobotka. metallov, nr.2, 1964, p.13-18.
102. Lehofer, K.: Determination of service life decreasing effect of the changing temperature on the basis of the creep test data measured at constant temperature referring to the precipitation hardened alloys heat-treated on relative stable conditions. Eigenschaften Warmfester Stähle, Düsseldorf, 1972.
103. Lehofer, K.: New method for the appreciation of the recovery creep properties of precipitation hardened alloys heat-treated under relative stable conditions. Proc. 4-th Conf. on dimensioning, Budapest, 1971, p.89-97.
104. Leitel, B. și colab.: Einige Bemerkungen zur Lebensdauerüberwachung Zeitstandbeanspruchter Bauteile in Wärmekraftwerken. In: Neue Hütte, nr.9, 1973, p.573-576.
105. Lisak, L.I. și colab.: Issledovanie vzaimosviazi strukturî i svoistv teploustoicivoi stali 12H1MF. In: Metalofizika, nr.1, 1970, p.68-79.
106. Lund, R.W., Nix, W.D.: On High Creep Activation Energies for Dispersion Strengthened Metals. In: Metallurgical Transactions, nr.7, 1975, p.1329-1333.
107. Marinyenko, L.S. și colab.: Relationships between the alloying and the heat treatment of high-temperature steels intended to preserve their service life. The 4-th Inter. Symposium

- on Heat-Resistant Metallic Materials, Mala Fatra, 1971.
108. Martin, J.W.: Precipitation Hardening. Pergamon Press, Oxford, 1968.
 109. Mazilu, E., Scorțea, C.: Influența structurii inițiale asupra rezistenței de durată a oțelurilor termorezistente de tip CrMoV. In: Metalurgia, nr.8, 1973, p.462-466.
 110. Mazilu, E.: Analiza fiabilistă a rezistenței tehnice de durată a oțelurilor termorezistente. Teză de doctorat, Timișoara, 1979.
 111. Mazilu, E., Scorțea, C.: Considerații cu privire la evaluarea caracteristicilor de fluaj ale produselor din oțeluri termorezistente. In: Metalurgia, nr.4, 1979, p.172-175.
 112. x x x Mechanical Behavior of Materials. Proc. Inter. Conf. Organized by Society of Materials Science, Kyoto, 1971.
 113. Miller, D.A., Pilkington, R.: The Effect of Temperature and Carbon Content on the Cavitation Behavior of a 1,5Pct.Cr-0,5Pct.V Steel. In: Metallurgical Transactions, nr.4, 1978, p.489.
 114. Miller, D.A., Pilkington, R.: The Effect of Temperature and Microstructure on the Creep Damage Found in Low Alloy Ferritic Steels. In: Metallurgical Transactions, nr.9, 1978, p.1221.
 115. McLean, D., Hale, K.F.: Stress sensitivity of creep. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.1, 1961, p.19-33.
 116. Murry, G.: Exploitation et extrapolation des results des essais de fluage à l'aide d'une équation generale des courbes de fluage des aciers. In: Revue de Metallurgie nr.3, 1978, p.165-176.
 117. Mint, I.I., Berezina, T.G.: Toncaia structura i fazovii sostav stali 12H1MF pri povisennih temperaturah. In: Metallovedenie i termiceskaia obrobotka metallov, nr.7, 1971, p.23-25.
 118. Mukherjee, T. și colab.: Kinetics of coarsening of carbides in chromium steels at 700°C. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.5, 1969, p.621-631.
 119. Murphy, M.G., Branch, G.D.: The microstructure, creep and creep-rupture properties of CrMoV steam turbine casing casting. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.10, 1969, p.1347.
 120. Naumann, K.F. și colab.: Die Änderung des Mikrogefüges von warmfesten Stählen durch Zeitstandbeanspruchung. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.6, 1971, p.439-447.
 121. Nes, E.: The Mechanism of repeated precipitation on dislocations.

In: Acta Metallurgica, nr.1, 1974, p.81-87.

