

INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VULIA"
TIMIȘOARA
FACULTATEA DE INGINERIE CHIMICĂ

Ing. NICOLAE CIONTEA

Studiul sistemului $(K,Na)_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ privind
sinteza și proprietățile porțelanului utilizat
în tehnica vidului

Conducători științifici

ACADEMICIAN CORIOLAN DRĂGULESCU

PROF. DR. ING. IOAN DRĂGOI

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

1 9 7 8

INSTITUTUL POLITEHNIC TIMIȘOARA	
E	
Volumul Nr.	344 819
Dulap	214 Lit. A

C U P R I N S

	Pag.
INTRODUCERE	1
I. PARTEA GENERALĂ	
1. Echilibre termice fazale în sistemele: $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ și $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$	5
1.1. Sistemul $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$	5
1.2. Sistemul $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$	9
1.3. Sistemele L - M - S și Ab - m - S	11
1.4. Sistemul $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$	20
2. Cinetica reacțiilor la vitrifierea porțelanurilor conform reacțiilor de echilibru termic și în condiții de neechilibru	27
3. Microstructuri ceramice	31
3.1. Microstructura provizorie	32
3.2. Microstructura definitivă	33
3.3. Microstructura degradată	34
3.4. Caracteristici microstructurale, necesitatea definirii lor	35
4. Proprietățile produselor de porțelan rezistente la vid	40
4.1. Rezistența mecanică	40
4.2. Dilatarea termică	45
II. PARTEA TEORETICO-EXPERIMENTALĂ	
1. Tratarea matematică	44
1.1. Calculul maselor de porțelan din sistemul $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$	44
1.2. Calculul diagramelor L - M - S și $F_{Na} - M - S$	52
1.3. Calculul fazelor din masele de porțelan	61

	Pag.
2. Cercetări experimentale	71
2.1. Materii prime, mod și metode de lucru	71
2.2. Rezultate experimentale	86
- Compoziția maselor	86
- Microstructura provizorie a maselor de porțelan	96
- Microstructura definitivă	101
- Proprietățile maselor de porțelan experimentate	162
a.) Rezistența mecanică	169
b.) Dilatarea termică	171
c.) Gradul de alb	177
- Tehnologia de fabricare a camerelor de accelerare ceramice pentru betatron	177
- Microstructura degradată	185
CONCLUZII	187
BIBLIOGRAFIE	189

Lucrarea cuprinde: 200 pagini, 112 figuri,
25 tabele și 177 referințe bibliografice

I N T R O D U C E R E

Ceramica, ca oricare altă ramură a industriei chimice, s-a confruntat în decursul dezvoltării ei cu nenumărate piedici. Timp de secole a lipsit un principiu director, o viziune clară asupra fenomenelor chimice și fizice care au loc în timpul proceselor de fabricație.

Știința ceramicii, capitol al chimiei fizice a silicaților una din marile ramuri ale chimiei anorganice, este de dată recentă. Aștăzi, așa cum a arătat profesorul Șerban Solacolu la I.-a Conferință republicană de chimie și tehnologia silicaților și compușilor oxidici - Brașov 1972 (1), chimia fizică a silicaților, denumire incipientă, nu mai corespunde actualei dezvoltări a științei; ea trebuie încadrată în chimia fizică a stării solide (2).

Aceasta din urmă cuprinde trei părți importante:

- a.) sisteme de metale, în care se încadrează metalurgia fizică,
- b.) sisteme de componente oxidici, în care se încadrează ceramurgia,
- c.) polimerii organici (3 - 5)

Oportunitatea noii denumiri a științei ceramicii, ceramurgia, a apărut prin analogie cu metalurgia, în accepția sa modernă. Fără prea multă rigurozitate, ceramurgia ar putea fi definită chimia fizică anorganică a solidelor nemetalice sau chimia fizică a solidelor ceramice.

Stimularea cercetării în știința și tehnologiile ceramice moderne se face în revistele de specialitate ale fiecărei țări dar mai ales în Ceramurgia (Italia, 1971) și Ceramurgia Internațional (Anglia, 1975) (6).

Ceramica este universală (7). Așa după cum se știe originea ceramicii se pierde în obscuritatea preistoriei.

://.

De-a lungul secolelor, ceramica a rămas cea mai veche meserie despre care avem dovezi neîntrerupte.(8). Drumul de la ceramica daco-getică la cea pentru tehnica vidului este lung. (9).

Porțelanul, ca cel mai fin produs ceramic, a apărut în Europa din lupta între știință și alchimie, între Tschirnhaus și Böttger. În una din lucrările bibliografice (10), autorul prezintă teze a emis ipoteza că domul Moldovei, Dimitrie Cantemir, savant de renume european, membru al Academiei din Berlin, n-a fost străin de această importantă descoperire și foarte probabil el l-a cunoscut atât pe Tschirnhaus cât și pe Lomonosov. Dar primul progres important în istorie ceramicii îl constituie apariția porțelanului în China, "țara porțelanurilor albastre", în timpul dinastiei Tang (618-960), (11).

Importanța ceramicii cât și necesitățile și posibilitățile științei și tehnologiei ceramice s-au subliniat recent de V. Aleixandre Ferrandis (12) și D.W. Kingery (13).

Astăzi, nu mai există domenii în care ceramica, în general și porțelanul, în special, să nu-și găsească utilizare.(14).

În ultimii 25 de ani, odată cu progresele din fizica atomică, porțelanul își extinde utilizarea și în tehnica vidului, în special la realizarea camerelor de accelerare pentru betatrocane, a tuburilor electronice și a diverselor piese pentru aparatura nucleară (15-19).

La utilizări noi apare și necesitatea realizării unor materiale cu proprietăți noi. Ca atare și sfera noțiunii de porțelan s-a extins mult.

Astfel, se consideră porțelanuri acele mase ceramice de natură chimică, diferită, care prin ardere se vitrifică complet, porozitatea lor fiind practic egală cu zero. Corpuri cu aspect de porțelan și cu proprietăți remarcabile se pot obține din foarte multe compoziții în care alumino-silicații și silicații, pot să lipsească sau sînt într-o proporție redusă. De exemplu, porțelanul corindonic utilizat pentru izolatoarele bujiilor motoarelor cu explozie, oușite pentru așchieroa metalelor, carotiere și supe pentru forarea sondelor de petrol, realizat în țară prin lucrările Institutului de cercetare și proiectare pentru industria materialelor de construcții (ICPMC), porțelanul calcic de tip mulitic (20) porțelanurile magneziene de tip clinoenstatitic, forsteritic, cordieritic, spinelic (21), periclaz, porțelanurile berice de tip celsianic, seignettó ceramica pe bază de combinații ale TiO_2 cu

MgO, CaO, SrO, BaO, ZnO și altele, antisegetto-ceramica pe bază de zirconați, hafniați de plumb, niobați de sodiu și altele. (22-28).

Porțelanurile tradiționale, alumino-silicaticice, în funcție de natură cationului se pot clasifica în porțelanuri alcaline, în care cationul este Li^+ , Na^+ , K^+ , etc și alcalino-pământoase, în care cationul este Mg^{+2} , Ca^{+2} , Sr^{+2} , Ba^{+2} , etc. (22).

Din punct de vedere al fizico-chimiei corpului solid, porțelanul tradițional este un solid ceramic format din constituenți cristalini și neocristalini (sticle de compoziții variabile). După natura fazelor cristaline porțelanurile pot fi unicristaline, dicristaline, sau policristaline (ex. multocristalobalitice, corindonice, spinelice, sau combinații ale acestora). De asemenea conțin pori și incluziuni gazoase în proporții și distribuții specifice fiecărui tip de porțelan. Pentru acest motiv proprietățile porțelanului, fizica lui, este dependentă de microstructura sa, de textura și de câmpurile mecanice. (29). Acestea la rândul lor sînt determinate de chimia și tehnologia porțelanului.

În literatura americană și engleză porțelanul tradițional considerat teoretic ca fiind compus din oxizii K_2O , Al_2O_3 și SiO_2 respectiv din ortoză, caolinit și cuarț se numește porțelan triaxial. "Triaxial Porcelains". Deci face parte din sistemul:

$\text{K}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ respectiv

ortoză (F_K) - metacaolinit (O_M) - cuarț (Q). (30-31)

Se cunoaște că materiile prime folosite la fabricarea porțelanului sînt roci poliminerale a căror compoziție chimico-minerologică și grad de impurificare variază de la zăcămint la zăcămint. În special, sub aspectul compoziției chimice, feldspatul este cel mai inconstant, zăcămintele de feldspați cu adevărat potasice, ca de altfel și de caolin pur, se găsesc numai în țara porțelanurilor, China. Deci sistemul de apartenență al porțelanurilor tradiționale încetează de a mai fi monoternar sau triaxial. Ele sînt mase alumino-silicaticice din sistemul cuaternar:

$\text{K}_2\text{O} - \text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$

respectiv din sistemele ternare $(\text{K,Na})_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$.

Scrierea oxidului de potasiu înaintea celui de sodiu, s-a făcut atît pe considerentul bazicității mai ridicate cît și pe faptul că în general sistemul $\text{K}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ are o pondere mai mare la sinteza porțelanurilor.

Așa cum vom vedea în partea experimentală, formulele molculare de masele de porțelan stabilesc și proporția fiecărui sistem ternar din sistemul cuaternar sau dintr-un sistem mai complex al porțelanurilor.

În ce privește stadiul cercetărilor în acest domeniu, de multe ori ne-a atras atenția faptul că diferitele aspecte ale unor tehnologii mai vechi sînt mai puțin afectate de progresele științei decît tehnologiile mai noi. Așa de exemplu, s-au elaborat mai multe lucrări științifice asupra ceramicii oxizilor puri decît asupra vastului cîmp al porțelanurilor tradiționale. Motivul pare să fie acela că oamenii de știință au considerat că sistemele tradiționale, avînd la baza lor silicați naturali, sînt mult prea complicate pentru a se preta la o tratare teoretică riguroasă.

Totuși, în ciuda complexității acestor sisteme și ca urmare a actualei crize de materii prime și de energie, în ultimii ani, asistăm la o creștere a interesului și a preocupărilor pentru realizarea porțelanului din materii prime existente în fiecare țară, pentru lărgirea domeniului său de aplicație și pentru îmbunătățirea proprietăților sale. Ca urmare, prezenta lucrare se înscrie în cadrul acestor preocupări și are ca scop:

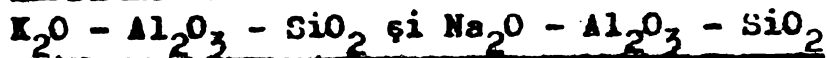
- a.) obținerea unor mase și glazuri de porțelan din materii prime românești utilizate la confecționarea camerelor pentru accelerația betatronice a electronilor.
- b.) caracterizarea chimico-structurală a maselor de porțelan din sistemul $(K,Na)_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ cu stabilirea corelației dintre compoziția chimică, fabricație, microstructură și proprietăți.

Analizată prin prisma acestor obiective, cercetarea prezentei teme este oportună și se justifică, necesitatea ei decurgînd din obiectivul științific și economic privind valorificarea superioară a noilor surse de materii prime din țară, în cadrul unor tehnologii noi, cum este porțelanul pentru tehnica vidului.

Desigur, rezultatele prezentei cercetări vor putea fi aplicate și la obținerea unor porțelanuri de calitate, cu proprietăți noi, deci cu aplicații noi, din materii prime românești, utilizînd procedee de fasonare și ardere moderne (ex. monoardere rapidă), adaptate noilor tipuri de porțelan, cît și la perfecționarea tehnologiilor existente, prin utilizarea într-o proporție mai mare a caolinurilor din țară, în locul celor din import.

I. PARTEA GENERALĂ

1. Echilibre termice fazale în sistemele



Elaborarea acestor sisteme de J.F. Schairer și N.I. Bowen, în cadrul Laboratorului geofizic al Institutului Carnegie din Washington, s-a făcut în legătură cu studiul topirii feldspatilor. Primul articol (1905), a lui Day și Allen (32), tratează relațiile la topirea feldspatilor plagioclași (cu Na și Ca). Mai târziu (1913, Bowen (33) a determinat temperaturile lichidus a acestor feldspati demonstrând că la temperaturi înalte ei prezintă o serie continuă de soluții solide. După doi ani (1915), Rankin și Wright (34) au elaborat relațiile dintre anortit și celelalte faze cristaline co-existente în sistemul $CaO-Al_2O_3-SiO_2$.

Morey și Bowen (1922) au arătat că feldspatul potasic ($K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6 SiO_2$ sau $KAlSi_3O_8$) la aproximativ $1170^\circ C$ se topește incongruent într-un feldspatoid, leucitul $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 4SiO_2$ sau $KAlSi_3O_6$) și un lichid complementar mai silicios și viscos. Leucitul devine complet lichid numai la temperaturi peste $1530^\circ C$ (35)

În 1935, Schairer și Bowen (36) au publicat un raport preliminar asupra cercetărilor elaborate după 1929, privind relațiile echilibrelor termice de fază în sistemele $K_2O-Al_2O_3-SiO_2$ și $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$, la temperaturi cu puțin sub cele unde era prezentă faza lichidă.

În 1947, ca urmare a solicitărilor și aplicațiilor generale în petrografie și tehnologia silicaților de acestor rezultate, ei publică diagramele finale de acestor două sisteme (37), completate în 1950 cu diagrame $NaAlSiO_4 - KAlSiO_4 - SiO_2$.

În 1955, Schairer și Bowen (38) publică date complete asupra sistemului $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$, iar în 1956 asupra sistemului $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ (39), realizate la presiune normală.

1.1. Sistemul $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ (36-42)

Fazele cristaline primare și ampurile lor sînt date în fig.1.

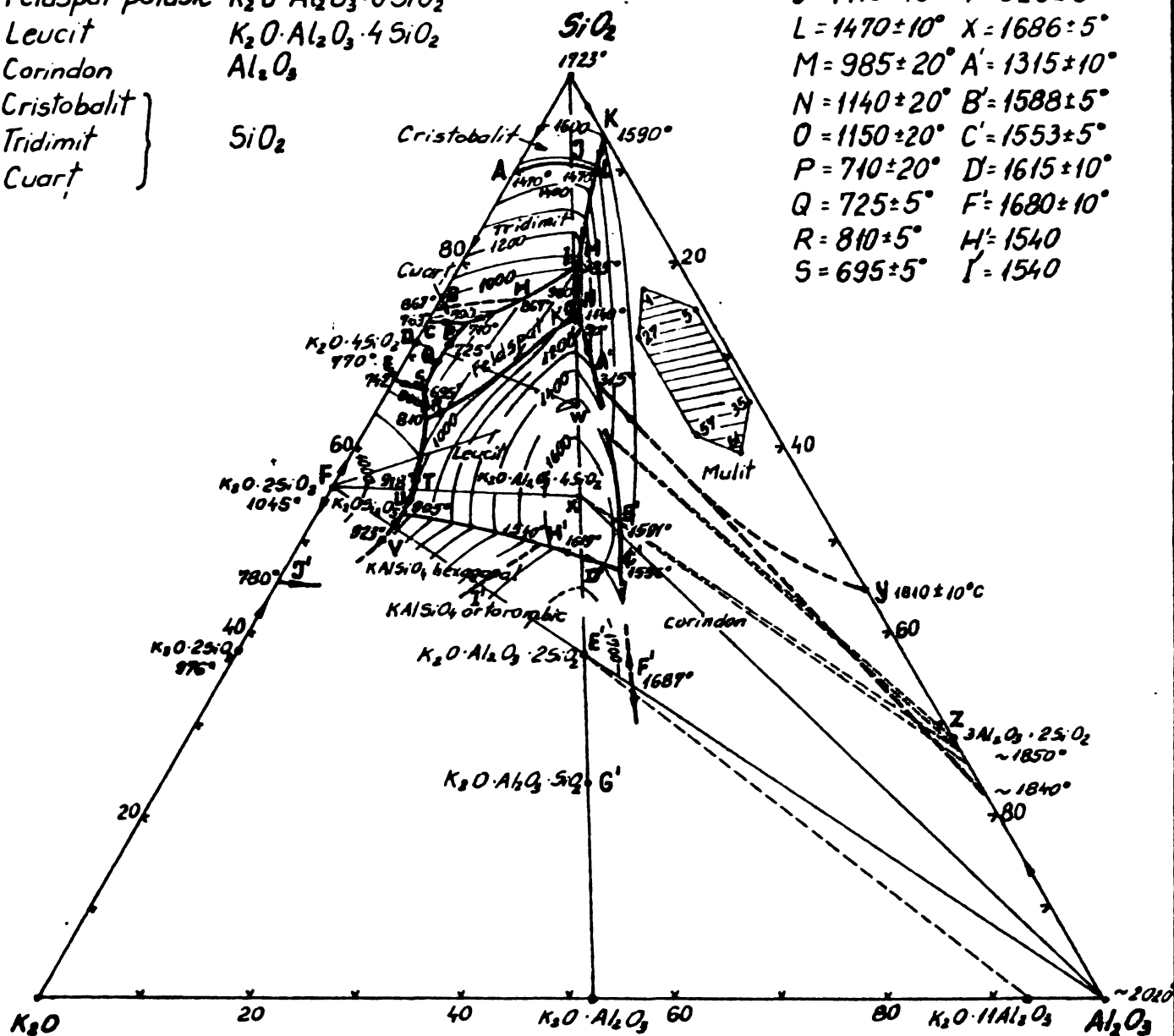
Cristobalitul situat în cîmpul $ASiO_2-KLJA$ ce se extinde de la $1470^\circ C \pm 10^\circ C$, temperatura curbei limită și izotermă AJL, la punctul de topire al cristobalitului oc , de $1713^\circ C \pm 5^\circ C$ (Greig, 1927).

Faze cristaline

Denumirea	Formula oxidică
Mulit	$3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$
Feldspat potasic	$K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$
Leucit	$K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 4SiO_2$
Corindon	Al_2O_3
Cristobalit	SiO_2
Tridimit	
Cuart	

Punctele invariante

H = $867 \pm 3^\circ$	T = $918 \pm 5^\circ$
I = $990 \pm 20^\circ$	U = $905 \pm 10^\circ$
J = $1470 \pm 10^\circ$	V = $923 \pm 5^\circ$
L = $1470 \pm 10^\circ$	X = $1686 \pm 5^\circ$
M = $985 \pm 20^\circ$	A' = $1315 \pm 10^\circ$
N = $1140 \pm 20^\circ$	B' = $1588 \pm 5^\circ$
O = $1150 \pm 20^\circ$	C' = $1553 \pm 5^\circ$
P = $710 \pm 20^\circ$	D' = $1615 \pm 10^\circ$
Q = $725 \pm 5^\circ$	F' = $1680 \pm 10^\circ$
R = $810 \pm 5^\circ$	H' = 1540
S = $695 \pm 5^\circ$	I' = 1540



Sistemul $K_2O-Al_2O_3-SiO_2$

Diagrama de echilibru a sistemului $K_2O-Al_2O_3-SiO_2$

- Cimpurile fazelor cristaline primare
- Izotermele și temperaturile punctelor invariante binare și ternare
- Locul maselor teoretice de porțelan compuse din ortoză - metacaolinit - cuarț

Fig. nr: 1

Cristalele de α cristobalit, forma de temperatură înaltă, obținute din topitură, sub habitus octaedric cu muchii rotunjite, asemănătoare icrelor, foarte ușor de identificat prin forma caracteristică, caracterul izotopic și indicile lor de refracție.

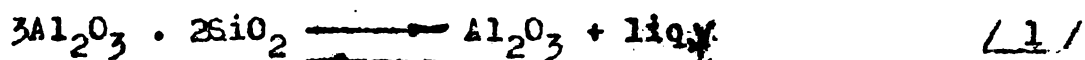
Tridimitul și cuarțul. Din fig. 1, se observă câmpul tridimitului situat între BAJMIHB și câmpul mai mic al cuarțului CBHPC. Cu excepția compozițiilor de pe linia leucit-siliacă, ce dau topituri foarte viscoase, din care tridimitul nu cristalizează, din restul topiturilor acestui câmp cristalizează tridimitul la temperatură ridicată, în sistemul hexagonal. În acest sistem, spre deosebire de sistemul $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$, se remarcă faptul că tridimitul se obține relativ ușor, în timp ce cuarțul se obține foarte greu, iar în sistemul cu sodiu, cuarțul cristalizează fără dificultăți, sub formă de bipiramidă hexagonală. Fenner (1913), a localizat temperatura de transformare dintre cuarț și tridimit la $870^\circ\text{C} \pm 10^\circ$.