122. Nechtelberger, E. și colab.: Beitrag zur schnellen Ermittlung des Kriechverhaltens von Stahl nach den Verfahren von Rajakovics. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.2, 1973, p.133-140.
123. Norton, J.F., Strong, A.: Improvement of Creep and Rupture Properties of Large 1CrMoV Steam Turbine Rotor Forgings. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr.2, 1969, p.193-201.
124. Nicholson, R.B.: Strengthening of steels by second-phase particles. Proc. Conf. "Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steel", Scarborough, 1971, p.1-18.
125. Nutting, J., Arrowsmith, K.M.: The metallography of creep-resistant alloys. The Iron and Steel Institute, London, Spec. rep. nr.70, 1961, p.147-165.
126. Parker, E.R.: Interrelations of Compositions Transformation Kinetics, Morphology and Mechanical Properties of Alloy Steels. In: Metallurgical Transactions nr.7, 1977, p.1025-1032.
127. Polzin, T.: Quantitative und Qualitative Zusammenhänge zwischen Feingefüge und Zeitstandverhalten des warmfesten Stahles 14MoV6.3. Dissertation, Darmstadt, 1977.
128. Popa, T. și colab.: Avarii în instalații energetice. Editura Tehnică, București, 1978.
129. Pröper, P., Pohl, E.: Kessel- und Behälterbaustoffe mit gesteigerter Widerstandsfähigkeit bei hohen Betriebstemperaturen. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.8, 1972, p.785-793.
130. Prnka, T.: Steels for power plants. In: Mechanical Engineering, nr.1, 1976, p.26-28.
131. Prnka, T., Foldyna, V.: Einfluss der Carbidgeverteilung auf die Zeitstandfestigkeit niedriglegierter CrMoV Stähle. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.4, 1973, p.321-328.
132. Prnka, T.: Beitrag zur Theorie der Streckgrenze ausscheidungsverfestigter niedriglegierter Stähle. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.12, 1971, p.919-925.
133. Prnka, T., Foldyna, V.: Einfluss der Verteilung der Vanadin karbid-ausscheidungen auf die Zeitstandfestigkeit niedrig legierter CrMoV Stähle. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.6, 1969, p.499-504.
134. Prnka, T., Sobotka, J.: Bewertung der Eigenschaften einer Heißdampf-

- Rohrleitung aus CrMoV Stahl nach einer Betriebsdauer von 10000 Stunden. In: Neue Hütte, nr.9, 1973, p. 548-552.
135. Prnka, T., Sobotka, J.: O mechanismach zpevnění nízkolegovaných ocelí s disperzní fází Karbidu vanadu. In: Kovové materialy, nr. 6, 1977, p.718-729.
136. Prnka, T.: Japan-Czechoslovak Joint on Metallurgical Problems of Nuclear Power Equipment Production, Tokyo, 1977, p.99-133.
137. Prnka, T.: Základní mechanismy zpevnování nízkouhlikových ocelí. In: Hutnické actuality, VUZH, Prague, nr.4, 1976.
138. x x x Properties Related to Fracture Toughness. ASTM, Spec. technical publ., STP, 1976.
139. Purmenský, J. a kolab.: Einfluss der Wärmebehandlung auf das Mikrogefüge und die mechanischen Eigenschaften des Stahles 14MoV6.3. In: Stahl und Eisen, nr.11, 1974, p.1155-1160.
140. Purmenský, J., Foldyna, V.: Strukturní stabilita nízkolegovaných CrMoV žarupevných ocelí. In: Hutnické listy, nr.4, 1979, p.258-263.
141. Purmenský, J., Foldyna, V.: Strukturní stabilita CrMoV nízkolegované žarupevné oceli. In: Hutnické listy, nr.6, 1976, p.421-425.
142. Rappich, B.: Überblick über grundsätzliche Möglichkeiten legierungstechnischer Beeinflussung der Kriechfestigkeit in Mischkristallbereich. Symposium Warmumformung und Warmfestigkeit, Bad Nauheim, 1975.
143. Regener, D., Morgner, W.: Untersuchungen zum Bruchverhalten des niedriglegierten warmfesten Stahles 12Ch1MF. In: Neue Hütte, nr.7, 1974, p.435-438.
144. Rishi, R.: Nucleation of cavities at second phase particles in grain boundaries. In: Acta Metallurgica, nr.4, 1978, p. 995-1006.
145. Rhines, T.N.: Microstructure-Property Relationships in Materials. In: Metallurgical Transactions, nr.1, 1977, p.123-133.
146. Rothenstein, B., Mazilu, E.: Aspecte privind comportarea oțelurilor de tip CrMoV la solicitări în condiții de fluaj. In: Producerea, transportul și distribuția energiei electrice și termice, nr.1, 1973, p.33-40.
147. Rozenberg, B.M.: Osnoví jaropecnosti metallicheskih materialov. In: Metallurgia, nr.2, 1973, p.234-238.