Tetrasilicatul de potasiu ($\text{K}_2\text{O} \cdot 4 \text{SiO}_2$)

Acest compus cu topire congruentă la $770^\circ\text{C} \pm 2^\circ$ se găsește în punctul D al câmpului KDCQPQSE.

Disilicatul de potasiu ($\text{K}_2\text{O} \cdot 2\text{SiO}_2$) cu compoziția în punctul F și topire congruentă la $1045^\circ\text{C} \pm 2^\circ$. Câmpul său este mărginit de curbele limită, ES, SETUVJ', și partea J'FE de pe latura $\text{K}_2\text{O} - \text{SiO}_2$.

Mulitul $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$. Câmpul mulitului este situat între KLMNA'YK, fig. 1. La $1810^\circ\text{C} \pm 10^\circ$, în prezența fazei lichide, mulitul este incongruent:



Unii autori (Toropov și Galahov) aduc argumente că mulitul topește congruent, fapt mult controversat. Compoziția sa se află în Z, în afara câmpului mulitului. Compozițiile din câmpul mulitului, care se află sub aprox. 1400°C , prezintă mari greutăți la cristalizare. Cristalizează rombic și formează o serie izomorfă, aditionând Al_2O_3 ; cristalul mixt limită corespunde raportului molar $2\text{Al}_2\text{O}_3 : 1 \text{SiO}_2$. Mulitul se caracterizează prin stabilitate foarte ridicată la acțiunea scizilor.

Toate mesele de porțelan din prezenta cercetare fac parte din câmpul mulitului și anume din zona acidă a acestui câmp. (fig. 1.)

Utilizarea diagramei de fază a sugerat ideea obținerii porțelanului din sticlă, fără schimbarea compoziției sale, după

tehnologia modernă a vitroceramului, prin topirea maselor din acest câmp la temperaturi peste 1700°C și tratament termic între 1100°C și 1175°C , timp de 2 ore (43). Aceasta reprezintă o dovadă foarte concludentă, cum mase de aceeași compoziție chimică, prin tehnologii diferite, duc la materiale cu microstructuri complet diferite și deci la proprietăți noi, remarcabile.

Astfel, spre deosebire de microstructura porțelanului tradițional, cu mult mulit primar în solzi, și urme de mulit secundar acicular și de cuarț rezidual, microstructura porțelanului din sticlă are mult mulit secundar, repartizat uniform într-o masă fundamentală sticloasă.

Corindonul Se situează în câmpul mare cuprins între curbele limită $F'C'$, $C'B'A'$, $A'Y$ și vârful Al_2O_3 al triunghiului (fig.1.). Deci se întinde de la A' (1315°C) la punctul de topire al corindonului ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) cu simetrie trigonală. Din multe compoziții, aparținând acestui câmp, ținute la temperaturi cu 100°C sub temperaturile lichidus, se obține $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$ ce ar reprezenta o clasă de aluminați de potasiu, sodiu, calciu, stronțiu cu rețea hexagonală, ce prezintă mare interes practic în calitatea lor de electroliți solizi (44).

Feldspatul potasic $\text{K}(\text{AlSi}_3\text{O}_8)$, sau $\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$ (ortoclaz, sanidin, microclin); câmpul său este situat între $\text{RSQP}(\text{HIMNOR})$ (fig.1.). Acest compus ternar situat în O se topește incongruent în leucit și topitură la $1150^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}$. S-a folosit termenul de feldspat potasic, fiindcă la elaborarea diagramei de fază nu s-a putut determina deosebirea între cele trei varietăți sanidinel monoclinic, stabil la temperaturi peste 900°C , ortoclazul, sau ortoza monoclinică de temperatură joasă și varietatea triclinică, însă foarte apropiată de cea monoclinică, microclinul.

Leucitul $\text{K}(\text{AlSi}_2\text{O}_6)$, sau $\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2$. În fig.1. câmpul său este situat în limitele $\text{UTRONA}'B'C'L'H'U$. Temperatura cea mai scăzută, de $810^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}$, din acest câmp, este în apropierea lui R, iar cea mai ridicată, de $1680^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}$ în X (Bowen și Schairer, 1929), reprezentând compoziția leucitului. Lin topiturile aparținând acestui câmp se obțin cu ușurință cristale de leucit, cu excepția celor de lângă R și din apropierea liniei leucit-silice, cu temperaturile lichidus sub 1400°C , deci, în particular, a compozițiilor din jurul lui O. Prezintă dimorfism. La temperaturi de peste 620°C este stabilă varietația α , cubică, însă, sub această temperatură, leucitul se transformă în

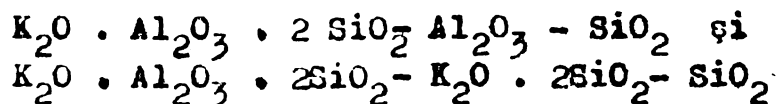
varietatea β , tetragonală.

Din punct de vedere genetic, feldspatoizii de tipul leucitului sînt minerale magmatice tipice de temperaturi înalte, care se formează prin răcirea lavelor bogate în alcalii (mai ales K_2O) și sărace în SiO_2 . Din această cauză el nu se găsește împreună cu cuarțul.

Feldspatoizii $KAlSiO_4$ - hexagonal (kaliofilitul) și rombic. Sînt situați în limitele VUH'I'V respectiv I'H'D'C'F'E'I'. Forma ortorombică a $K(AlSiO_4)$, sau $K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$, de compoziție E' (fig.1), se topește congruent la temperaturi peste $1700^\circ C$. În prezent este acceptată dovada lui Bowen (1917) privind transformarea enantiotropă dintre $KAlSiO_4$ hexagonal și rombic la aprox. $1540^\circ C$.

$K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$, în punctul G' (fig.1) este un compus ternar cu existență îndoielnică.

Datele cuprinse în sistemul $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$, prin dreapta $SiO_2 - K_2O \cdot Al_2O_3$ (fig.1) pot fi împărțite în două părți mari:



Relațiile de echilibru termic, împart pe fiecare din aceste regiuni în cîte patru subsisteme ternare, în total opt parageneze.

Din sistemul $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$, pentru studiul nostru, prezintă interes numai subsistemul

leucit - mulit - silice

în care sînt situate masele de porțelan.

1.2. Sistemul $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ (37,39 -42)

Fazele cristaline primare și cîmpurile lor sînt date în fig.2.

Cristobalitul, tridimitul, cuarțul, mulitul și corindonul sînt tratat în cadrul sistemului $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$.

Disilicatul de sodiu $Na_2O \cdot 2SiO_2$, polimorf, de compoziție D (fig.2) se topește congruent la $874^\circ C \pm 3^\circ C$. Cîmpul său este limitat de punctele A'DCGETUG'.

Metasilicatul de sodiu $Na_2O \cdot SiO_2$. Cîmpul său C'B'A'G'H'F'E'C' este arătat în fig.2. Compoziția sa este redată de punct E'. Se topește congruent la $1089^\circ C \pm 1^\circ C$.

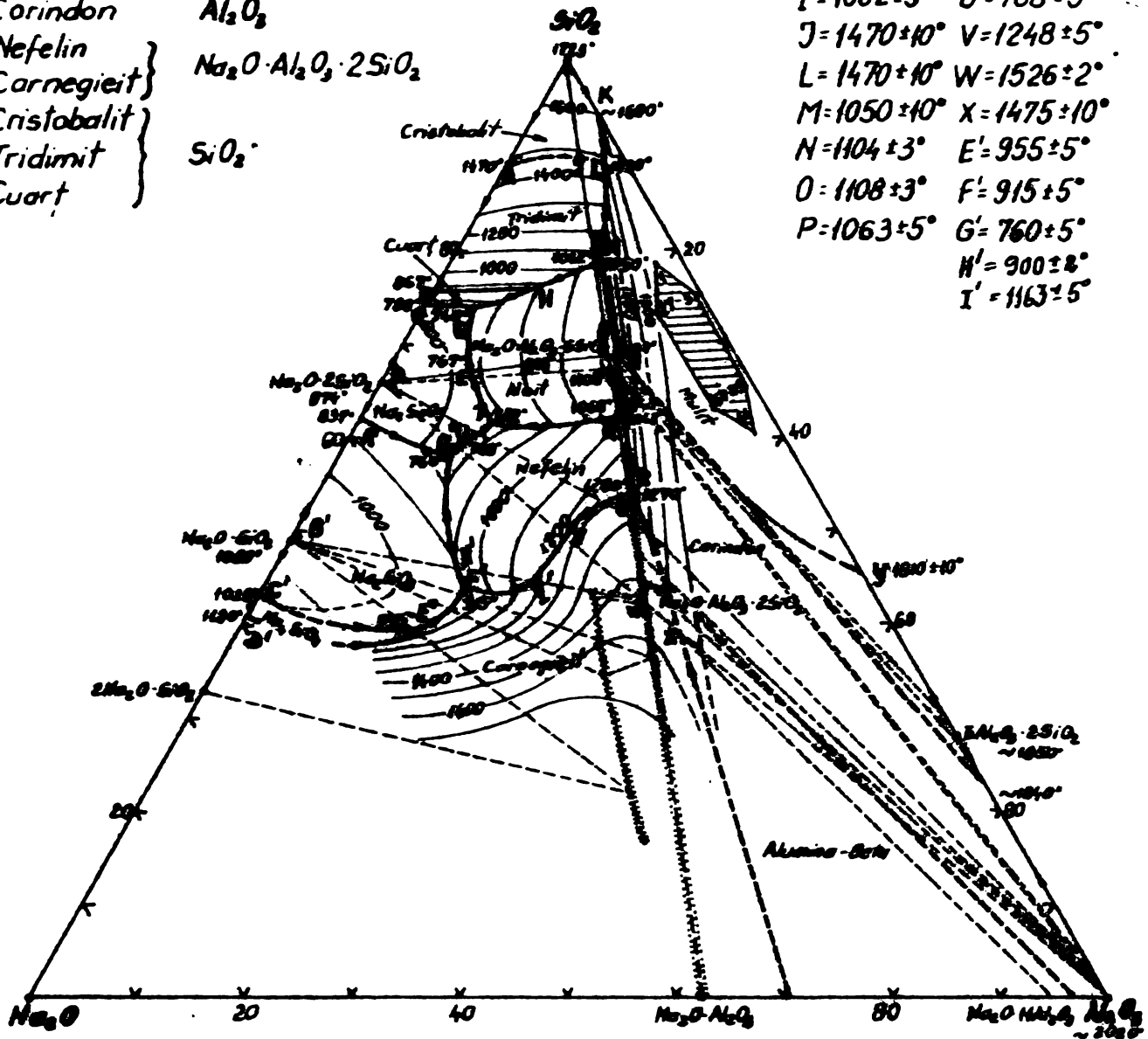
Albitul. $Na(AlSi_3O_8)$ sau $Na_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6SiO_2$. Cristalizează în sistemul triclinic; este capătul seriei izomorfe

Faze cristaline

Denumirea	Formula oxidică
Alumină Beta	$\text{Na}_2\text{O} \cdot 11\text{Al}_2\text{O}_3$
Mulit	$3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$
Albit	$\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$
Corindon	Al_2O_3
Nefelin	$\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$
Carnegieit	
Cristobalit	
Tridimit	SiO_2
Cuart	

Punctele invariante

$E = 767 \pm 3^\circ$	$O = 1068 \pm 5^\circ$
$F = 1118 \pm 3^\circ$	$R = 1270 \pm 10^\circ$
$G = 740 \pm 5^\circ$	$S = 1280^\circ$
$M = 867 \pm 3^\circ$	$T = 732 \pm 5^\circ$
$I = 1062 \pm 3^\circ$	$U = 768 \pm 5^\circ$
$J = 1470 \pm 10^\circ$	$V = 1248 \pm 5^\circ$
$L = 1470 \pm 10^\circ$	$W = 1526 \pm 2^\circ$
$M = 1050 \pm 10^\circ$	$X = 1475 \pm 10^\circ$
$N = 1104 \pm 3^\circ$	$E' = 955 \pm 5^\circ$
$O = 1108 \pm 3^\circ$	$F' = 915 \pm 5^\circ$
$P = 1063 \pm 5^\circ$	$G' = 760 \pm 5^\circ$
	$H' = 900 \pm 2^\circ$
	$I' = 1163 \pm 5^\circ$



Sistemul $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$

Diagrama de echilibru a sistemului $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$

- Cîmpurile fazelor cristaline primare
- Izotermele și temperaturile punctelor invariante binare și ternare
- Locul maselor teoretice de porțelan compuse din albit - metacoolinit - cuarț

Fig. nr: 2

Din punct de vedere plagioclași, albit (Ab) - anortit (An). Compoziția sa este dată de punctul F din câmpul albitului cuprins în suprafața TEGHIMNOPQT. Se topește congruent la $1118^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$.

Nefelinul Na (AlSiO_4) sau $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$. Câmpul nefelinului este reprezentat de suprafața F'H'G' UTQPRSVI'F'. Compoziția sa este dată de punctul W. Compusul Na (AlSiO_4) este dimorfic. Nefelinul, care este forma de temperatură joasă (β), este stabil sub cca $1248^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ în timp ce carnegieitul - forma de temperatură ridicată (α), este stabil deasupra acestei temperaturi. La temperaturi înalte, carnegieitul $\text{Na}(\text{AlSiO}_4)$ și Kaleofilitul K (AlSiO_4) formează o serie continuă de soluții solide.

Carnegieitul Câmpul carnegieitului se află sub curbele limită D'E', E'F', F'I' VSR și la stînga curbei limită prelungită, RX. Carnegieitul se topește congruent la $1526^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$. Din topituri carnegieitul se separă sub formă de octaedrii cu muchii rotunjite, asemănător icrelor de pește.

Ortosilicatul de sodiu (?) - Kracek (1930) a descris pentru prima dată relațiile de topire ale ortosilicatului de sodiu, Na_4SiO_4 sau $2\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{SiO}_2$. El a găsit că se topește incongruent la $1120^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ rezultînd un solid, (presupus Na_2O) și un lichid de compoziție D' (fig.2), cît și un eutectic între ortosilicatul de sodiu și metasilicatul de sodiu la 1022°C de compoziție C'.

Relațiile de echilibru termic împart sistemul în 11 subsisteme ternare. Pentru studiul nostru prezintă interes numai subsistemul:

albit - mulit - silice,

în care sînt situate masele de porțelan (fig.2)

1.3. Subsistemele leucit - mulit - silice și albit - mulit - silice

Domeniile de parageneză leucit - mulit - silice (L-M-S) și albit - mulit - silice (Ab - M - S) cuprind toate porțelanurile mulitice și cristobalito-mulitice tradiționale. În fig. 3-4 dăm secțiunile izoterme de la 1300°C ale acestor subsisteme. Construcția lor o vom arăta în capitolul următor.

Paragenezcele de echilibru termic L(Ab)-M, L(Ab)-S și S - M

Așa cum s'arată în fig. 3 și 4, părțile laterale ale celor două subsisteme ternare componente, aduse în planul de proiecție, reprezintă subsistemele binare, leucit - mulit, respectiv albit - mulit, leucit - silice, respectiv albit - silice și mulit - silice.

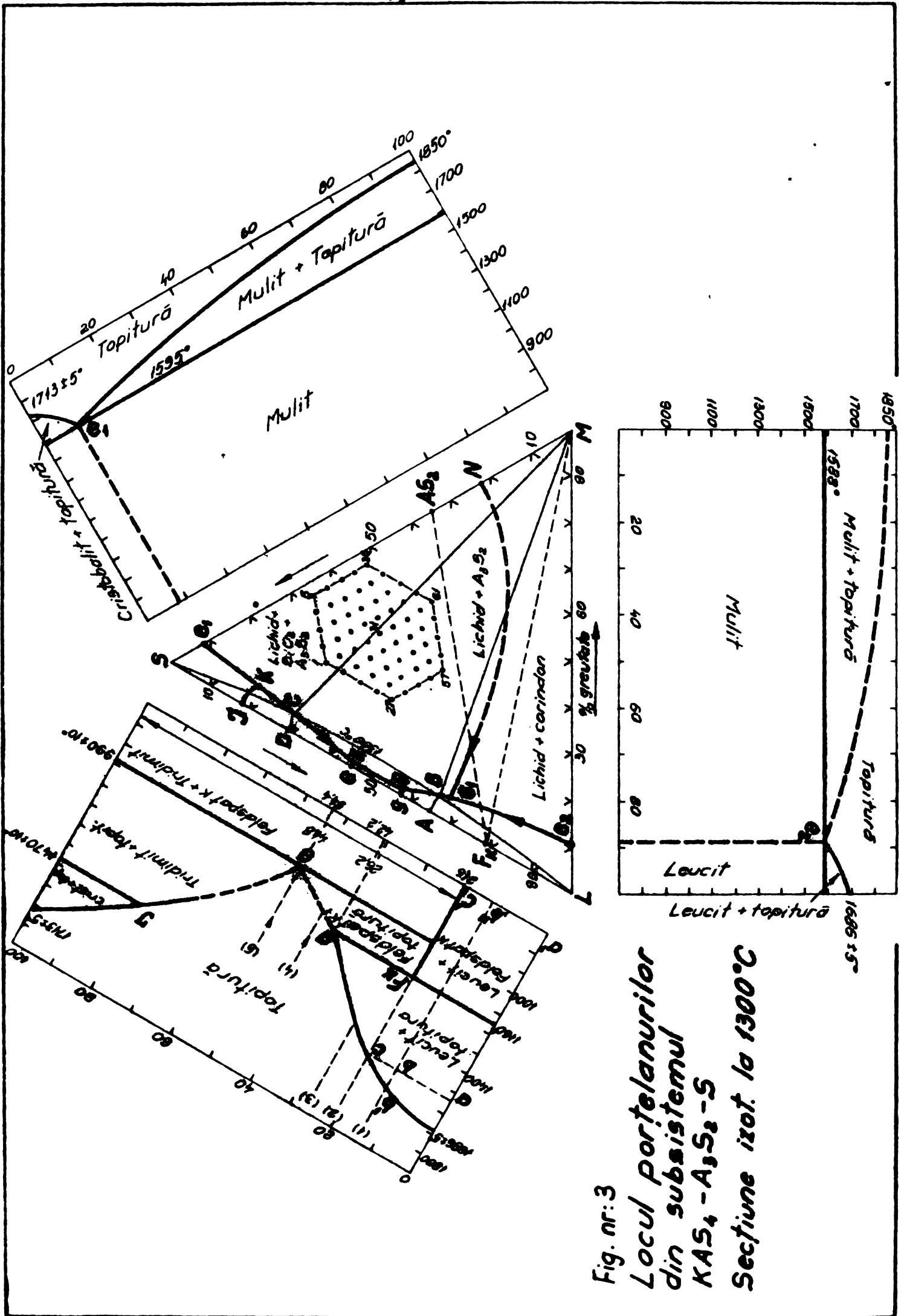


Fig. nr: 3
 Locul porțelanurilor
 din subsistemul
 $KAS_4 - A_3S_2 - S$
 Secțiune izot. la $1300^\circ C$

Subsistemele leucit-mulit și albit-mulit

Sistemul leucit-mulit.(fig.3) face parte din sistemul binar leucit - corindon ce are un eutectic e_2 la $1588^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ de compoziție 92,2% leucit și 7,8% corindon respectiv 88% leucit și 12% mulit sau: 19,9% K_2O , 29,3% Al_2O_3 și 50,8% SiO_2 .

In sistemul albit-mulit (fig.4) eutecticul e_2 este la $1168^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ și are de fapt compoziția 98,5% albit și 1,5% corindon respectiv 98 % albit și 2% mulit sau 11,6% Na_2O , 21 % Al_2O_3 , 67,4% SiO_2 .

Sistemele leucit-silice și albit-silice

Sistemul leucit-silice

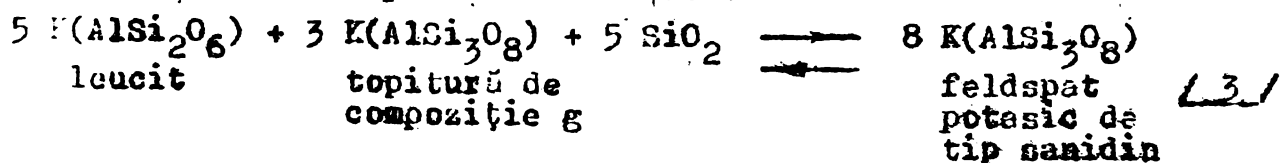
Linia de legătură leucit-silice din sistemul ternar $\text{K}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ definește sistemul binar leucit-silice din cadrul acestuia.

Cînd leucitul și silicea se aleg ca și componenți , feldspatul potasic devine un compus binar al acestora. Așa după cum s-a amintit, feldspatul potasic se topește incongruent, dînd o topitură mai bogată în silice și o cantitate echivalentă de leucit cristalin. O topitură (1), nesaturată cu silice se răcește pînă în b' , punct în care începe să se separe leucitul. Cînd temperatura a atins nivelul a , proporțiile de leucit separate sînt date de regula pîrghiei sau a segmentelor inverse:

$$\frac{\text{topitură de feldspat potasic}}{\text{leucit cristalizat}} = \frac{ab}{ba} \quad (2)$$

Pe măsură ce scade temperatura și continuă cristalizarea leucitului, topitura urmează curba $b'c$. Topitura g (ortoză, plus un mic exces de silice, la 1150°C), este singura fază lichidă capabilă de a exista în echilibru în acest sistem atît cu leucitul cît și cu feldspatul potasic de tip sanidin. Compoziția și temperatura sa rămîna deci constante , în timp ce leucitul reacționează cu topitura pentru a produce sanidin. În această etapă topitura are o compoziție în greutate de 73,8% ortoză și 26,2 % silice în exces, adică aproximativ $3 \text{K Al}_3\text{Si}_8 + 5 \text{SiO}_2$.

Deci reacția la temperatura punctului peritectic g (fig.3) poate fi reprezentată astfel:

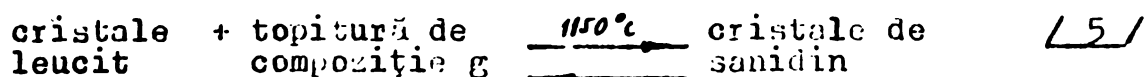


Deoarece sanidinalul cristalizează de 2 ori mai repede decît urce leucitul în topitură, cristalizarea încoetează

înainte ca tot leucitul să fi reactionat, astfel că produsul final este leucit și sanidin în proporția:

$$\frac{\text{leucit}}{\text{sanidin}} = \frac{b''c'}{a'b''} \quad \underline{4/}$$

O topitură cu compoziția (2) născută din feldspat $K(AlSi_3O_8)$ se va comporta în mod asemănător, cu deosebirea că reacția reversibilă din g va înceta o dată cu eliminarea simultană a leucitului și topiturii g, solidul rezultat fiind în exclusivitate sanidin:



O topitură (3), cu un mic exces de silice prezintă același proces de cristalizare, însă la sfârșitul reacției reversibile, cînd tot leucitul s-a consumat pe seama cristalizării sanidinului, rămîne un exces de topitură. Sub 1100°C sistemul redevine monovariant. Temperatura scade și, o dată cu separarea continuă a sanidinului, topitura își va schimba compoziția de-a lungul curbei ge.

Dintr-o topitură (4) se va separa în mod direct sanidin pînă în e, la 990°C unde cristalizarea eutectică a sanidinului și trîdimitului încheie procesul de cristalizare (topitura 5).

Deoarece (2) și (3) corespund cu lichidele reziduale formate în etape succesive, în decursul cristalizării unui lichid (1), inițial cu deficit de silice, posibilitățile cristalizării fracționate sînt ilustrate de către cele trei produse finale cristaline, anume sanidin-leucit, sanidin, sanidin-silice [35,46]

În concluzie, se vede că într-un proces de cristalizare poate să aibă loc, nu numai formarea unor minerale, ci chiar dispariția lor, prin formarea altor minerale, așa cum s-a întîmplat cu topiturile 1 și 3, cînd, în cursul răcirii, leucitul, înainte de a se separa, se transformă în sanidin.

Diagrama arată că orice compoziție ceramică mai silicioasă decît ortoza, în jurul temperaturii de 1000°C , la temperatura eutecticului o, începe să se vitrifice. Acest caz are loc la formarea fazei vitroase din porțelan și a unor glazuri de porțelan asemănătoare, cînd cuarțul din masele de porțelan începe să se dizolve în feldspații topiți. Totodată, la încălzire, fenomenele observate pot să difere de cele prevăzute prin diagramă, deoarece, în condiții industriale de încălzire, echilibrul nu poate fi atins. Astfel, deasupra temperaturii de 1150°C , topirea incongruentă a ortozei ar trebui să conducă la obținerea unei faze vitroase și la leucit. Într-adevăr, pentru unele porțelanuri, probabil arse timp îndelungat la temperaturi ridicate, italianul

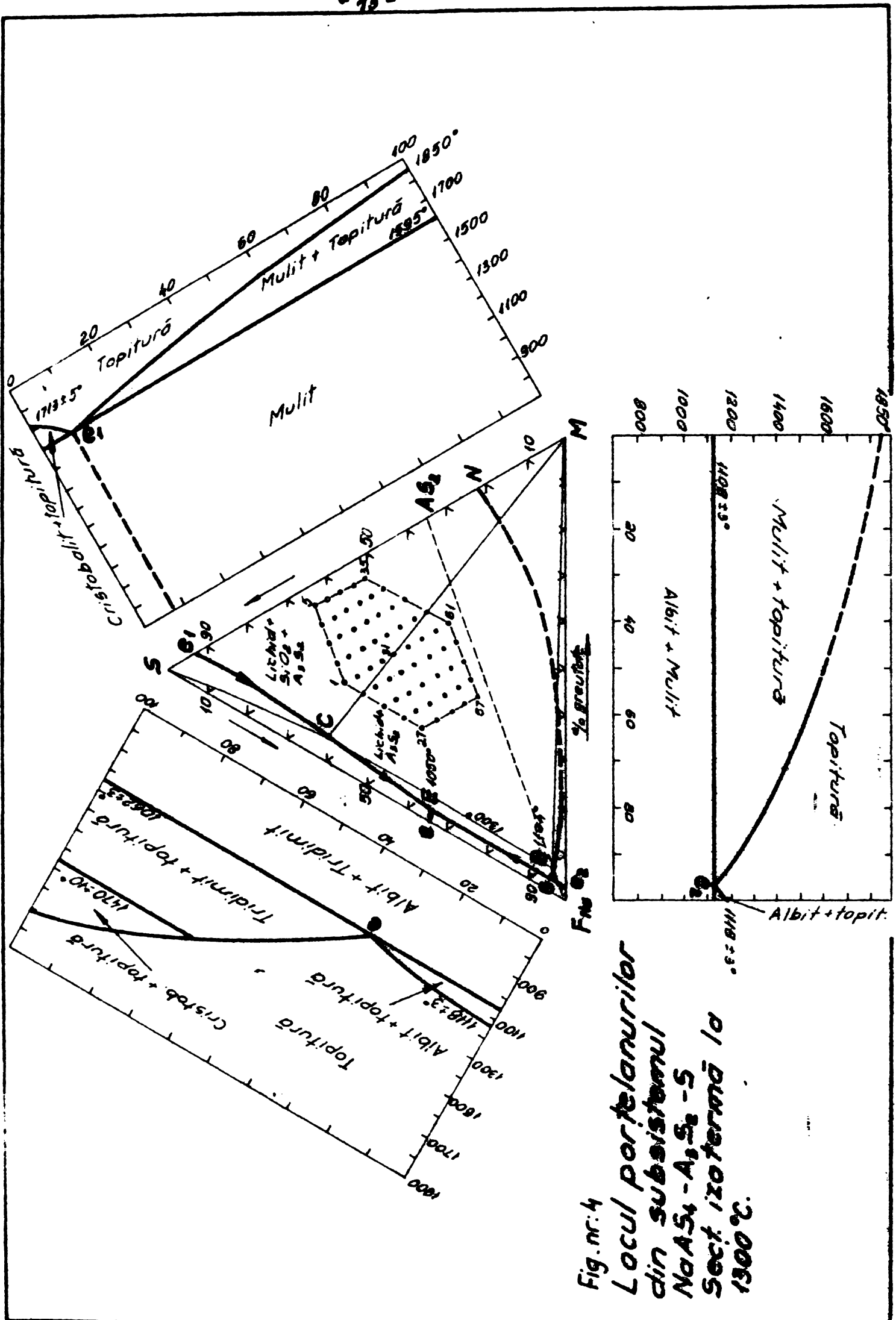


Fig. nr. 4
 Locul porțelanurilor
 din subsistemul
 $\text{NaAlSi}_3\text{-As}_2\text{S}_5\text{-S}$
 Sect. izotermă la
 1300°C .

B. Tavasci [46] și K. Schuller [47], prin analize microscopice (în lumină reflectată) și chimice (dizolvarea leucitului în HCl 1:1 la 65°C, timp de cca 1-1,5 ore), confirmă prezența leucitului.

S. Solacolu și R. Dinescu (40,48), înaintea lor, studiind rolul echilibrelor termice din sistemele $Me_2O-Al_2O_3-SiO_2$ asupra cineticii reacțiilor la vitrifierea porțelanurilor, între formulele de calcul a fazelor, dau și oca a leucitului (ipoteza topirii independente a componentilor maselor).

Profesorul de mineralogie Kenya Hamano, de la Institutul Tehnologic din Tokyo, care, o mare parte din lucrările sale și le-a consacrat studiilor asupra microstructurii porțelanului, examinând microscopic și röntgenografic amestecuri topite de feldspat și cuarț, arată că în condițiile arderii industriale (1300-1450°C) leucitul nu se formează (49). Aceeași remarcă o face cu un an înainte și profesorul C.A. Jouenne de la Școala Națională Superioară de Ceramică Industrială din Sèvres în cursul său de ceramică generală (50), arătând că în condiții industriale leucitul rămâne dizolvat în sticla feldspatică și n-ar putea să se separe decât după menținerea timp foarte îndelungat la aceste temperaturi.

Aceste rezultate, după cum se va arăta în partea experimentală, sînt confirmate și de analizele noastre röntgenografice și microscopice asupra feldspaților de Muntele Rece și Zambia, topiți în condiții industriale, la 1300°C + 1550°C, după diagrame de 30 ore, din care 4 ore palier la temperatura finală.

Sistemul albit-silice (fig.4)

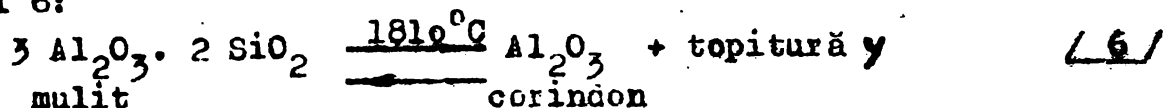
Albitul $Na(AlSi_3O_8)$, sau $Na_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6 SiO_2$ se topește congruent la 1118°C ± 3, iar eutecticul stabil dintre albit și tridimit are loc la temperatura de 1062°C ± 3, la compoziția de 68,5 % albit și 31,5 % silice.

Ca și în cazul sistemului leucit - silice și în cazul acestui sistem, toate topiturile sînt extrem de viscoase și pentru cristalizarea lor a fost necesară menținerea *îndelungată*, luni de zile, la temperaturi cu aprox. 75°C sub temperatura lichidus.

Sistemul mulit - SiO_2 (51), face parte din sistemul $Al_2O_3-SiO_2$, sistemul poate cel mai des întîlnit în tehnologia silicaților.

Seger (1893), cu ocazia realizării indicatorilor piroscopici (conurile Seger), a fost primul care a încercat elaburarea diagramei, dînd temperaturile la care apare faza lichidă din oșeritele amestecuri de Al_2O_3 și SiO_2 (52).

Bowen și Greig (1924) (51) au studiat acest sistem mult mai detaliat și au dedus o diagramă de fază ce cuprinde un eutectic e_1 la $1545 \pm 5^\circ\text{C}$ între cristobalit și mulit, compus din 5,5 % Al_2O_3 și 94,5 % SiO_2 . În 1942, Schairer (37) stabilește că valoarea acestui eutectic este la $1595 \pm 10^\circ\text{C}$. Compusul binar găsit și anume mulitul ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$), format din 71,8 % Al_2O_3 și 28,2 % SiO_2 , se topește incongruent la $1810^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$, conform reacției 6:



Într-o topitură și corindon care se topește complet deasupra temperaturii de 1920°C .

Geller și Yavorsky (1945) (53) au făcut o revizie critică asupra punctului de topire al Al_2O_3 pur (corindonului), stabilindu-l la 2030°C .

Toropov și Galakhov (1951) (54) lucrând în condiții protejate, arată că topirea mulitului este congruentă și anume la 1890°C .

Budnicov și colaboratorii (1953) (55) au verificat și confirmat topirea congruentă a mulitului stabilind punctul său de topire la $1900^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$.

Shears, E.C. și Archibald, V.A. (1954) au făcut o excelentă revizie a datelor privind sistemul Al_2O_3 - SiO_2 și refractarele silico-aluminoase (56).

Mai recent (1958) Toropov și Galakhov (57) țin seama de unele corecții ale colectivului Budnicov, indicând în partea cuprinsă între mulit și 78 % Al_2O_3 a unui domeniu de existență unor soluții solide și stabilesc eutecticul dintre mulit și corindon la 1850°C , format din 79 % Al_2O_3 și 21 % SiO_2 .

De asemenea, Aramki, S și Roy, R (58,59) confirmă topirea congruentă a mulitului, elaborând o nouă diagramă, cu eutecticul dintre mulit și cristobalit la 1840°C .

Congruența sau incongruența topirii mulitului este încă controversată. În 1963 cercetătorii germani (60) arătau că topirea mulitului în aer este incongruentă, iar în vid, este congruentă.

În orice caz, pînă nu va fi posibil de a se da compoziția exactă a cristalelor de mulit ce se formează, nu se va putea da o diagramă revizuită, pe deplin satisfăcătoare.

11.11.60

///.

Totuși, topirea congruentă a mulitului este tot mai recunoscută, tratatele mai noi (3,61-62) asupra diagramelor de faze și de chimia silicaților dând numai diagrama de fază $Al_2O_3-SiO_2$ după Aramly și Roy (53,59), sau după Teropov și Galakhov (54,57).

În continuare vom descrie punctele și liniile caracteristice din subsistemul L-M-S, cele din subsistemul Ab-M-B avînd aceleași semnificații.

Punctele și liniile caracteristice din subsistemul L-M-S.

Punctul F_k (fig.3) se găsește pe latura leucit-silice a subsistemului ternar, avînd coordonatele 78,4 % leucit și 21,6 % silice, respectiv pe linia solidus din sistemul binar leucit-silice și corespunde compoziției teoretice a feldspatului potasic ($K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6 SiO_2$).

Aflîndu-se pe linia solidus de $1160^\circ C$, rezultă că la temperaturi sub $1160^\circ C$ se găsește în fază solidă iar peste $1150^\circ C \pm 20^\circ C$ se topește.

Peritecticul binar invariant g reprezintă punctul de topire incongruentă de la $1150^\circ C \pm 20^\circ C$. Se afla pe linia lichidus și corespunde topiturii cu compoziția 57,8 % leucit și 42,2% silice, respectiv 73,8 % feldspat și 26,2 % silice, sau, exprimat în coordonate oxidice, reprezintă topitura reziduală de compoziție 12,5 % K_2O , 13,5 % Al_2O_3 și 74 % SiO_2 .

Punctul e este eutecticul binar ce se formează între feldspatul potasic și tridimit, la temperatura de $990^\circ C \pm 20^\circ C$. Are compoziția 9,8 % K_2O , 10,7 % Al_2O_3 , 79,5 % SiO_2 , sau 45,6 % leucit și 54,4 % silice, sau 68,2 % feldspat potasic și 41,8 % silice.

Punctul J Deasupra temperaturii de $1470^\circ C \pm 10^\circ C$, reprezentată de acest punct, are loc transformarea tridimitului în cristobalit. Are compoziția 20,0 % leucit și 80 % silice, sau 25,4 % feldspat și 74,6 % silice, sau 4,3 % K_2O , 4,7 % Al_2O_3 , și 91,0 % SiO_2 .

Punctul e_1 Corespunde eutecticului binar de la $1595^\circ C \pm 5^\circ C$, format din 91,5 % cristobalit și 8,5 % mulit, sau 6 % Al_2O_3 și 94 % SiO_2 .

Punctul e_2 . Reprezintă eutecticul ipotetic binar, format din 88,6 % leucit și 11,4 % mulit, sau 15,8 % Al_2O_3 și 84,2 % SiO_2 , la temperatura de $1585^\circ C \pm 10^\circ C$.

///.

Volumul Nr.

Dulap

344 819
214 Lit. A

Punctul E. Este eutecticul ternar corespunzător temperaturii de trecere în stare de topitură a compoziției E, formată din 9,78 % K_2O , 10,52 % Al_2O_3 și 79,9 % SiO_2 , la temperaturi peste $985^{\circ}C \pm 20^{\circ}C$. El este punctul ce reprezintă compoziția cu cea mai joasă temperatură de topire, la care are loc topirea întregii cantități de feldspat, împreună cu o parte din SiO_2 - ul prezent în amestecul materiei prime. La temperatura de $985^{\circ}C$ se găsește în echilibru faza lichidă de compoziție E cu fazele solide mulit + cristobalit.

În procesul de ardere a porțelanului, toate masele din acest sistem sînt sub influența eutecticului E, singurul punct al sistemului în care suprafața lichidus se intersectează cu suprafața solidus.

Punctele ternare invariante G și G_1 . Sînt peritecticele de $1140^{\circ}C \pm 20^{\circ}C$ respectiv $1315^{\circ}C \pm 10^{\circ}C$. G are coordonatele 12,2 % K_2O , 13,7 % Al_2O_3 și 74,1 % SiO_2 și faze în echilibru: feldspat potasic, leucit, mulit și topitură, iar G_1 , coordonatele 13,9 % K_2O , 18,5 % Al_2O_3 și 67,5 % SiO_2 și faze în echilibru: leucit, mulit, corindon și topitură.

Linia $e_2 G_1 G E e_1$, reprezintă curba limită ce definește cîmpurile acestui subsistem: cristobalitul + tridimitul (Se e_1), feldspatului (e g G E), leucitului (g L $e_2 G_1 G$) și mulitului ($e_1 E G G_1 N$).

Linia JK reprezintă curba limită de transformare polimorfă a tridimitului în cristobalit iar

Linia g G compoziția lichidului rezultat la topirea feldspatului potasic.

Liniiile $F_k L$, LM, LS, și MS sînt linii de legătură care unesc perechi de faze solide ce pot să coexiste în echilibru în cadrul domeniului de temperaturi studiat. De fapt liniile $F_k L$ și LM împart un sistem ternar mai complex și anume sistemul leucit - corindon - silice în subsistemele feldspat potasic - mulit - silice, leucit - feldspat K - mulit și leucit - mulit - corindon. Toate aceste subsisteme trebuie interpretate împreună, punctele lor reprezentative fiind eutecticul E și peritecticele G și G_1 fig. 3, respectiv A și G (fig. 4), în subsistemul $F_k L - M - S$.

Curbele A B C D, A'B'C'D' și A''B''C''D''.

Reprezintă izotermele de $1300^{\circ}C$, respectiv $1350^{\circ}C$, respectiv $1400^{\circ}C$.

Ele intersecționează curbele limită $e_2 G_1 G E e_1$ (sistemul L - M - S) și $e_2 G E e_1$ (sistemul $F_{Na} - M - S$) în B și C, respectiv în B' și C', respectiv în B'' și C''. Intersecția izotermelor cu liniile de legătură este în A și D (1300°C), A' și D' (1350°C) și A'' și D'' (1400°C), Fig. 3 și 4 și Fig. 24 - 27.

1.4. Sistemul $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$.

Sistemul a fost parțial studiat de către Bowen (39) Makinen și Aling (1926), în legătură cu topirea feldspatilor și feldspatoizilor, iar mai recent de Schairer (1950) Tuttle și Schmith (1958) (44).

În acest sistem apar două serii izomorfe:

Sistemele de feldspați albit-ortoză și de feldspatoizi nefelin-kalcocilit.

Sistemul albit - ortoză. (36). Deoarece ortoză se topeste incongruent la $1150^\circ\text{C} \pm 20^\circ\text{C}$, este imposibil să analizăm comportarea topiturilor din acest sistem exact ca în cazul unui sistem binar. Un feldspat potasic care să aibă o compoziție apropiată de $K(AlSi_3O_8)$ este o raritate în natură. Ortoza, microclinul și chiar adularul, aproape întotdeauna, conțin cantități considerabile de feldspat sodic. Pentru termenii intermediari din seria Ab-Or nu există o terminologie exactă, corespundență cu aceea din seria plagioclașilor, ortoză și microclinul cu conținut relativ ridicat de sodiu sînt numiți simplu ortoză sodică sau ortoclași sodici și microclin sodic.