148. Saxl, I. și colab.: Proceedings "Kvantitativni metody studia precipitace"; Prague, 1977.
149. Saltikov, S.A.: Streometriceskaja metallografia. Metallurgia, Moscova, 1970.
150. Sato, A., Meshii, M.: Solid solution softening and solid solution hardening. In: Acta Metallurgica, nr. 6, 1973, p. 753-768.
151. Schwaab, P., Weber, P.: Einfluss der Wärmebehandlung auf das Ausscheidungs- und Langzeitverhalten der Warmfester ferritischen Stähle 13CrMo44 und 10CrMo9.10. Inter. Tagung, Düsseldorf, 1972.
152. Sellars, C.M.: Structural stability during high temperature creep. The Metals Society, London, Ord. code 151, 1974, p. 20-30.
153. Sobotka, I. și colab.: Creep Strength of Steel and High Temperature Alloys. The Metals Society, London, Ord. code 151, 1974, p. 230-239.
154. Sommer, P.: Einfluss von chemischer Zusammensetzung und Gefüge auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit warmfester Stähle. In: Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr. 10, 1977, p. 535-539.
155. Stewart, I.M., Page, J.H.: A significant advance in the prediction of steam turbine components. In: English Electric Journal, nr. 1, 1965, p. 5-7.
156. Stone, P.G., Murray, J.D.: Creep ductility of CrMoV steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute, nr. 9, 1965, p. 1094-1107.
157. Strmeyer, C.E.: Über das Altern von weichen Stahl. In: Metallurgie, nr. 3, 1967, p. 385-394.
158. Tanino, M. și colab.: The Precipitation Strengthening in Ferrite of a Vanadium Steel during Continuous Cooling. In: Trans. JIM, nr. 3, 1968, p. 393-398.
159. Toft, L.H., Mardsen, R.A.: The structure and properties of 1Cr-0,4Mo steel after service in GEGB power stations. The Iron and Steel Institute, London Spec. rep. nr. 70, p. 276-294.
160. Tuliakov, G.A., Sokolianskii, B.M.: O pricinah prejdremennih razrusenii metalla noverhnostei nadreva parogeneratorov. In: Teploenergetika, nr. 10, 1977, p. 40-42.
161. Trusculescu, M.: Studiul metalelor. Ed. didactică și pedagogică, București, 1977.
162. Trusov, L.P. și colab.: Svoistva metalla paroprovodov iz stali

- 12H1MF posle dlitelnoi ekspluatatii. In: Teploenergetika, nr.10, 1975, p.6-9.
163. Underwood, E.E.: Quantitative Stereology. Addison-Wesley Publ. Comp., Reading, Massachusetts, 1970.
164. Viswanathan, R.; Strength and Ductility of CrMoV Steels in Creep at Elevated Temperatures. In: Journal of testing and evaluation, nr.3, 1975, p.93-106.
165. Viswanathan, R., Joshi, A.: Effect of Microstructure on the Temperature Embrittlement of CrMoV Steels. In: Metallurgical Transactions, nr.12, 1976, p.2289-2297.
166. Viswanathan, R.: Effect of Stress and Temperature on the Creep and Rupture Behavior of a 1,25Pct.Cr—0,5Pct.Mo Steel. In: Metallurgical Transactions, nr.6, 1977, p.877-884.
167. Wada, T. si colab.: Activity of Carbon and Solubility of Carbides in the fcc FeMoC, FeCrC and FeVC Alloys. In: Metallurgical Transactions, nr.11, 1972, p.2865-2872.
168. Watanabe, T., Sato, K.: Mechanical properties of CrMo Steels after elevated temperature service. IIW Document, IX-1116-79-WG.
169. Weertman, J.: Trans.ASM, vol.61, 1968, p.681-694.
170. Woodhead, J.H., Quarell, A.G.: Role of carbides in low-alloy creep resisting steels. In: Journal of the Iron and Steel Institute nr.6, 1965, p.605-620.
171. Zorev, N.N. si colab.: O rezervach uvelicenia dlitelnosti slujbi metalla visokotemperaturach elementov magcinih energoblokov. In: Teploenergetika, nr.10, 1976, p.2-6.

PROGRAM FIJAJ

START

Citește numărul de mărci oțeluri (MARCA)

Pentru fiecare marcă de oțel citește numărul nivelurilor de tensiune (KAPA2)

Pentru fiecare nivel de tensiune citește valoarea tensiunii (SIGMA I)

Pentru fiecare nivel de tensiune citește numărul nivelurilor de temperatură KAPA T (I)

Pentru fiecare nivel de temperatură citește valoarea temperaturii TEMP (I,J)

Pentru fiecare nivel de temperatură citește numărul de epruvete KAPA II (I,J)

Pentru fiecare epruvetă citește durata de rupere TH(I,J,K)

Scrisă cap de tabel

Scrisă SIGMA (I), TEMP(I,J)
TH (I,J,K)

Calculul statistic pentru fiecare nivel de tensiune

I = 1

PAUZA

P. K. 1

Preparare tablouri x,y pentru calculul statistic
 $X(I) = \text{TEMP}(I,J)$
 $Y(I) = \text{TH}(I,J,K)$

STATIS
Calculul corelației liniare între X,Y
 $Y = bx + a$

Scrisă a, b și coeficientul de corelație r

J = I + 1

I: KAPA I

Calculul statistic pentru fiecare nivel de tensiune

I = 1

Preparare tablouri X,Y pentru calculul statistic
 $X(I) = 1/\text{TEMP}(I,J)$
 $Y(I) = 1/\text{TH}(I,J,K)$

STATIS
Scrisă a, b, r

I = I + 1

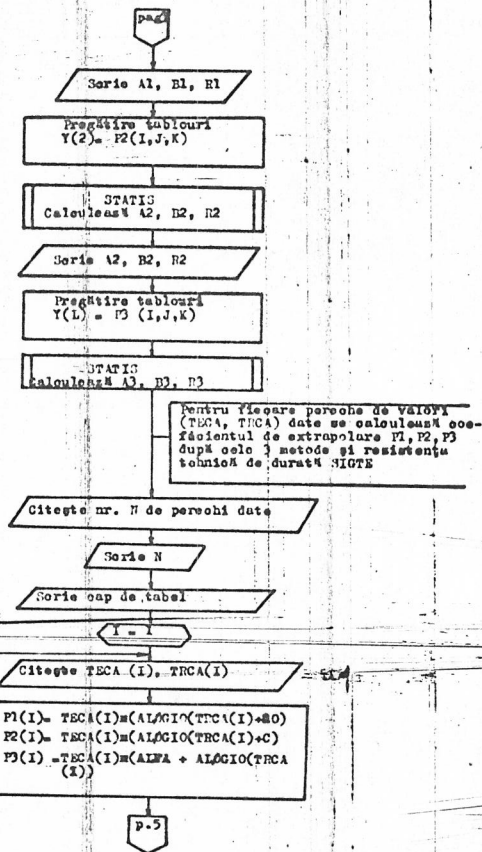
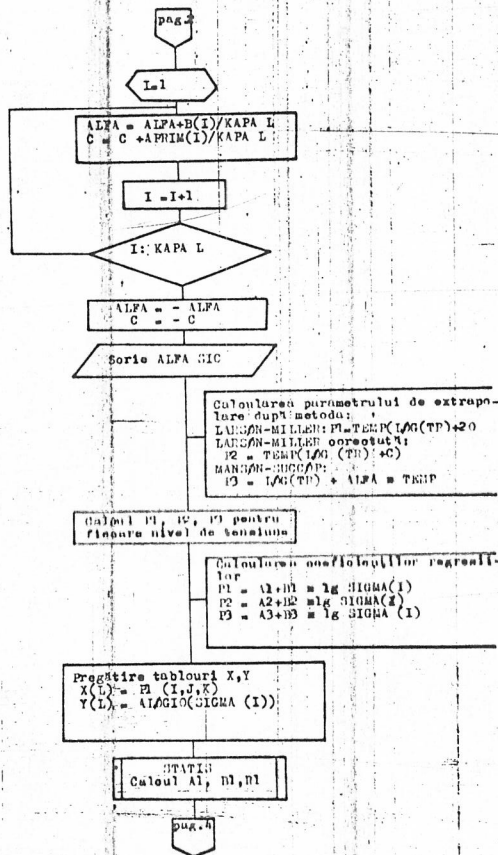
I: KAPA I

Se calculează și media pantelor APCA și media ordonată în la origine, C pentru fiecare nivel de tensiune