Termenul sanidin nu are implicații chimice, ci structurale. Prin încălzire prelungită, la temperaturi nu cu mult mai joase decît punctul lor de topire, feldspații potasici - sodici devin definitiv sanidinici. De asemenea, prin încălzirea albitului triclinic, acesta se transformă în feldspatul sodic, monoclinic, numit barbierit, a cărui existență a fost anunțată de Schaller (1910) și apoi de Ito (1938), pe baza de investigații structurale. Aceasta apare mai ales în sanidin, ca un produs de decompoziție (63).

La temperaturile de cristalizare, feldspații potasici și sodici formează o serie continuă de soluții solide, cu o temperatură minimă M de $1063^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$, de compoziție aproximativă $Ab_{65} - Or_{35}$. În cursul cristalinizării, toate topiturile, indiferent dacă sînt inițial sodice sau potasice, se deplasează spre punctul M (Fig. 5). Linia AB reprezintă curba lichidus a leucitului, iar DMF cea a feldspatilor alcalini, cu un minim la $1063^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$.

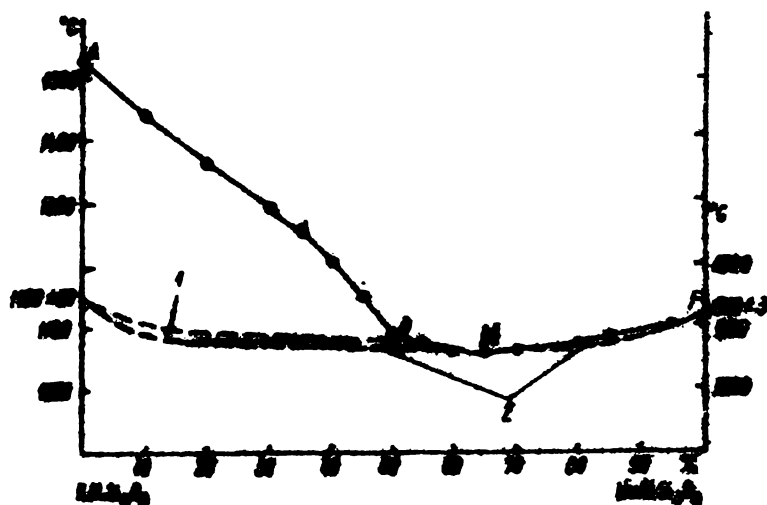


Fig.5 Sistemul Ortoză-albit (după Bowen și Schairer)

Leucitul este prima fază cristalină care se separă din toate topiturile care au peste 49 % ortoza. Pe măsură ce temperatura scade, leucitul reacționează cu topitura, dînd sanidin cu compoziția aprox. $Or_{85}Ab_{15}$. După ce leucitul s-a consumat, sanidinel devine din ce în ce mai sodic, pe măsură ce topitura se deplasează spre *H*.

Se deduce de aici că un feldspat alcalin mixt are acțiune fondantă mai energică decît feldspatii puri (ortoza sau albit), fapt confirmat de practica ceramică.

Pe baza datelor petrografice ale acestui sistem s-a tras concluzia că la temperaturi scăzute există un pronunțat fenomen de perțitizare, de dezamestec în stare solidă. În baza lucrărilor lui Bowen și Tuttle (41), imiscibilitatea începe la aprox. $660^{\circ}C$, la presiunea atmosferică, iar lacuna se mărește pe măsură ce temperatura scade în continuare. (fig.6).

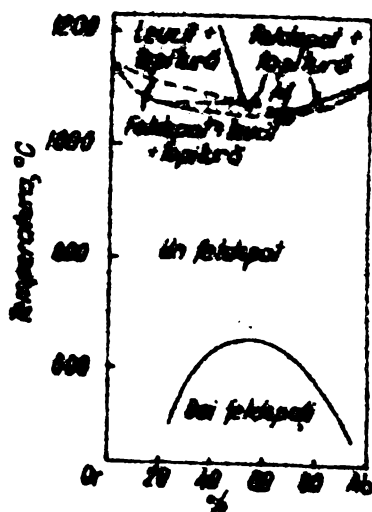


Fig. 6 Sistemul ortoza - albit (după Bowen și Tuttle)

- în absența apei (liniile întrerupte nu au fost precis determinate).

S-a stabilit, încă demult (fig.7) , că ortopertitul și microclinpertitul sînt concreșteri regulate de componenți bogăți în potasiu și componenți bogăți în sodiu. Investigațiile făcute de Chao, Smare și Taylor (1939) și de Chao și Taylor (1940) au clarificat în mare măsură problema pertitului (63).

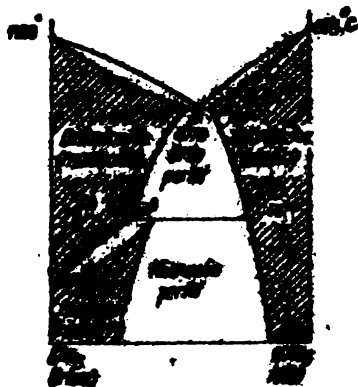


Fig. 7 Sistemul albit - ortoză
(după Makinen și Aling)

Dezamestecul pertitic, prin difuzia ionilor de metal alcalin în structura relativ deschisă a feldspatului, duce la formarea unui ortoclas obișnuit, sau a unui component microclinic obișnuit și a unui component sodic, diferit de albit.

Anderson (64) și Higazy (65) explică pertitizarea prin răcirea încetă a magmelor.

O ilustrație a cunoștințelor actuale asupra acestui sistem este dată de profesorul Norton în fig.8

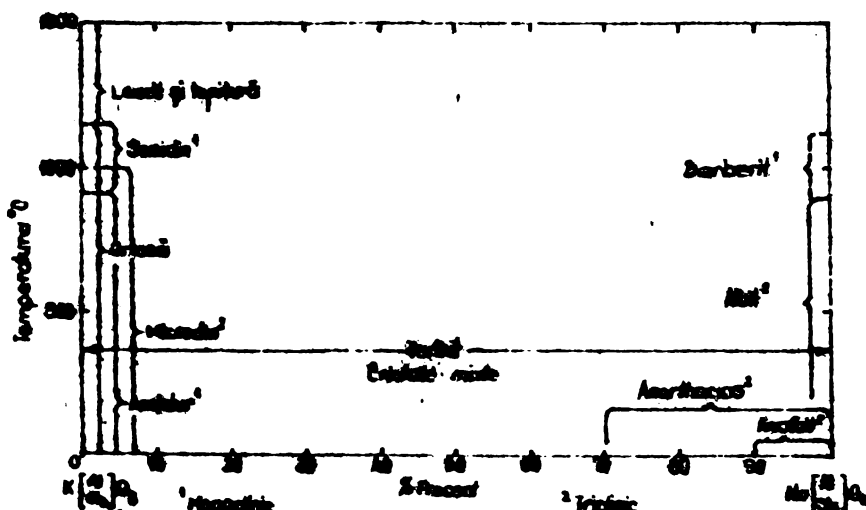


Fig. 8 Feldspații potesico-sedici (după Norton)

Sistemul ortoclin - Kalcophilic.

reprezintă o serie izomorfă continuă cu eutectic... (fig.9); ambii componenți, așa după cum am amintit, prezintă

stări polimorfe. Diagrama arată relațiile de topire ale nefelinilor mixți, precum și raportul lor de transformări polimorfe.

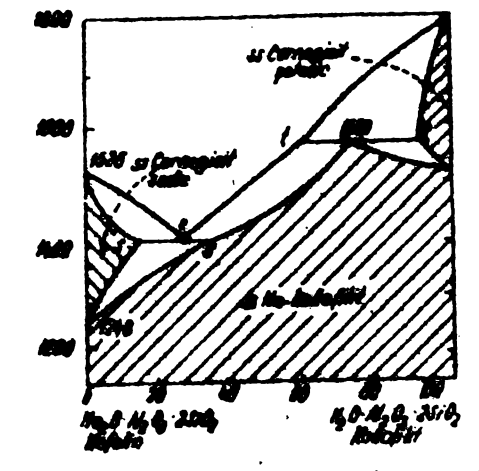


Fig. 9 Sistemul nefelin - Kaliofilit (după Bowen)

Sistemul nefelin - Kaliofilit - SiO_2 (67). redă comportarea topiturilor de feldspați alcalini, suprasaturate cu silice, respectiv lipsite de silice. Diagrama sistemului, prezentată în fig. 10, conține patru subsisteme ternare. Subsistemele I, III, și IV au câte o curbă lichidus limită, fiind sisteme ternare

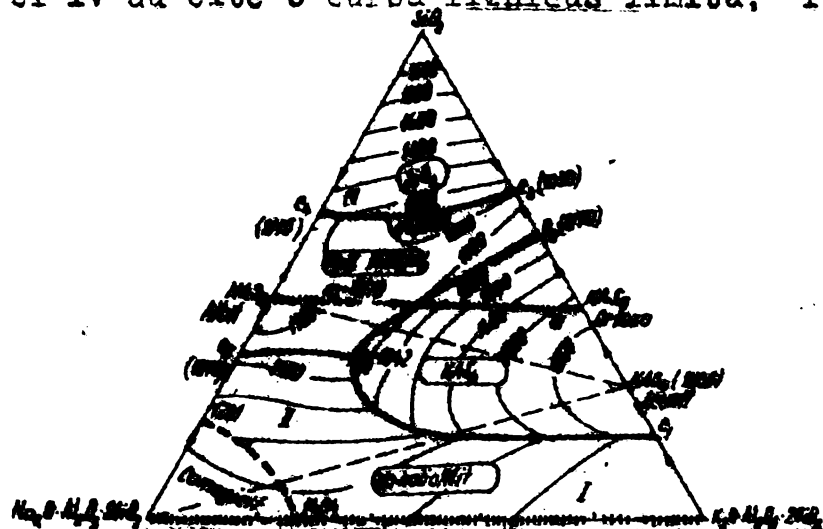


Fig. 10 Sistemul nefelin - kaliofilit - silice (după Schairer și Bowen)

complexe cu izomorfie continuă în cadrul unui sistem binar. Subsistemul II este un sistem ternar elementar, cu eutectic ternar E_2 . Feldspații naturali se plasază în sistemul IV. Curba lichidus limită $e_3 - e_4$ a acestui triunghi prezintă un minim în punctul m , la 1000°C fiind amestecul cel mai ușor fuzibil din întreg sistemul. De aici se deduce rolul fondant al cuarțului față de feldspați.

Cristalizarea la echilibru a tuturor topiturilor de deasupra liniei de legătură albit-ortoclaz (fig. 11) dă ca produs final un amestec de feldspat alcalin și cuarț.

Vom examina cazul a două topituri P și Q situate deasupra liniei de legătură menționate și alte două topituri Z și Y situate sub această linie.

///.

Din orice topitură P așezată în câmpul feldspatului se separă la început un feldspat alcalin cu compoziția aprox. L.

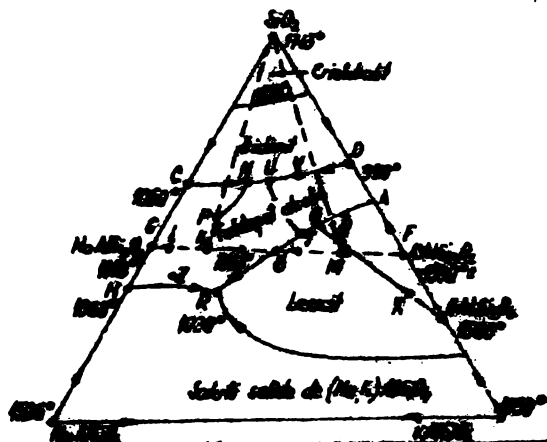


Fig.11 Comportarea topiturilor de feldspați alcalini suprasaturate cu silice respectiv lipsite de silice, în cadrul sistemului nefelin-kaliofilit-silice.

Pe măsură ce cristalizarea continuă, compoziția feldspatului se deplasează spre $Ab_{65} Or_{35}$, iar lichidul urmează un traseu PN, spre curba limită feldspat - silice, C D. Când aceasta este atinsă, feldspatul alcalin și silicea cristalizează împreună, pînă cînd topitura se consumă complet. Produsele finale sînt feldspatul alcalin (K) și tridimitul.

Topiturile situate mai la dreapta, de ex. Q, urmează un traseu rectiliniu QS cu separare de leucit și apoi se schimbă de-a lungul lui ST, în timp ce leucitul trece în soluție, iar feldspatul potasic cristalizează. După eliminarea completă a leucitului, prin această reacție, topitura urmează un traseu, ca de ex. TU, în timp ce feldspatul își schimbă compoziția în spre $Ab_{65} Or_{35}$. În punctul U de pe curba limită CD, feldspatului i se alătură silicea. Ambele se separă simultan, pe măsură ce topitura se transformă de-a lungul curbei UV, pînă cînd întreaga masă devine cristalină. Produsul final este feldspatul alcalin M și tridimitul.

Dintr-o topitură cu deficit de silice, de ex. Z, primul mineral care se separă este feldspatul sodic. Când topitura atinge curba limită HR, feldspatul este însoțit de nefelin. Ambele fac și schimbă compoziția, pe măsură ce se separă. Apoi, topitura se epuizează complet, în timp ce se deplasează de-a lungul curbei HR, înspre punctul de joasă temperatură R. Nefelinele în echilibru cu topiturile din vecinătatea lui R sînt tipuri foarte sodice, comparabile cu nefelinele tipice din rocile magmatice.

Topiturile lipsite de silice, de ex. X, din câmpul leucitului, prezintă un oarecare interes petrologic. Pe măsură ce leucitul se separă, topitura se transformă de la X la S. La S, leucitul reacționează cu topitura, iar feldspatul potasic cristalizează, topitura urmînd în acest timp traseul curbei SR.

///.

R este un punct invariant, în care leucitul continuă să se dizolve, în timp ce feldspatul potasic și nefelinul cristalizează simultan. Când leucitul s-a eliminat, feldspatul alcalin și nefelinul se separă împreună, pînă cînd lichidul va fi complet consumat.

Diferitele cazuri discutate ajută la clarificarea unei serii de fenomene petrografice, cum sînt:

- Asocierea leucitului, dar niciodată a nefelinului, cu materialul răcit rapid al masei fundamentale, care conține silicea liberă. Deci, pe cînd leucitul poate să existe în echilibrul cu unele topituri care conțin silice în exces (în câmpul ABF), nefelinul nu poate să cristalizeze pînă cînd topitura asociată nu prezintă un deficit de silice.

- Existența pseudoleucitelor, adică a nefelinului și feldspatului potasic fin cristalizat, care formează împreună pseudomorfoze, probabil după leucit. Bowen a prezis existența punctului de reacție pseudoleucitică R, pe baza unor date petrografice de acest fel și pe baza cunoscutei reacții leucit - ortosă.

- Raritatea leucitului în rocile plutonice. El se separă numai din topiturile bogate în K_2O .

- Compoziția relativ sodică a nefelinelor magmatice comune.

Relațiile de echilibru termic fazal în sistemul



Din cauza complexității sale, echilibrele termice în acest sistem s-au studiat numai parțial. Pe baza datelor existente în literatura referitoare la echilibrele termice în sistemele ternare componente, colectivul R. Dinescu, M. Preda, V. Burghilea și A. Hetea (68) a trasat epura tridimensională cu cele 18 te_traede de paragenză din zona acidă a sistemului $Na_2O - K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ (Fig. 12) și suprafața lichidus în subsistemul KA - NA - A - S, pentru cinci subsisteme interesînd domeniul porțelanurilor potaso - sodice uzuale (Fig. 13).

Pentru componenții cristalini din masele de porțelan, suprafața lichidus delimitează următoarele volume de cristalizare primare:

silice: AE_4 BCE_4 AS

soluții solide de feldspat potasic și sodiu:

E_1E' G'_2 ϵ_3 ϵ_4 E'_1 FE'_3 G_2E_1 B O D G'_2

leucit: DG'_2 ϵ_3 ϵ_4 ϵ_5 E'_4 H G''_2 E''_1 DH

mulit: G'_3 I G_2 G'_2 E_1 A_4 E_1 G_2

In cele cinci subsisteme, din echilibrul termic rezultă următoarele curbe și funcții invariante.

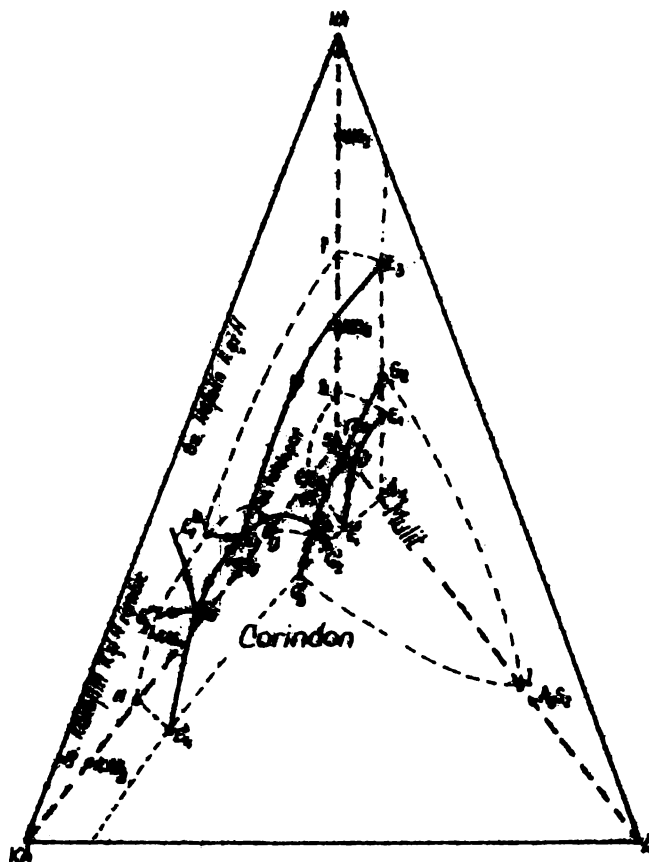
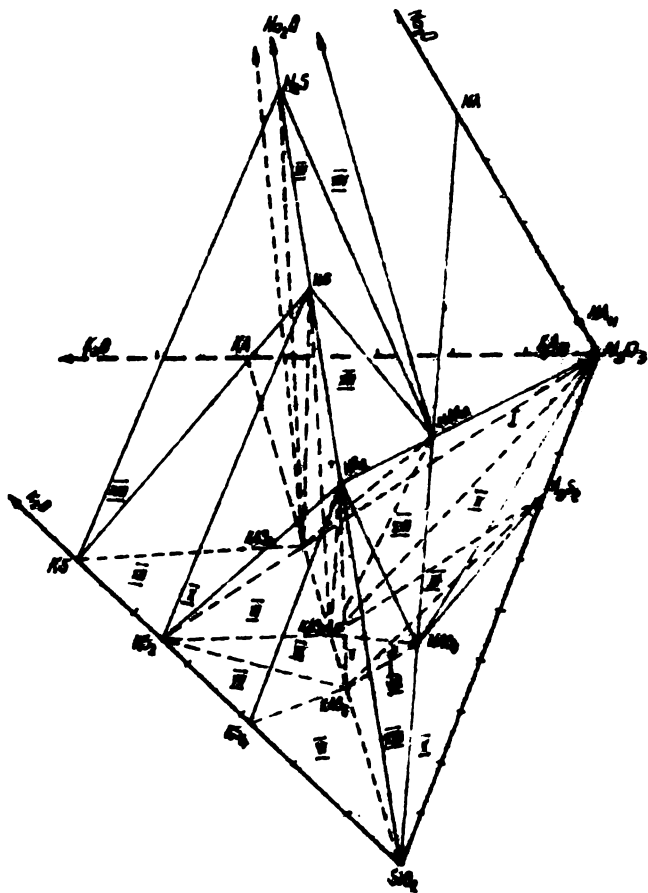


Fig.12 Tetraedele de parage-neză în sistemul $Na_2O-K_2O-Al_2O_3-SiO_2$

Fig.13 Suprafața lichidus în sistemul KA-NA-A-S.

- I. $S - A_3S_2 - KAS_6 - NAS_6$ cu curba eutectică
 $E_1 (1050^{\circ}C) \text{ --- } E'_1 (985^{\circ}C)$
- II. $A_3S_2 - KAS_6 - KAS_4 - NAS_6$ - cu curba peritectică
 $G_2 (1140^{\circ}C) \text{ --- } E_3 (1050^{\circ}C)$
- III. $A_3S_2 - KAS_4 - A - NAS_6$ --- $E_3 (1050^{\circ}C)$
- IV. $KAS_4 - KAS_6 - A - NAS_2$ --- $E_4 (1000^{\circ}C)$
- V- $KAS_2 - KAS_4 - A - NAS_2$ --- $E_5 (1400^{\circ}C)$

Temperaturile eutecticelor cuaternare au fost aproximare în baza repartizării temperaturilor pe curbele lichidus.

Pentru comoditatea citirii tetraedrul reprezentînd

. / .

subsistemul cuaternar KA - NA - A - S, sau în general, sistemul A+B+C+D, așa cum se obișnuiește, se secționează pe diferite înălțimi h. Fiecare ^{din} triunghiuri reprezintă un sistem cuaternar de compoziție A+B+C = 100 - h, cu h = D. În cazul nostru h este planul de egal conținut în oxid de sodiu.

2. Cinetica reacțiilor la vitrifierea porțelanurilor conform reacțiilor de echilibru termic și în condiții de neechilibru.

Condiția principală de formare a porțelanului constă în sintezarea și vitrifierea componentelor săi. Funcțiile principale ale vitrifierii sînt:

- dizolvarea parțială a fazelor solide inițiale,
- separarea din topitură a unor faze solide noi,
- legarea într-o masă fundamentală sticloasă a fazelor solide nedizolvate și a cristalelor noi, în urma procesului de răcire.

Reacțiile la arderea porțelanului se bazează pe proprietatea mulitului format pe seama caolinului de a fi insolubil și a cristaliza din topiturile acide rezultate din dizolvarea cuarțului în feldspatul topit.

La încălzire, prima reacție începe la aproximativ 500°C. La această temperatură din caolinit se elimină apa legată chimic și se formează produsul numit metacaolinit, a cărui structură încă nu a putut fi clar lămurită. Cinetica acestui proces a fost studiată în 1957 de Brindley și Nakahira (69), care au descris-o în mod satisfăcător ca o reacție de ordinul I cu o energie de activare de 65 kcal/mol. La o nouă încălzire, din metacaolinit se dezvoltă o fază intermediară, cu structură spinelică ($2Al_2O_3 \cdot 3SiO_2$). În continuare, din spinel, prin cedare de SiO_2 și, printr-o transformare orientată, se formează structura mulitului. O confirmare a acestei succesiuni de reacții o constituie orientarea mulitului, constatată pe cale röntganografică și electronoptică de către Comer (70) și Gehlen (72), precum și de către Müller și Hesse, prin studiul descompunerii caolinitului, cu ajutorul analizelor în infraroșu (după 72).

În condiții de echilibru, așa după cum s-a amintit, temperatura eutecticului ternar este la 985°C, pentru porțelanul potasic, respectiv la 1050°C, în cazul porțelanului sodic. La aceste temperaturi, apare o primă fază lichidă ternară, de compoziția eutecticului E. În cazul feldspaților miști, între 985 și 1050°C, teoretic, are loc topirea întregii cantități de feldspat, împreună

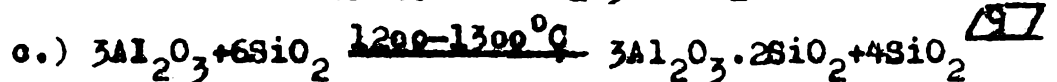
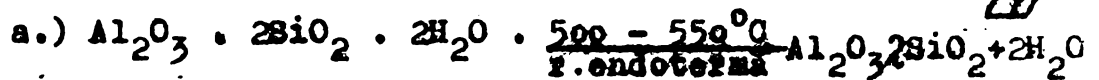
cu o parte din SiO_2 , prezent în amestecul de materii prime. Prin ridicarea temperaturii, compoziția fazei lichide se deplasează de-a lungul curbei E_1 (în sistemele ternare componente), fig. 3 și 4, E_1E_1' (sist. cuaternar), fig. 13, îmbogățindu-se succesiv în SiO_2 . Cantitatea de SiO_2 necesară, prezentă în amestecul de materii prime, se găsește atât sub formă de SiO_2 amorf, provenit prin disocierea în fază solidă a metacaolinitului, cât și sub formă de SiO_2 (cuarț), existent în materiile prime.

Prin ridicarea temperaturii la 1300°C , 1350°C și 1400°C , topitura se îmbogățește mult în SiO_2 și are o compoziție foarte acidă, corespunzătoare punctelor C, C' și C'' (fig. 3, 4 și 24-27), situate la intersecția izotermelor respective cu curba limită. După trecerea timpului necesar pentru stabilirea echilibrului la aceste temperaturi, toată cantitatea de SiO_2 din cuarțul amestecului, trece în topitură. La stabilirea echilibrului complet, mulțitul rămâne singura fază solidă care stă în echilibru cu topitura. Cu cât topitura este mai acidă cu atât solubilitatea mulțitului în topitură este mai redusă.

Relațiile cantitative în procesul vitrifierii porțelanurilor vor fi tratate în capitolul următor.

În condițiile de neechilibru, studiul amănunțit al proceselor din timpul arderii porțelanului, sub aspectul desfășurării reacțiilor, l-a făcut Budnicov, Gheverchian, (74) și Lundin (31)

La baza concepțiilor acestor cercetători stă descompunerea totală a caolinitului conform următoarelor reacții:



Keyser, într-o lucrare mai recentă (75), cu ajutorul microscopului electronic și al difractometrului, pune în evidență modul de formare a cristalelor de mulțit rezultate din caolinul de Zettlitz, prin arderea acestuia în intervalul de temperatură de la 1400 la 1600°C .

Bejens și Hennicke (76) au sintetizat aceste transformări și reacții la formarea porțelanului în schema din fig. 14. Spre deosebire de reacțiile 7 și 8 care se desfășoară rapid, reacția 9 începe să devină măsurabilă abia la temperaturi peste 1100°C - 1200°C . Lucrările acestor autori, ca și al altora, care s-au ocupat cu cinetica reacțiilor la vitrifierea porțelanurilor în condiții de neechilibru, se bazează atât pe lucrările lui Lundin (31), cât

FORMAREA PORTELANULUI

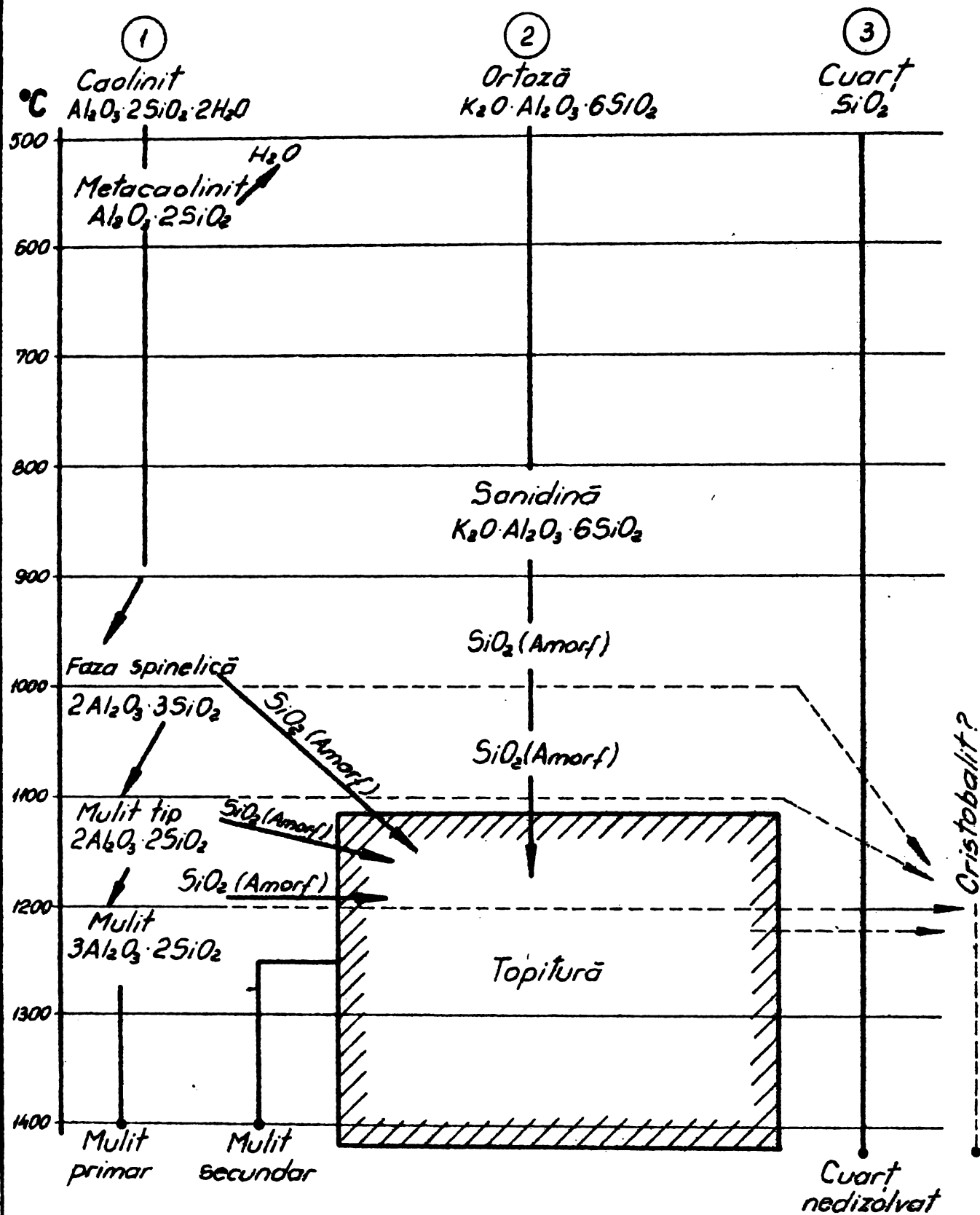


Fig. nr: 14

și pe cele ale lui Keyser (75) Jander, Tammann, Budnicov, Ginstling și Hamano, privind cinetica reacțiilor în solide.

La cinetica dizolvării cuarțului din masele de porțelan, Lundin (34) a considerat raportul $\frac{m}{m_0}$ ca o funcție a mărimii $\sqrt{\frac{Kt}{d_0^2}}$ (fig. 15)

$$\frac{m}{m_0} = f \left(\sqrt{\frac{Kt}{d_0^2}} \right) \quad \text{Io}$$

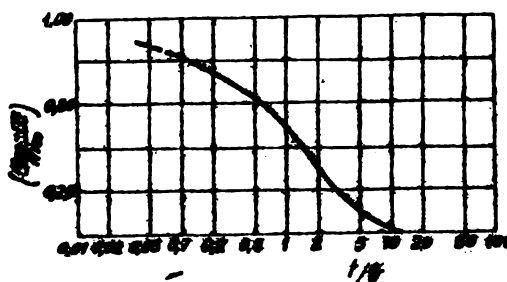
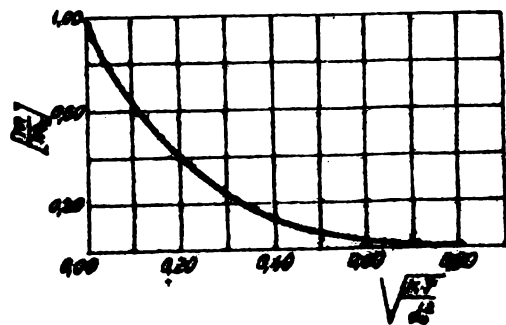


Fig.15 Cinetica dizolvării cuarțului.

Fig.16 Cinetica formării mulitului.

unde:

- m - conținutul de cuarț al masei la timpul t ;
- m₀ - conținutul de cuarț al masei la timpul t=0 ;
- d₀ - diametrul inițial al granulei de cuarț ;
- K - constanta de viteză

Deoarece relația dintre aceste două mărimi nu s-a cunoscut, valorile găsite de el pentru temperatura de 1300°C, le-a normat la o valoare K = 1,00 și a determinat astfel relația empirică de dizolvare a cuarțului în funcție de timp.

După Kenya Hamano (77 - 81) dizolvarea granulelor de cuarț în topitura feldspatică are loc după următoarea relație:

$$1 - (1-x)^{1/3} = B e^{-\frac{C}{T}} \quad \text{II}$$

unde: x - viteza de reacție (în volume)

T - temperatura de ardere (°K)

B și C - constante.

Dietsel și Padurov (82), cit și Hamano (83), studiind influența diferitelor sorturi de cuarț asupra transparenței porțelanului, ajung la concluzia că sorturile de cuarț care se dizolvă greu, duc la o proporție mai mare de mulit, iar, odată cu creșterea proporției acestuia, scade concomitent și conținutul de fază sticloasă, deci și transparența porțelanului. În masele de porțelan tare, cuarțul este dizolvat în întregime. Aceasta în scopul obținerii unui înalt grad de transluciditate.

În ce privește cinetica formării mulitului, în mod asemănător cu cea a dizolvării cuarțului, Lundin (34) a dat următoarea relație (fig. 16)

././.

$$\frac{m_{\infty} - m}{m_{\infty}} = f\left(\frac{t}{\theta}\right) \quad (12/)$$

unde:

- m_{∞} - conținutul de mulit la terminarea reacției
- m - conținutul de mulit la timpul t
- θ - constanta de viteză

S-a considerat $\theta = 1$ atunci când s-a format 50 % din cantitatea posibilă de mulit dintr-un amestec format din caolin și feldspat în raportul de 2:1.

Konopicki (84) arată că între topitura feldspatică și agregatele cristaline de la disocierea termică a caolinului are loc o reacție analoagă reacției ce se petrece în blocurile de șamotă pentru cuptoarele de topit sticlă. Se formează un strat reactiv produs de elementele alcaline ale topiturii.

3. Microstructuri ceramice (85 - 87)

La caracterizarea materialelor, microstructura este criteriul de bază. În general, materialele au o structură internă și nu o omogenitate continuă. Ca urmare, în practica științifică și inginerescă este avantajos să asociem noțiunea de microstructură cu heterogenitatea materialelor policristaline și polifazice din categoria cărora face parte și porțelanul (3).

Pentru a sublinia importanța microstructurii porțelanului, în câteva cuvinte prezentăm problematika generală a ceramicii privită din acest unghi. Se pleacă de la anumite materii prime; se aplică anumite procese tehnologice care provoacă o reordonare și transformare a materiei; se obțin anumite produse chimice cu compoziție și microstructură determinată; proprietățile fizice și chimice ale produselor finite depind de această compoziție și microstructură.

În acest cadru foarte schematic intră toate interrelațiile ce formează obiectul investigațiilor ceramice.

Amplificând puțin schema de mai sus observăm că problemele ceramicii pot fi grupate în următoarele categorii:

- studiul mineralogic, chimic și fizic al materiilor prime naturale și sintetice, din amestecarea cărora, după criterii chimice, tehnologice și economice rezultă masele ceramice.

- studiul reorganizărilor și interacțiunilor ce au loc în sistemele maselor formate, din momentul amestecării și până la obținerea produselor fasonate, crude. Când se întrebuintează procedee tradiționale de fasonare (strungire, turnare, presare), în această

././.

etapă se obține o microstructură provizorie, care ulterior, prin ardere, va da naștere la cea definitivă.

- studiul transformărilor din timpul uscării și arderii produselor fasonate și influența acestor procese asupra microstructurii finale a produselor realizate.

- studiul cantitativ al compoziției fazale și a microstructurii produselor finite.

- studiul relațiilor cantitative ce există între compoziție, parametrii microstructurali și fiecare din proprietățile produselor finite.

După cum se poate observa, la capătul acestei secvențe logice se obțin proprietățile produselor finite, adică cele care definesc întrebuințarea lor și în ultima instanță, valoarea lor.

În gândirea ceramică actuală, se tinde a se lăsa fix, ca obiectiv de atins, acest foarte important punct final al proprietăților și, plecând de la el, în sens invers, spre origine, prin complexe legături ale multiplelor inter-relații existente, se decide alegerea materiilor prime. După cum este ușor de imaginat, multe din aceste legături, multe din aceste relații, în drumul nostru invers, lipsesc, sau sînt rău definite. Revine cercetării ceramice sarcina de a deschide căi noi - la început de ordin calitativ și apoi de ordin cantitativ -, care să permită trecerea de-a lungul acestui labirint complex de relații, care leagă strîns alegerea, dozarea și prepararea materiilor prime de proprietățile produselor finite care apar pe piață sau în industrie.

După Garcia Verduch (89-89), pentru a avea o privire clară și de ansamblu asupra problemelor, este necesar să distingem existența următoarelor microstructuri:

- a.) microstructură provizorie
- b.) microstructură definitivă
- c.) microstructură degradată

și legătura dintre acestea și proprietăți.

3.1. Microstructura provizorie, cea a pieselor fasonate crude, este primul punct asupra căruia ne îndreptăm atenția. Această primă microstructură este condiționată de o mulțime de factori, cum sînt: natura materiilor prime și textura lor (granulația) fenomenele de suprafață, efectele anisodimensionale ale particulelor, relațiile cantitative ale amestecurilor, prezența lichidelor de amestecare și a aerului, a electroliților, aglomerarea sau dispersarea, condițiile mecanice de omogenizare a componentelor masei, sau produsului fasonat, etc.

Din punct de vedere al științei ceramice, fiecăruia din acești factori ce condiționează compoziția și microstructura provizorie, trebuie să-i acordăm importanța cuvenită. Acești factori, de natură așa de diferită, reprezintă factorii condiționali ai microstructurii provizorii. Exemple: sistemul caolin - apă, tixotropia barbotinelor, comportarea la fasonare a pastelor, etc.

În piesele ceramice deja fasonate și uscate, mineralele componente ocupă poziții reciproce definitive, în vederea reacțiilor chimice, atât în fază solidă, cât și în prezența topiturii care se formează în timpul procesului de ardere.

Microstructura produsului umed, proaspăt fasonat, împreună cu factorii săi geometrici, impun condiții precise de uscare, fără respectarea cărora, produsul se rebutează. De asemenea, microstructura și geometria produselor uscate, condiționează viteza de difuziune a gazelor, necesare pentru ca să aibă loc importantele reacții de oxido-reducere, din timpul arderii produselor, sub influența atmosferei cuptorului.

Tot în cadrul microstructurii provizorii, la fel de importantă este poziția reciprocă a mineralelor componente, ce reacționează între ele, ca și morfologia capilarelor necesare eliminării gazelor și vaporilor în timpul proceselor de uscare și ardere.

3.2. Microstructura definitivă : cea a produsului ars și răcit la temperatura ambiantă, este al doilea punct asupra căruia ne îndreptăm atenția. Evident, microstructura definitivă a produselor se obține prin transformarea microstructurii provizorii mai cu seamă prin concursul acțiunilor de ordin chimic, cum sînt:

- descompunerea compuşilor cristalini (descompunerea caolinului);
- reacțiile în faze solide (formarea mulitului primar în masele de porțelan);
- formarea de faze lichide (topirea feldspatilor în timpul arderii porțelanului);
- dizolvarea în faze lichide (dizolvarea cuarțului în sticlele feldspatice);
- reacții cu intervenția fazelor gazoase;
- nucleația (formarea mulitului și a cristobalitului secundar);
- formarea de soluții solide, etc.

Natural, toate aceste transformări sînt dirijate de legi termodinamice, care marchează sensul reacțiilor și de legi cinetice, care ne dau indicații asupra vitezei reacțiilor.

Decă se ține seama că în anumite cazuri, așa cum a

aratat Mellor (90), ceramica se poate defini ca o chimie a reacțiilor incomplete, unde, spre deosebire de chimia preparativă, interesează mai mult aspectele morfologice, decât randamentele reacțiilor dintre specii chimice determinate, va trebui să acceptăm faptul că este esențială cunoașterea aspectelor cinetice ce guvernează mersul acestor transformări complexe, pentru ca, în ultimă instanță, să decidem programul tratamentului termic care să conducă la compoziția și microstructura dorită a produsului ars.

Ansamblul reacțiilor și proceselor care au loc, în timpul arderii produselor ceramice poate fi înglobat în denumire comună de factori transformatori ai microstructurii provizorii în microstructura definitivă.