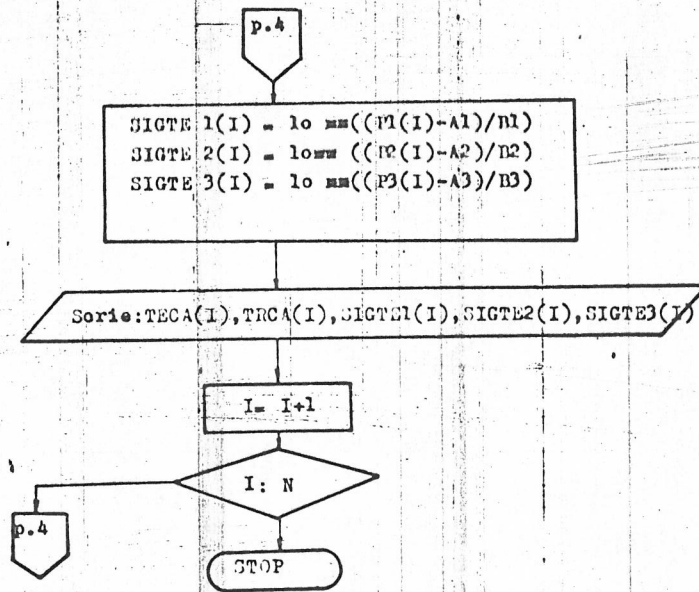
C = ?

PAUZA

ANEXA 2.1.
(continuare)



ANEXA 2.1
(continuare)



METODA REGRESIEI LINIARE IN CORELAREA
CARACTERISTICILOR MECANICE CU CELE
STRUCTURALE

Termenul de regresie este utilizat în statistică pentru a preciza o relație funcțională între una sau mai multe variabile independente X_i și variabila dependentă Y_i . Metodele regresiei sînt utilizate, de obicei, atunci cînd se presupune existența unei relații stabile, dar necunoscută între populațiile X și Y , relație care nu poate fi determinată cu certitudine pe cale experimentală din cauza erorilor întîmplătoare de măsură.

Regresia liniară, denumită și metoda celor mai mici pătrate, are la bază obținerea unei drepte care are proprietatea că suma patratelor abaterilor pe verticală a observațiilor în raport cu dreapta este mai mică decît suma ce ar corespunde patratelor abaterilor față de oricare altă linie.

Ecuatia de regresie liniară utilizată în prelucrarea rezultatelor leagă cele două variabile Y - dependentă - de X - independentă - sub forma :

$$Y = A + BX$$

în care :

$$A = \frac{\sum X^2 \cdot \sum Y - \sum X \cdot \sum XY}{n \cdot \sum X^2 - (\sum X)^2}$$

$$B = \frac{n \sum XY - \sum X \cdot \sum Y}{n \cdot \sum X^2 - (\sum X)^2}$$

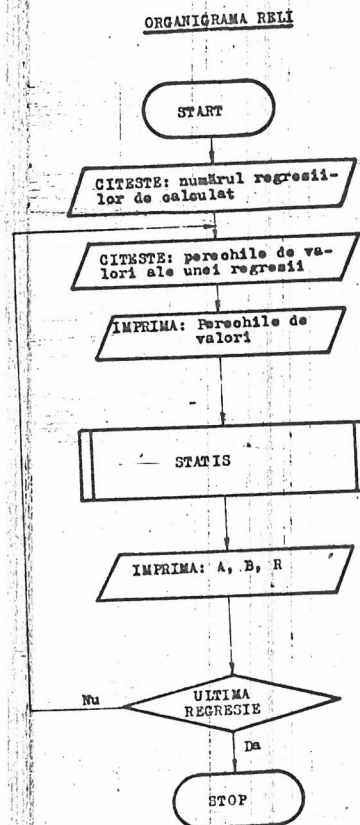
Cantitatea care arată măsura în care ecuația de regresie corespunde datelor experimentale este coeficientul de corelație :

$$R = \frac{n \cdot \sum X \cdot Y - \sum X \cdot \sum Y}{\sqrt{[n \sum X^2 - (\sum X)^2] \cdot [n \sum Y^2 - (\sum Y)^2]}}$$

O valoare a lui R apropiată de 0 arată că linia de regresie nu poate preciza valorile lui Y , în timp ce o valoare apro-

piată de l arată o aliniere aproape perfectă.

Dat fiind volumul mare de lucru în cadrul programului pe care l-am preconizat și impus de o precizie corespunzătoare, parametrii mai sus menționați i-am obținut prin utilizarea calculatorului electronic Felix C 256. În acest scop am utilizat programul RELI a cărui organigramă și o detaliere a subrutinei STATIS este prezentat în continuare.



ANEXA 2.2
(continuare)

ORGANIGRAMA NUBUNTĂRII STATIILOR (X,Y, KAPA KAPA 1, A, B, R)