Considerăm necesar a sublinia aici că factorii condiționanți ai microstructurii provizorii sînt în special cei geometrici și mecanici; lor însă trebuie să le alăturăm și factorii de natură chimică, cum sînt schimbul cationic și anionic, natura fluidifiantilor și coagulanților, etc. Fără îndoială factorii care condiționează microstructura definitivă au un caracter eminate chimic; factorii fizici privesc doar schimbul de căldură și transferul fazelor gazoase care apar în timpul procesului de ardere.

Vorbind de microstructura definitivă a produselor ceramice, așa după cum am amintit, ea reprezintă microstructura produselor finite, date industriei sau pieții. Dar în timpul utilizării, sub acțiunea diversilor agenți, sau medii agresive, multe produse ceramice suferă procese degenerative; se formează un nou tip de microstructură:

3.3. Microstructura degradată

Cînd produsele ceramice se expun acțiunii unor condiții nefavorabile (solicitări mecanice de durată, șocuri termice - îngheț-dezghet, iradiatii, medii agresive) are loc o degenerare a microstructurii definitive și, ca urmare, o degradare a proprietăților ei.

Pentru a prevedea și interpreta durabilitatea produselor, trebuie cunoscută seria fenomenelor ce apar la degradarea lor. De obicei noțiunea de durabilitate se asociază cu timpul cît un produs poate fi utilizat, fără ca să-și piardă caracteristicile de calitate prestabilite.

În prezent, produselor trebuie să li se asigure, nu numai proprietăți din ce în ce mai bune, ci și durate de utilizare cît mai lungi, în condiții cît mai nefavorabile.

A fabrica un produs ceramic, presupune a trece de la un material cu slabă rezistență, la unul solid și compact. Degradarea unui produs ceramic presupune chiar contrariul, adică trecerea de la un material rezistent, la unul mai puțin rezistent. Dacă, în primul caz, cel puțin teoretic, putem dirija factorii ce asigură realizarea unor produse cu proprietăți optime, din contră, în cazul degradării, condițiile de degradare sînt de obicei necunoscute.

Complexul de factori de natură chimică, mecanică, electrică, termică, care influențează negativ integritatea produselor ceramice, în timpul utilizării lor, se numește complexul factorilor degeneratori ai microstructurii definitive.

O altă sarcină este aceea a stabilirii relațiilor ce există între microstructura definitivă și proprietățile produselor finite (în măsura în care are loc degenerarea microstructurii, se degenează și proprietățile), optimizînd microstructura, optimizăm proprietățile.

Acest fapt ne arată cît de importantă este cunoașterea aprofundată a relațiilor cauză-efect, care leagă cele două aspecte.

3.4. Caracteristicile microstructurale -necesitatea definirii lor

Prin marele număr de variabile, problemele ceramice sînt complexe, în studiul lor deosebim două grupuri de variabile:

- Variabile tehnologice, ce intervin în cadrul fabricației: compoziția pastelor, timpul de măcinare, umiditatea produselor fasonate, gradul de vacuumizare, procedeul de fasonare (turnare strănuie, presare), condițiile de uscare, glazura și glazurarea, timpul de ardere, temperatura de ardere, atmosfera cuptorului, etc. Ele sînt complet inadecvate a fi utilizate ca variabile independente în explicarea diferitelor teorii asupra proprietăților fizice ale produselor finite.

- Variabile fizice. Urmărind un anumit proces de fabricație, se obțin anumite produse cu proprietăți fizice definite și perfect măsurabile cum sînt: modulul de elasticitate, dilatarea, constanta dielectrică, permeabilitatea etc. Cu ajutorul graficelor sîntem tentați a stabili relații cauză-efect între variabilele tehnologice și cele fizice. Deoarece variabilele tehnologice sînt foarte schimbătoare, aceste grafice sînt inadecvate.

Buessen (92) clarifică această situație, indicînd că dintre cele două grupe de variabile lipsește o verigă intermediară care este cea corespunzătoare însuși solidului cristalin, caracterizat prin fașole sale, prin compoziție, mărimea și forma granulelor,

densitate și textură, toate mărimi măsurabile, adică definite prin microstructura proprie fiecărui produs.

Pentru explicarea oricărei teorii a proprietăților fizice ale materialelor policristaline, variabilele independente trebuie să fie în mod necesar cantități măsurabile, derivate din compoziția și din microstructura solidului ceramic finit. Din această cauză este necesar a ne concentra atenția pentru stabilirea cu cea mai mare precizie a unei imagini cantitative, ^{și} microstructurii, ceea ce desigur nu este ușor. Pentru a obține această imagine presupunem că cristalele care compun microstructura au aceleași proprietăți ca și monocristalele respective, ce s-au studiat separat. Această simplificare nu este întotdeauna admisibilă, datorită prezenței impurităților, cât și defectelor de rețea, ca urmare a condițiilor din timpul creșterii lor.

Odată făcută această simplificare, trebuie să luăm în considerare numărul fazelor cristaline (și geometria lor), inclusiv porozitatea (și geometria porilor), concentrația fiecăreia din ele și simetria fazelor cristaline prezente, deci corelația structură-simetrie-proprietate. ⁽⁹⁻²⁵⁾ Când există faze anizotrope, sau amestecuri de faze izotrope, au loc interacțiuni de tip termomecanic, care modifică proprietățile intrinseci ale solidului care le conține.

Difuziunea în solidele policristaline este mai accentuată decât în cazul monocristalelor. Drept urmare, în solidele policristaline, în jurul granulelor sînt prezente margini de reacție, care modifică substanțial proprietățile produselor. Pe de altă parte, aceste margini de reacție sînt sediul tensiunilor microfisurilor și impurităților ce ridică valoarea energiei libere locale și, ca atare, rezistențele chimice la coroziune și cele mecanice ale produselor respective scad.

La studiul microstructurilor trebuie să se ia în considerare diversele relații geometrice și energetice care stabilesc coexistența granulelor și fazelor componente.^{x)}

În ce privește caracterizarea microstructurilor, practic, se poate spune că microstructura începe acolo unde microscopul electronic reușește să pună în evidență neomogenitățile

^{x)} În terminologia microstructurală, granulă înseamnă un volum de substanță monocristalină și nu, de exemplu, o granulă de șamotă constituită, la rîndul ei, din alte volume cristaline, incluse într-o masă fundamentală sticloasă.

dintr-o structură continuă (ex. nucleația sticlei) și se extinde pînă la mărimi de granule observabile cu lupa (ex. granule abrazive dintr-un liant ceramic).

Din punct de vedere microstructural, porii trebuie să fie considerați ca o fază adițională de compoziție zero.

Factorii geometrici care intervin în microstructură sînt:

- mărimea granulelor constituente;
- forma acestora ;
- orientarea preferențială

În cazul în care există mai mult de o fază, trebuie să adăugăm:

- proporțiile fiecăreia din fazele prezente;
- modul de interdistribuție ^{relativă} a acestora.

După cum se știe, cantitățile relative ale fazelor prezente, sînt dirijate de legile echilibrelor termice de faze, iar cantitățile fazelor se pot calcula cu ajutorul diagramelor de fază corespunzătoare, cu excepția porozității care are compoziția zero și care, fiind o fază, din punct de vedere microstructural, nu are importanță în cadrul echilibrelor termice.

Așa cum cantitățile fazelor sînt guvernate de echilibre chimice, factorii geometrici care definesc interdistribuțiile în spațiul diferitelor faze, corespund la ceea ce am putea numi echilibre geometrice. Acestea sînt guvernate de energiile interfaciale, care reglează creșterea cristalelor și modificarea formei lor.

Cînd un material polifazic (de exemplu; de tipul porțelanului), se menține la o temperatură constantă, pe toată durata timpului de creștere a componentului cristalin valoros, în general, se observă o dezvoltare a acestuia (ex. mulitul sau cristobalitul secundar). Dacă în acelaș timp se determină cantitățile relative ale fazelor existente, se constată că, după un anumit timp, ele nu vor mai varia, pentru că s-a atins echilibrul chimic. Dar se constată, în schimb, o creștere a cristalelor, ceea ce este un indiciu că echilibrul geometric nu s-a atins. Este destul de comun faptul că echilibrul chimic se atinge cu mai mare ușurință decît echilibrul geometric.

În general, fenomenul de creștere a cristalelor este mai lent și mai complicat în sistemele polifazice, decît în cele monofazice. Explicația constă în considerații de ordin energetic.

Toate aceste aspecte ne fac să ne gîndim la diversitatea microstructurilor pe care, în mod necesar, le ia solidul ceramic în timpul ardării. Într-o primă perioadă, variază proporția relativă a fazelor sale, pînă ce se atinge echilibrul chimic și

apoi, în ultima perioadă, microstructura se definitivează, apropiindu-se de echilibrul geometric.

Considerații asupra microstructurii porțelanurilor străine în comparație cu cele ale porțelanurilor românești, a făcut E. Stoicovici, în colaborare cu autorul (24). Așa cum am arătat în lucrarea noastră, abaterile de la echilibru, din cauza inerției reacțiilor din sistemele silicaticе, nu surprind, ci, mai degrabă, explică în mod convingător importanța cineticii lor, așa cum a făcut-o Lundin (31).

După Schuller (73), care a studiat în mod sistematic formarea microstructurii porțelanului, în funcție de compoziție și de condițiile de ardere, mulitul se prezintă sub formă lamelar-alungită (cel primar rezultat din caolinit) și sub formă aciculară (cel secundar rezultat din topitură). Aceste două forme sînt cazuri limită la trecerea germenilor de mulit, formați din caolinit în cristalele de mulit bine individualizate.

Gordon și Chu (43) și colectivul Garcea Verduch (88) și, mai recent, Berger Iris (96), arată că, în condiții de neechilibru, fiecare masă de porțelan se caracterizează prin următoarele șapte elemente microstructurale:

- mulit primar, în solzi;
- mulit secundar, acicular;
- cuarț rezidual
- fază vitroasă I, cea din jurul mulitului secundar;
- fază vitroasă II, din jurul granulelor de cuarț, bogată în SiO_2 și fără mulit acicular;
- pori și bule;
- microfisurii, care pot fi marginale, interne, și în masa fundamentală (97-99).

Una din caracteristicile structural-texturale, de ansamblu, a porțelanului, este greutatea specifică. Ea variază între 2,20 și 2,65 și va fi cu atît mai scăzută, cu cît vitrifierea va fi mai completă. Greutatea specifică a celor mai mulți silicați în stare vitroasă este mai scăzută decît în stare cristalină, așa cum se vede în următoarele exemple, date în tabelul nr.1.

Greutatea specifică a porțelanului este de asemenea influențată de compoziția sa chimică și de procedeul de fabricație. Lucrări sistematice asupra dependenței dintre greutatea specifică și temperatura de ardere a porțelanului, au făcut Bleininger și Stull (100).

Pentru a conferi porțelanului o bună rezistență la vid, el trebuie să fie compact, compactitatea fiind definită de

Tabelul nr.1. Greutatea specifică (gr/cm³) a unor silicați (99)

Mineralul	Starea cristalină	Starea vitroasă
cuarț	2,649	2,203
tridimit	2,262	2,203
ortoză	2,560	2,370
mulit	3,156	2,540
leucit	2,470	2,440
albit	2,610	2,382
anortit	2,765	2,700

raportul: $\frac{\gamma_a}{\gamma}$; unde γ_a este greutatea specifică aparentă.

Acest raport este totdeauna subunitar și ajunge la valoarea 1 numai în cazul materialelor lipsite complet de pori.

La porțelan, porozitatea totală P, dată de relația:

$$P \% = \left(1 - \frac{\gamma_a}{\gamma} \right) \cdot 100 \quad (14)$$

se deosebește puțin de porozitatea aparentă P_a , deoarece porii închiși se găsesc doar în proporție de 5-6 %.

O caracteristică importantă, înrudită, care reflectă și gradul de vitrifiere a porțelanului, este absorbția apei (A%). Valoarea ei pentru porțelanul utilizat în tehnica vidului trebuie să fie practic zero (18).

În evoluția microstructurii intervin diferiți factori și fiecare din ei acționează după o cinetică proprie. Microstructura definitivă, care se atinge în anumite condiții determinate de compoziție și de ardere, depinde de *statistica* vitezelor proceselor parțiale ce intervin.

În masele de porțelan tare se urmărește dizolvarea în întregime a cuarțului. Aceasta în scopul obținerii unei dilatări uniforme și a unui înalt grad de transluciditate.

Vaporii de apă și oxidul de carbon din atmosfera cup-torului afectează procesul de vitrifiere. Vaporii de apă, dizolvându-se în topitura de feldspat, reduc vâscozitatea și, ca urmare, măresc viteza de vitrifiere.

Atmosfera reducătoare se întrebuintează curent în tehnologia porțelanului, deoarece contribuie la trecerea fierului în formă bivalentă incoloră, care, totodată, mărește viteza de vitrifiere, deoarece Fe^{2+} reduce vâscozitatea mai mult decât Fe^{3+} .

O încălzire rapidă duce la o creștere a porozității

././.

ce se concretizează în fabricația porțelanului prin defectul de bășicare. Acest defect este cauzat de dizolvarea gazelor, provenite în special din feldspați (101-108), în sticla feldspatică. Defectul de bășicare reduce transluciditatea produsului și rezistența mecanică.

Ca atare, masele de porțelan utilizate în tehnica vidului se vor arde după o diagramă lungă.

4. Proprietățile produselor de porțelan rezistente la vid. (17 - 19, 109)

Proprietățile produselor ceramice sînt indisolubil legate de microstructurile lor și relațiile cantitative între acestea se pot stabili numai cînd microstructura o putem exprima în mod fidel prin parametrii microstructurali cantitativi.

Stabilirea relațiilor cantitative între microstructură și seria de proprietăți, este probabil obstacolul cel mai important al științei ceramice, datorită, în mare parte, dificultăților de a o defini prin anumite caracteristici microstructurale, cu semnificații asupra unora sau altora din proprietăți. O altă dificultate este aceea că sistemele ceramice comune sînt formate din faze variate. Dar, chiar în cazul sistemelor simple, constituite din agregate policristaline, monofazice, anizotrope, este imposibil de a aplica într-o anumită zonă, principiile elaborate de fizicieni solidiști pentru cristalele de înaltă puritate (88).

Pentru utilizarea corectă a oricărui material, trebuie să i se cunoască principiile proprietăți. Principiile de determinare ale acestora sînt, în general, identice. Metodele de încercare sînt însă diferite. Pentru porțelanul rezistent la vid, sînt importante rezistența mecanică și dilatarea.

4.1. Rezistența mecanică

Rezistența unui material, adică totalitatea eforturilor unitare care iau naștere în masa materialului, cînd asupra lui acționează o sarcină exterioară, depinde de energia legăturilor dintre elementele sale constituente, de numărul legăturilor din unitatea de volum și de orientarea lor în spațiu, în raport cu direcția de acțiune a sarcinii precum și de numărul de defecte din unitatea de volum a materialului (defecte de rețea, fisuri, pori).

Materialele ceramice sînt caracterizate prin lipsă, sau minimum, de ductilitate, adică sînt fragile, cît și prin valori mari ale raportelor între rezistență și densitate și între modulul de elasticitate și densitate, ceea ce le face să prezinte un

foarte mare interes tehnic. Responsabile de fragilitatea materialelor ceramice sînt microstructurile respective și, în primul, rînd defectele macroscopice (porozitatea, defectele de suprafață) și microscopice (dislocații, vacanțe, atomi interstițiali și interacțiunile lor)

Materialele fragile, la temperatura ambiantă și supuse la o anumită sarcină, prezintă o curbă caracteristică ca cea din fig. 17, care reprezintă grafic, într-un sistem de axe perpendiculare variația efortului unitar σ ce ia naștere în epruveta de portelan în funcție de deformația ϵ .

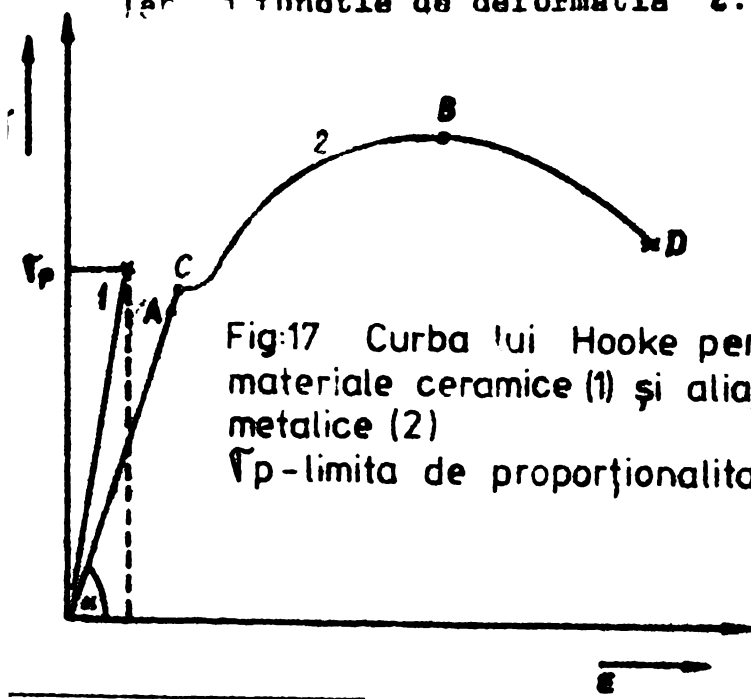


Fig:17 Curba lui Hooke pentru materiale ceramice (1) și aliaje metalice (2)
 σ_p - limita de proporționalitate

Din fig. se observă că, în domeniul elastic, efortul unitar (σ) și deformația (ϵ) sînt direct proporționale între ele (legea lui Hooke):

$$\epsilon = E\sigma \quad (15)$$

E fiind modulul lui Young exprimat în kgf/cm^2 .

Privind microfotografiile secțiunilor prin masele de portelan, ne dăm seama că principalii factori care influențează rezistența mecanică a acestora sînt:

- forma și mărimea porilor;
- natura fazelor cristaline din masa fundamentală sticloasă;
- forma și mărimea fazelor cristaline, oft și dispersia acestora în masa fundamentală;
- dilatarea reciprocă a fazelor (tensiunile structurale);
- forma epruvetelor;
- rugozitatea suprafețelor;
- mediul înconjurător, etc.

Studiul rezistenței materialelor ceramice heterogene este foarte complex. Ca urmare, interacțiunea factorilor se poate studia numai calitativ. În continuare, vom lua în considerare numai primii doi factori.

Porozitatea. Cercetarea factorului porozitate asupra rezistenței materialelor ceramice complexe s-a făcut relativ tîrziu de Dinsdale și Wilkinson (110), utilizînd relația lui Coble și Kingery (111),

Dependența rezistenței de porozitate este o funcție exponențială de forma:

$$\sigma = \sigma_0 \cdot e^{-bP} \quad /16/$$

unde: σ este rezistența la porozitatea P,
 σ_0 este rezistența la P = 0,

b - constantă care are valoarea 3,9, pentru faianță ($\sigma_0 = 1260 \text{ kg/cm}^2$) și 3,6 pentru porțelanul fosfatic ($\sigma_0 = 1300 \text{ kg/cm}^2$).

Dacă pentru porțelanul obișnuit se presupune $b=3,8$, din calcul rezultă că la o modificare a porozității cu 1%, rezistența porțelanului scade cu 3,9% (112).

Porii fini, închiși, uniform repartizați, au o influență favorabilă asupra dezvoltării uniforme a mulitului secundar, microcristalin și, deci, asupra creșterii rezistenței porțelanului. Aglomerarea porilor și porii de dimensiuni mari scad mult rezistența porțelanului, ei contribuind la formarea mulitului secundar, bine individualizat, fiind totodată și concentratori de tensiuni și, prin aceasta, fragilitatea porțelanului (113). Fasonarea prin turnare contribuie la apariția porilor, mai ales când se lucrează cu barbotină nedezaerată. Deci la elaborarea geometriei oricărui articol din porțelan, se va avea în vedere ca partea solicitată mecanic să fie lipsită de pori. În fig. 18, redăm dependența rezistenței la încovoiere, de porozitate a unei mase de por-

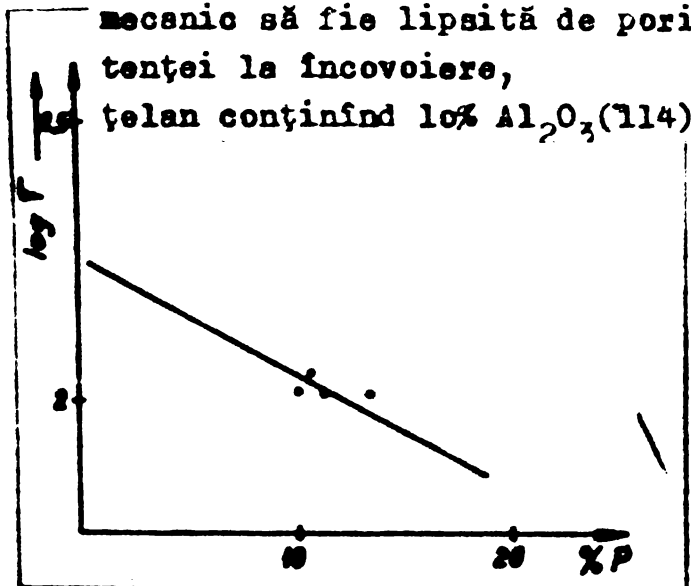


Fig. 18 Dependența rezistenței la încovoiere, de porozitatea a unei mase de porțelan conținând 10% Al_2O_3 .

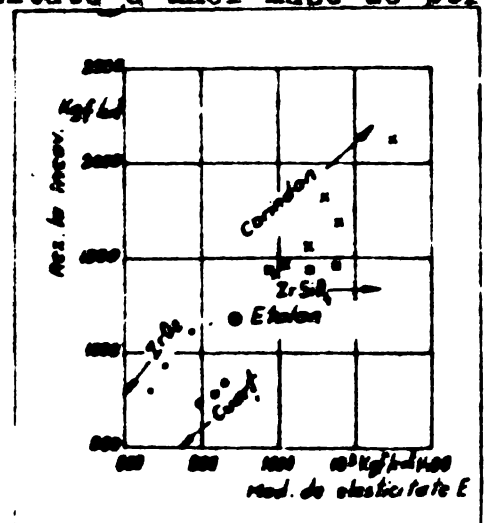


Fig. 19 Dependența rezistenței la încovoiere de modulul de elasticitate a diferiților oxizi și compuși oxidici, din masele de porțelan, conținând 55% caolin, 10% argilă, 35% feldspat potasic, și pînă la 30% diverși oxizi și compuși oxidici (arse la 1400°C în cuptor tunel).

Din fig. 18 rezultă că o micșorare a porozității duce la creșterea rezistenței. Porozitatea fiind funcție de temperatura și timpul de ardere pentru masele de porțelan rezistente la vid, este necesar a se elabora diagrame optime de ardere.

Natura fazelor cristaline din masa fundamentală sticloasă (115-117).

Dacă se face abstracție de tensiunile interne, rezistența mecanică a porțelanului crește cu valoarea modulului de elasticitate a fazelor cristaline din masa fundamentală sticloasă, așa cum rezultă din fig. 19 (118).

Față de cuarț, mulitul are o acțiune asupra creșterii rezistenței de 6-8 ori mai mare (112). Efecte favorabile are și cristobalitul secundar (119-121). Illyn a observat că rezistența mecanică a maselor de porțelan conținând volastonit, depinde de orientarea cristalelor de volastonit (117, 122), masele fasonate prin turnare având o rezistență mai scăzută decât cele realizate prin extrudare. Glasura ducând la îmbunătățirea suprafeței porțelanului, deci la eliminarea unor defecte, superficiale, are întotdeauna un efect pozitiv asupra rezistenței mecanice. Atât ea, cât și masa fundamentală, având modul de elasticitate mai reduși decât fazele cristaline dispersate, vor fi primele componente ce preiau eforturile mecanice. Deci o îmbunătățire a compoziției lor crează posibilitatea realizării unor materiale cu rezistențe superioare. Un studiu critic asupra teoriilor privind influența tensiunilor structurale asupra rezistenței mecanice a materialelor ceramice, a făcut Schuller și Stärk (123).

4.2. Dilatarea termică. Pe lângă proprietățile mecanice, porțelanul utilizat în tehnica vidului trebuie să corespundă, din punct de vedere al proprietăților termice. Astfel, pentru realizarea unui vid înaintat, incintele de porțelan sînt încălzite și supuse la variații de temperatură. Asupra importanței dilatării porțelanurilor, oft și despre influența diferiților componenți și factori asupra coeficientului de dilatare, sau scris multe lucrări (124-126). Rezultatele sînt aparent contradictorii, fiindcă multe din anomaliile ce apar pot fi explicate luînd în considerare microstructurile provizorii și definitive ale maselor, condiționate de factorii cinetici ce influențează procesele de ardere.

În general, componenți cristalini ai porțelanului vor avea coeficienți de dilatare mai ridicați decât a fazelor vitroase respective, iar fazele vitroase însăși vor avea coeficienții de dilatare diferiți, în funcție de compoziția lor chimică, și de tendința de cristalizare. (127).

II. PARTEA TEORETICO-EXPERIMENTALĂ

1. Tratarea matematică

1.1. Calculul maselor teoretice din porțelan din sistemul $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$. Se cunoaște, că modelul reprezintă o aproximație mai mult sau mai puțin fidelă a realității. Deoarece generalul există în fiecare fenomen particular, actualizarea științei ceramicii a devenit indispensabilă procesului de cunoaștere, apropiindu-ne mai bine de realitate. Prin tratarea matematică a problemei, unită cu logica și experimental, beneficiem de întregul arsenal metodic al științei (128,129). Necesitatea simplificărilor se impune din cauza complexității materiilor prime utilizate în experimentări.

Masele de porțelan, teoretice, compuse din metacolin (Cm), feldspat potasic (F_K), feldspat sodic (F_{Na}), și cuarț (S), posibile din punct de vedere tehnologic au fost încadrate în următoarele limite procentuale:

$$\begin{array}{l} 50\% \leq Cm \leq 70\% \\ 5\% \leq F_K + F_{Na} \leq 45\% \\ 5\% \leq S \leq 45\% \end{array} \quad \text{[17]}$$

raportul $F_{Na} : F_K$ este 1:1

Pentru o cercetare sistematică s-a ales un pas pe 5%, obținându-se astfel 51 amestecuri teoretice (fig.20).

Reprezentarea punctelor corespunzând compozițiilor chimice ale maselor din sistemul $Na_2O - K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ s-a făcut într-un sistem de coordonate oblice cu orientarea după direcția muchiilor a unui tetraedru regulat, formând un sistem drept (fig.21).

Coordonatele x, y, z reprezintă respectiv conținutul procentual în Na_2O , K_2O și Al_2O_3 . Punctele reprezentate în vârful tetraedului regulat corespund valorilor de 100% ale coordonatelor respective. Conținutul procentual în SiO_2 , notat cu t este diferența până la 100% a sumei $x+y+z$, adică $t = 100 - (x+y+z)$.

$$x + y + z + t = 100\% \quad \text{[18]}$$

Așa cum rezultă din tabelul nr.2 în funcție de conținutul de feldspati, respectiv de $\%K_2O + Na_2O$, masele teoretice s-au împărțit în 9 grupe, fiecare din ele caracterizându-se prin constanța conținutului Na_2O (x) și K_2O (y).

Locul maselor teoretice de porțelan din sistemul $F_K (F_{Na}) - Cm - S$

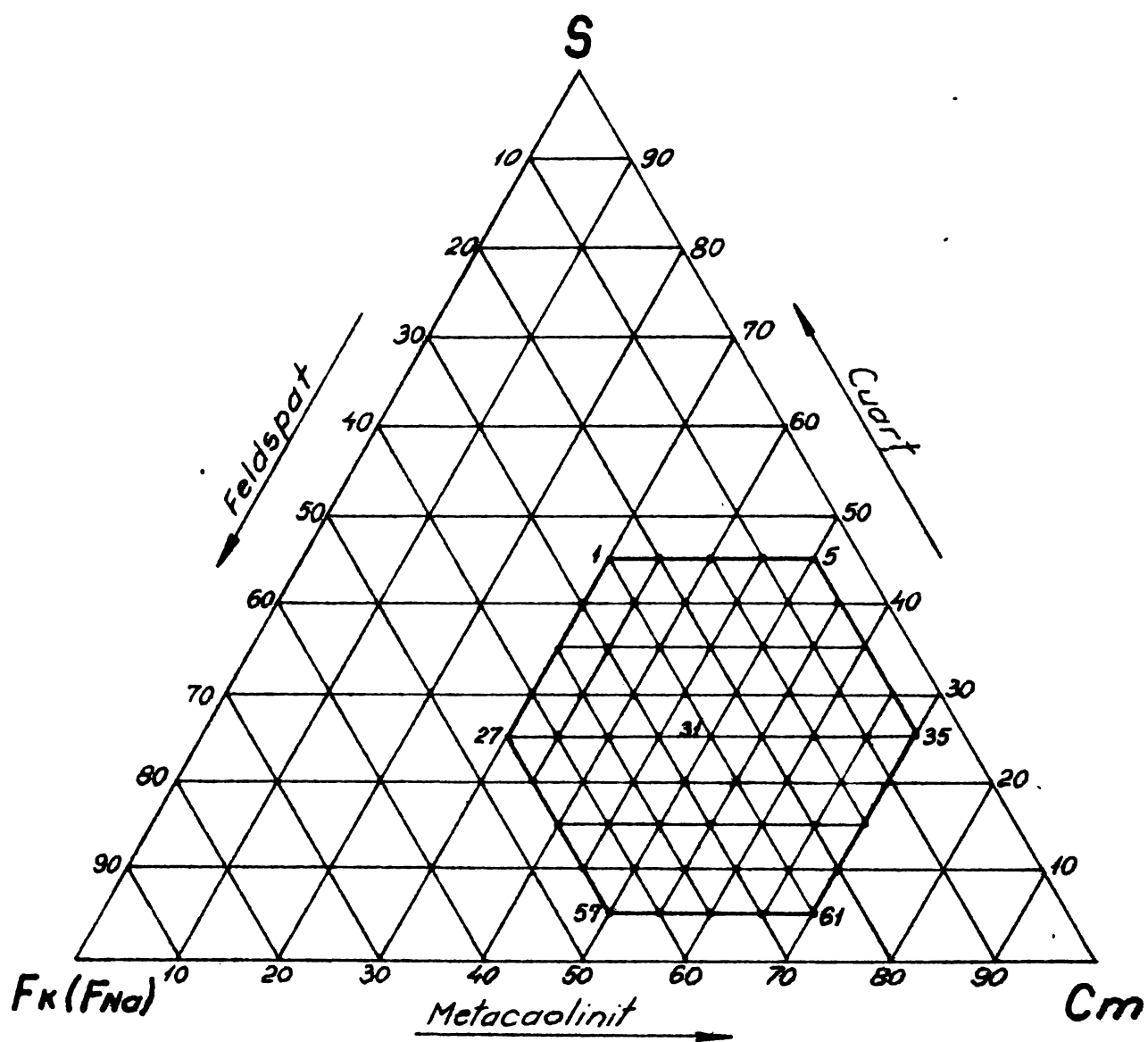


fig. nr: 20

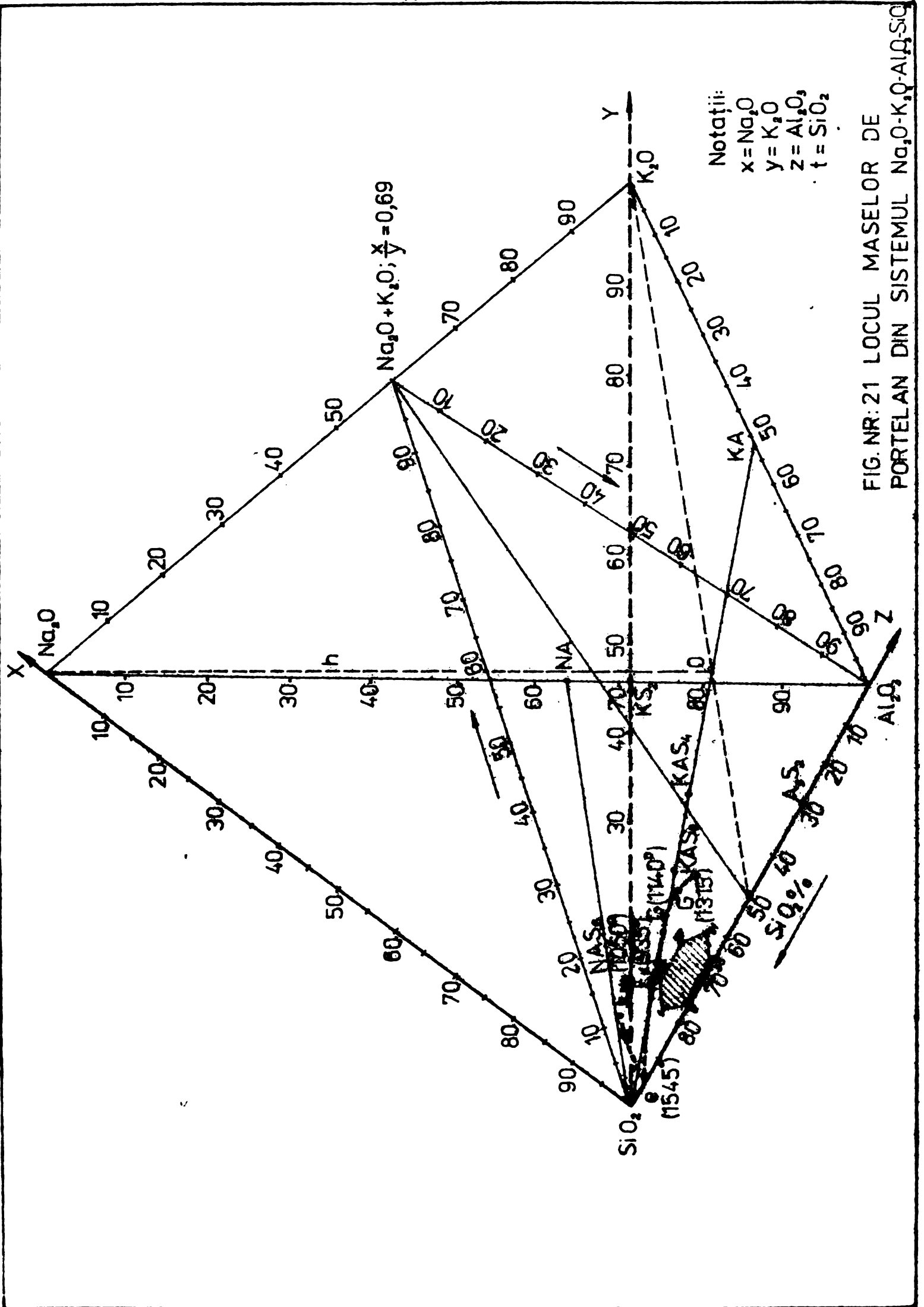


FIG. NR: 21 LOCUL MASELOR DE PORTELAN DIN SISTEMUL $\text{Na}_2\text{O}-\text{K}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$

Tabelul nr. 2 Compoziția chimică teoretică a maselor de
portelan. (3)

Nr. crt.	Nr. ma- sei	Na ₂ O x	K ₂ O y	Al ₂ O ₃ z	SiO ₂ t
<u>Δ₁ Mase cu 0,3 % Na₂O (0,72 % Na₂O + K₂O)</u>					
1.	5	0,29575	0,42325	23,9090	75,3720
2.	11	0,29575	0,42325	25,2055	73,0755
3.	18	0,29575	0,42325	25,5020	70,7790
4.	26	0,29575	0,42325	30,7985	68,4825
5.	35	0,29575	0,42325	35,0950	66,1860
<u>Δ₂ Mase cu 0,6 % Na₂O (1,44 % Na₂O + K₂O)</u>					
6.	4	0,5915	0,8465	22,5565	76,0055
7.	10	0,5915	0,8465	24,8530	73,7090
8.	17	0,5915	0,8465	27,1495	71,4125
9.	25	0,5915	0,8465	29,4460	69,1160
10.	34	0,5915	0,8465	31,7425	66,8195
11.	43	0,5915	0,8465	34,0390	64,5230
<u>Δ₃ Mase cu 0,9 % Na₂O (2,16 % Na₂O + K₂O)</u>					
12.	3	0,88725	1,26975	21,2040	76,6390
13.	9	0,88725	1,26975	23,6308	74,2122
14.	16	0,88725	1,26975	25,7970	72,0460
15.	24	0,88725	1,26975	28,0935	69,7495
16.	33	0,88725	1,26975	30,3900	67,4530
17.	42	0,88725	1,26975	32,6865	65,1565
18.	50	0,88725	1,26975	34,9830	62,8600
<u>Δ₄ Mase cu 1,20 % Na₂O (2,87 % Na₂O + K₂O)</u>					
19.	2	1,18300	1,69300	19,85150	77,2725
20.	8	1,18300	1,69300	22,2980	74,8260
21.	15	1,18300	1,69300	24,4445	72,6795
22.	23	1,18300	1,69300	26,7410	70,3830
23.	32	1,18300	1,69300	29,03750	68,0865
24.	41	1,18300	1,69300	31,33400	65,7900
25.	49	1,18300	1,69300	33,63050	63,4935
26.	56	1,18300	1,69300	35,9270	61,1970
<u>Δ₅ Mase cu 1,48 % Na₂O (3,60 % Na₂O + K₂O)</u>					
27.	1	1,47875	2,11625	18,4990	77,9060
28.	7	1,47875	2,11625	20,7955	75,6095

o	l	x	y	n	t
29.	14	1,47875	2,11625	23,6920	73,3110
30.	22	1,47875	2,11625	25,3885	71,6165
31.	31	1,47875	2,11625	27,6850	68,7200
32.	40	1,47875	2,11625	29,9815	65,4235
33.	48	1,47875	2,11625	32,2780	64,1270
34.	55	1,47875	2,11625	34,5745	61,8305
35.	61	1,47875	2,11625	36,8710	59,5340
Δ_6 Mase cu 1,77 % Na_2O (4,50 % Na_2O + K_2O)					
36.	6	1,77450	2,53950	19,4430	76,2430
37.	13	1,77450	2,53950	21,7395	73,9465
38.	21	1,77450	2,53950	24,0360	71,6500
39.	30	1,77450	2,53950	26,3325	69,3535
40.	39	1,77450	2,53950	28,6290	67,0570
41.	47	1,77450	2,53950	30,9255	64,7605
42.	54	1,77450	2,53950	33,2220	62,4640
43.	60	1,77450	2,53950	35,5185	60,1675
Δ_7 Mase cu 2,07025 Na_2O (5,033 Na_2O + K_2O)					
44.	12	2,07025	2,96275	20,38700	74,5800
45.	20	2,07025	2,96275	22,68350	72,2835
46.	29	2,07025	2,96275	24,98000	69,9870
47.	38	2,07025	2,96275	27,27650	67,6905
48.	46	2,07025	2,96275	29,57300	65,3940
49.	53	2,07025	2,96275	31,86950	63,0975
50.	59	2,07025	2,96275	34,16600	60,8010
Δ_8 Mase cu 2,366 Na_2O (5,752 Na_2O + K_2O)					
51.	19	2,36600	3,38600	21,31100	72,91700
52.	28	2,36600	3,38600	23,62750	70,62050
53.	37	2,36600	3,38600	25,92400	68,32400
54.	45	2,36600	3,38600	28,22050	66,02750
55.	52	2,36600	3,38600	30,51700	63,73100
56.	58	2,36600	3,38600	32,81350	61,43450
Δ_9 Mase cu 2,66175 Na_2O (6,471 Na_2O + K_2O)					
57.	27	2,66175	3,80925	22,27500	71,25100
58.	36	2,66175	3,80925	24,57150	68,95450
59.	44	2,66175	3,80925	26,86800	66,65800
60.	51	2,66175	3,80925	29,16450	64,36150
61.	57	2,66175	3,80925	31,46100	62,06500

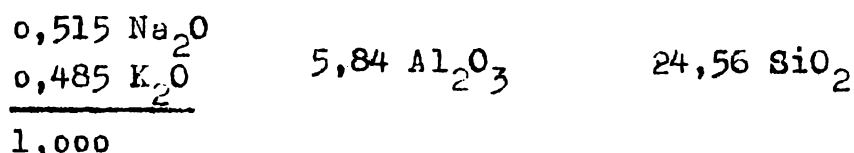
O caracteristică generală a legăturii dintre cele 9 grupe este constanța raportului:

$$\frac{x}{y} = 0,6987595, \quad (19)$$

ori aceasta reprezintă ecuația unui plan ce conține axa oZ. Deci punctele ce reprezintă masele experimentale având coordonatele din tabelul nr.2 sînt coplanare. Punctele ce reprezintă masele din cadrul unei grupe oarccare, avînd coordonatele x și y constante se vor situa pe o dreaptă Δ_i ($i = \overline{1,9}$) din planul dat de ecuația(19), paralelă cu axa oZ (fig.22).

Conturul închis, în interiorul căruia se situează toate punctele reprezentative, este un hexagon avînd vîrfurile în punctele corespunzînd maselor 1,5, 27, 35, 57 și 61.

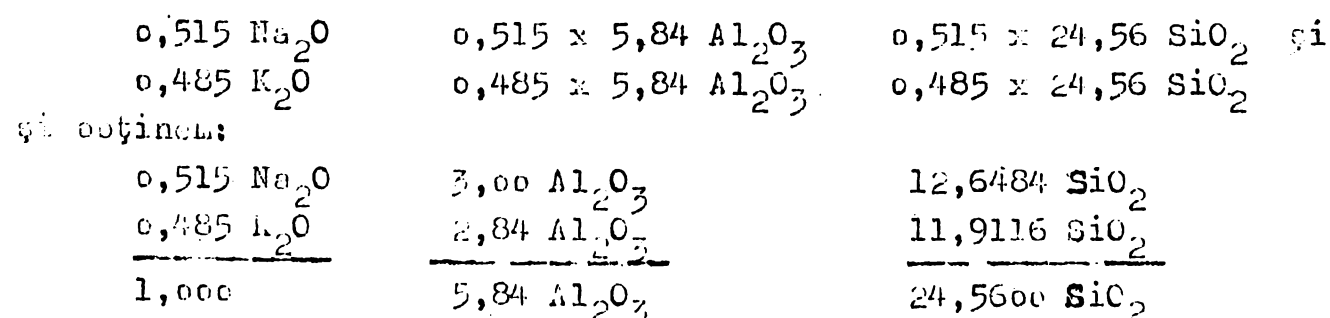
Diagramele cuaternare fiind mai puțin practice și mai puțin studiate am căutat să reducem sistemul cuaternar la două sisteme ternare, $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ și $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ fig. 23, ținînd seama de proporția acestora în sistemul cuaternar. Aceasta este dată de formula moleculară. Astfel, o masă de porțelan din sistemul $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$, compusă din 50 % metacaolinit, 25 % feldspat, sodico-potasie în raportul 1:1, și 25 % cuarț (masă 31 din tabelul 2) are următoarea compoziție moleculară (Segeer).



După cum rezultă din formulă, această masă face parte din sistemul:

$Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ în proporție de 51,5 % molare și
 $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ în proporție de 48,5 % molare.

Deoarece, proporția componentilor, din diagramele de faze se exprimă în procente greutate, este necesară transformarea formulelor moleculare și găsirea coordonatelor maselor aparținînd la cele două sisteme ternare componente. Aceasta se face în următoarele etape: Se descompune formula moleculară globală în cele două sisteme componente:



Se înmulțesc ambele formule moleculare ale fiecărui oxid cu fracțiunile me-

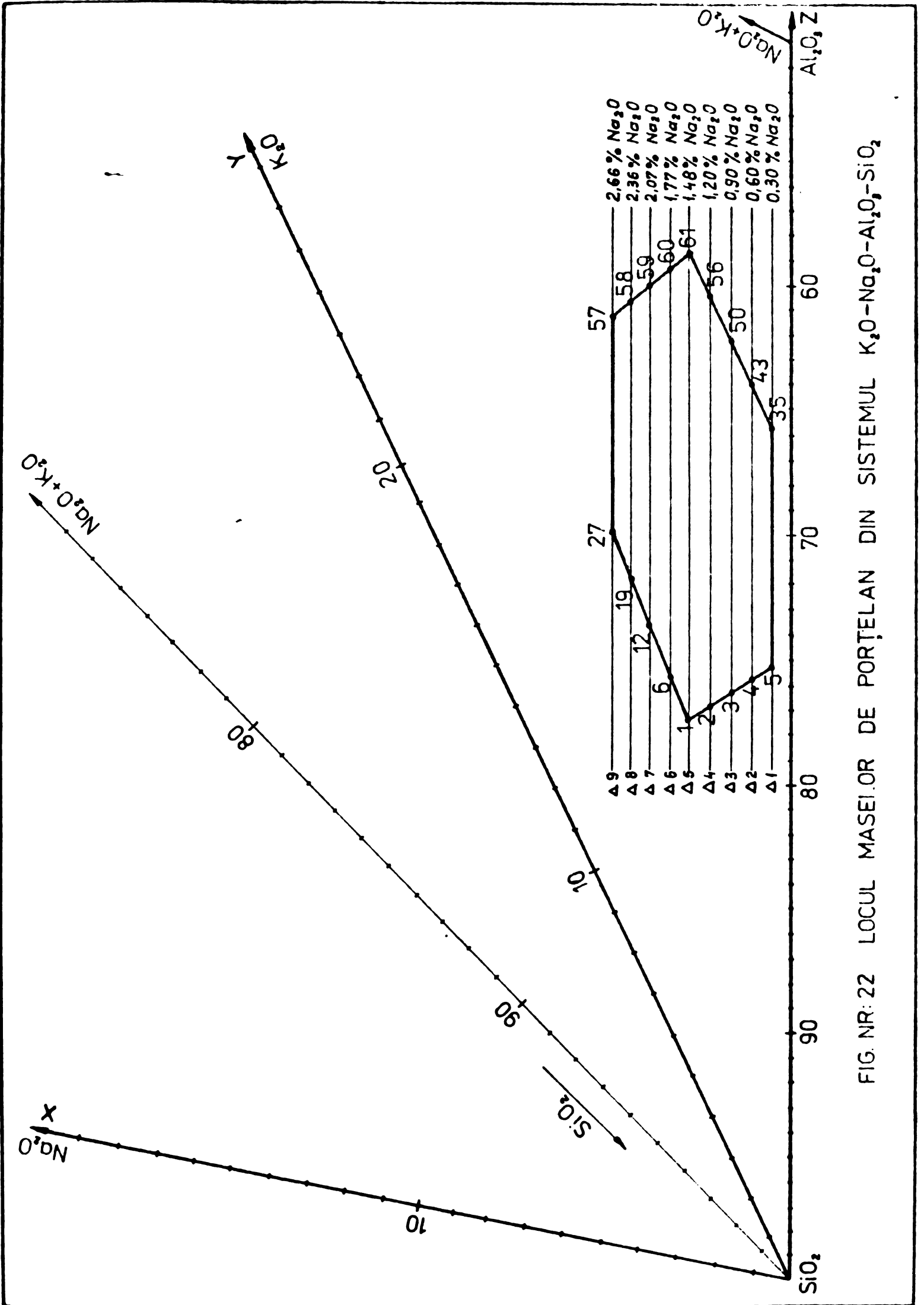


FIG. NR: 22 LOCUL MASEI. OR DE PORTELAN DIN SISTEMUL $K_2O-Na_2O-Al_2O_3-SiO_2$

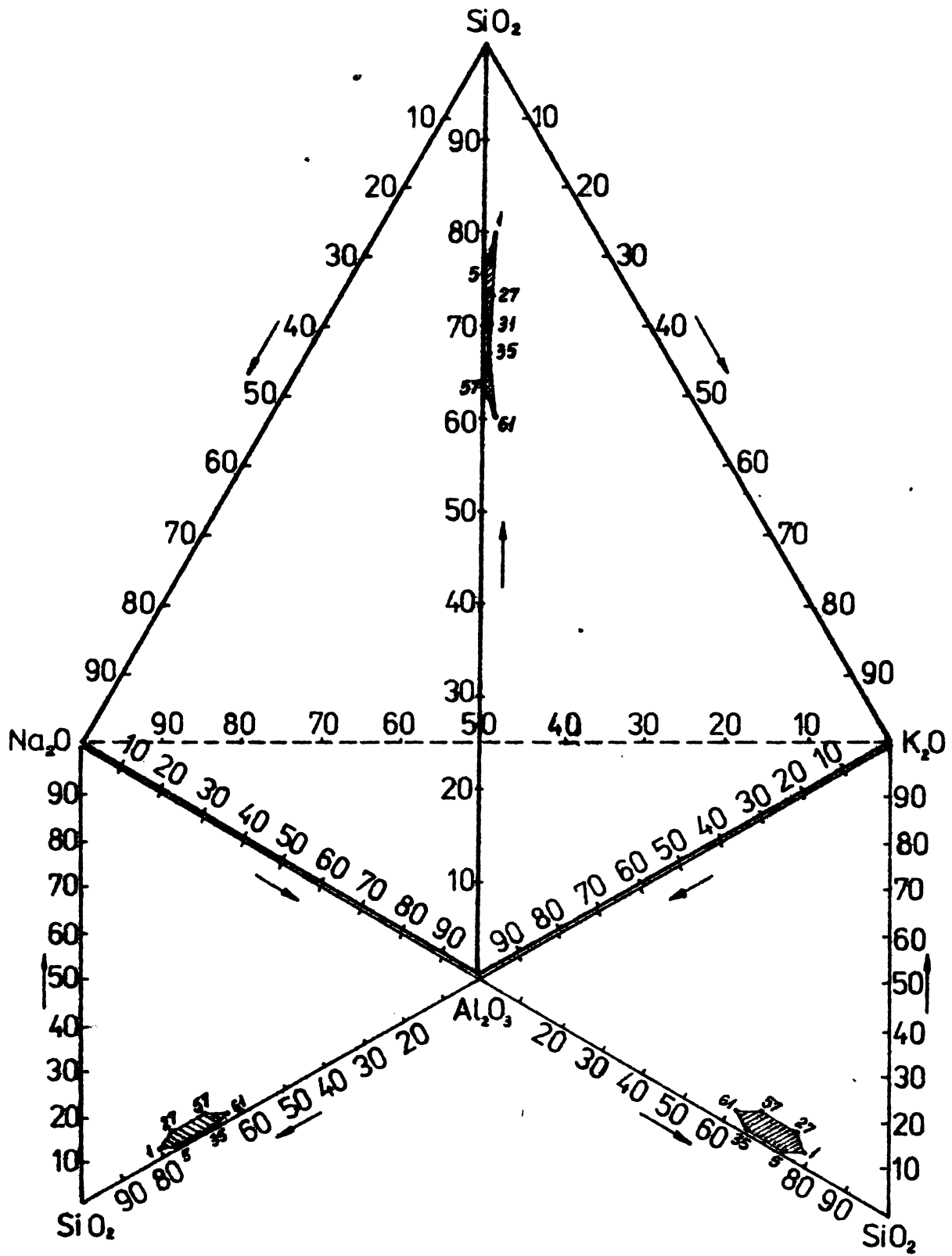


Fig. nr:23 - Locul maselor de portelan în sistemul $K_2O-Na_2O-Al_2O_3-SiO_2$

leculare respective și se aduce la 100%. Se obțin, astfel, coordonatele maselor în sistemele ternare componente (în cazul nostru se obțin coordonatele masei 31 din tabelul 4). Pentru acestea se calculează compoziția fazală în condițiile de echilibru stabilite.

În continuare, vom calcula diagramele ternare amintite și relațiile cantitative, în procesul vitrifierii porțelanurilor.

Fiind descrise și definite, elementele caracteristice ale diagramelor de fază, locul lor în sistemul cuaternar, sistemele ternare componente și în subsistemele L-M-S și $F_{Na} - M - S$, cât și cinetica reacțiilor la vitrifierea porțelanurilor din aceste subsisteme, urmează să facem interpretarea cantitativă a acestora, pe baza proprietăților și posibilităților matematice ale acestor diagrame.

Cu studiul acestor aspecte s-a ocupat Paul (130-132), Morcy (133-134), Foster (135), Solacolo și Dinulescu (48).

1.2. Calculul diagramelor L - M - S și $F_{Na} - M - S$.

În fig. 20 am dat locul porțelanurilor considerate în sistemul de coordonate primar, $F_{Na} (F_K) - C_M - S$.

a.) Pentru utilizarea diagramelor de echilibru $H_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ fig.1 și $H_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ fig.2 lui Bowen și Schrier se impune, în prima etapă, trecerea de la componențele primare (F_K, F_{Na}), C_M, S la cele oxidice. Aceasta se face conform formulelor:

$$\alpha = \frac{c_1 F}{100}$$

$$\beta = \frac{c_2 F + c_4 C_M}{100} \quad \text{220}$$

$$\gamma = \frac{c_3 F + c_4 C_M + c_5 S}{100}$$

unde:

α - reprezintă procentele greutate $K_2O, (Na_2O)$,

β - " " " " Al_2O_3 ,

γ - " " " " SiO_2 , iar

F, C_M și S sînt cantitățile din amestecurile date exprimate în procent.

Coefficienții c_i ($i = 1, 3$) sînt din tabelul 3.

Ei, reprezintă compoziția chimică teoretică a ortozei, a albitului, a metacelăstului și a cuarțului.

Tabelul 3. Coeficienții c_i ($i=1,6$), reprezentând compoziția chimică a ortozei, albitului, metacaolinitului și cuarțului.

Coefi- cienți	Compoziția chimică, %		
	Mineralul sau compusul	F_K	F_{Na}
c_1	$K_2O(Na_2O)$	16,93	11,83
c_2	Feldspat (F)	Al_2O_3	18,32
c_3		SiO_2	64,75
c_4	Metacaolimit (C_m)	Al_2O_3	45,93
c_5		SiO_2	54,07
c_6	Cuarț (S)	SiO_2	100,00

Mesele teoretice de porțelan, din sistemele ternare, și compoziția lor chimică, astfel calculată, sînt date în tabelul 4.

Tabelul 4 Compoziția teoretică, mineralogică și chimică, a meselor de porțelan.

nr. me- sei	%			%					
	C_m	S	F_K (F_{Na})	K_2O	Al_2O_3	SiO_2	Na_2O	Al_2O_3	SiO_2
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
1.	30	45	25	4,2325	18,3590	77,4085	2,9575	18,6390	76,4035
2.	35	45	20	3,3860	19,7395	76,8745	2,3660	19,9635	77,6705
3.	40	45	15	2,5395	21,1200	76,3405	1,7745	21,2880	76,9375
4.	45	45	10	1,6930	22,5005	75,8065	1,1830	22,6125	76,2045
5.	50	45	5	0,8465	23,8810	75,2725	0,5915	23,9370	75,4715
6.	30	40	30	5,0790	19,2750	75,6460	3,5490	19,6110	76,8400
7.	35	40	25	4,2325	20,6555	75,1120	2,9575	20,9355	76,1070
8.	40	40	20	3,3860	22,0360	74,5780	2,3660	22,5600	75,3740
9.	45	40	15	2,5395	23,4165	74,0440	1,7745	23,8450	74,6410
10.	50	40	10	1,6930	24,7970	73,5100	1,1830	24,9090	73,9080
11.	55	40	5	0,8465	26,1775	72,9760	0,5915	26,2335	73,1750
12.	30	35	35	5,9255	20,1915	73,8035	4,1405	20,5830	75,2765
13.	35	35	30	5,0790	21,5715	73,3495	3,5490	21,9075	74,5435
14.	40	35	25	4,2325	22,9520	72,8155	2,9575	23,2320	73,8105
15.	45			3,3860	24,3325	72,2815	2,3660	24,5565	73,0775
16.	50		15	2,5395	25,7130	71,7475	1,7745	25,8810	72,3445
17.	55	35	10	1,6930	27,0935	71,2135	1,1830	27,2055	71,6115
18.	60	35	5	0,8465	28,4740	70,6795	0,5915	28,5300	70,8785
19.	30	30	40	6,7720	21,1070	72,1210	4,7320	21,5550	73,7130

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
20.	35	30	35	5,9255	22,4875	71,5870	4,1405	27,8775	72,9000
21.	40	30	30	5,0790	23,8680	71,0530	3,5490	24,2040	72,2470
22.	45	30	25	4,2325	25,2485	70,5190	2,9575	25,5205	71,5140
23.	50	30	20	3,3860	26,6290	69,9850	2,3660	26,8530	70,7810
24.	55	30	15	2,5395	28,0095	69,4510	1,7745	28,1775	70,0480
25.	60	30	10	1,6930	29,3900	68,9170	1,1830	29,5020	69,3150
26.	65	30	5	0,8465	30,7705	68,3830	0,5915	30,8265	68,5820
27.	30	35	45	7,6185	22,0230	70,3585	5,3235	22,5270	72,1495
28.	35	25	40	6,7720	23,4035	69,8245	4,7320	23,8515	71,4165
29.	40	25	35	5,9255	24,7840	69,2905	4,1405	25,1760	70,6835
30.	45	25	30	5,0790	26,1645	68,7565	3,5490	26,5005	69,9505
31.	50	25	25	4,2325	27,5450	68,2225	2,9575	27,8250	69,2175
32.	55	25	20	3,3860	28,9255	67,6885	2,3660	29,1495	68,4845
33.	60	25	15	2,5395	30,3060	67,1545	1,7745	30,4740	67,7515
34.	65	25	10	1,6930	31,6865	66,6205	1,1830	31,7985	67,0185
35.	70	25	5	0,8465	33,0670	66,0865	0,5915	33,1230	66,2855
36.	35	30	45	7,6185	24,3195	68,0620	5,3235	24,8235	69,8530
37.	40	20	40	6,7720	25,7000	67,5280	4,7320	26,1480	69,1200
38.	45	20	25	5,9255	27,0805	66,9945	4,1405	27,4725	68,3870
39.	50	20	30	5,0790	28,4610	66,4600	3,5490	28,7970	67,6540
40.	55	20	25	4,2325	29,8415	65,9260	2,9575	30,1215	66,9210
41.	60	20	20	3,3860	31,2220	65,3920	2,3660	31,4460	66,1880
42.	65	20	15	2,5395	32,6025	64,8580	1,7745	32,7705	65,4550
43.	70	20	10	1,6930	33,9830	64,3240	1,1830	34,0950	64,7220
44.	40	15	45	7,6185	26,0160	65,7655	5,3235	27,1200	67,5565
45.	45	15	40	6,7720	27,3965	65,2315	4,7320	28,4445	66,8235
46.	50	15	35	5,9255	28,7770	64,6975	4,1405	29,7690	66,0905
47.	55	15	30	5,0790	30,1575	64,1635	3,5490	31,0935	65,3575
48.	60	15	25	4,2325	31,5380	63,6295	2,9575	32,4180	64,6245
49.	65	15	20	3,3860	32,9185	63,0955	2,3660	33,7425	63,8915
50.	70	15	15	2,5395	34,2990	62,5615	1,7745	35,0670	63,1585
51.	45	10	45	7,6185	28,9125	63,4690	5,3235	29,4165	65,2000
52.	50	10	40	6,7720	30,2930	62,9350	4,7320	30,7410	64,5270
53.	55	10	35	5,9255	31,6735	62,4010	4,1405	32,0655	63,7940
54.	60	10	30	5,0790	33,0540	61,8670	3,5490	33,3900	63,0610
55.	65	10	25	4,2325	34,4345	61,3330	2,9575	34,7145	62,3280
56.	70	10	20	3,3860	35,8150	60,7990	2,3660	36,0390	61,5950
57.	50	5	45	7,6185	31,2090	61,1725	5,3235	31,7130	62,9635
58.	55	5	40	6,7720	32,5895	60,6385	4,7320	33,0375	62,2305
59.	60	5	35	5,9255	33,9700	60,1045	4,1405	34,3620	61,4975

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Co.	65	5	30	5,0790	35,3505	59,5705	3,5490	35,6855	60,7615	
cl.	70	5	25	4,2325	36,7310	59,0365	2,9575	37,0110	60,0315	

b.) Etapa a II.-a constă în trecerea de la componentele oxidice K_2O (Na_2O), Al_2O_3 , SiO_2 , la componentele mineralogice: leucit (albit), mulit, silice. Aceasta se face după metoda normativă utilizată în petrografie (135).

Așa cum se cunoaște, principiul metodei constă în a calcula, pe baza analizei chimice a unei materii prime, procentajele respective ale unui anumit număr de minerale, numite normative, care există în mod teoretic în compoziția acesteia. Astfel, în masele de porțelan calcinate se consideră minerale normative: leucitul (albitul), mulitul și cuarțul (cristobalitul). Aceasta este și ordinea de calcul. Se începe prin a calcula proporțiile moleculare, împărțind greutatea procentuale, cu greutățile moleculare respective, pentru fiecare component al analizei. Se obțin astfel numerele de molecule din fiecare oxid la 100 g substanță analizată. Proporțiile moleculare se repartizează apoi între mineralele componente, prin aceste operații, stabilindu-se așa numita "constituție normată" a rocii, sau materialului sintetic. Operațiile de calcul pot fi redată de următoarele formule:

$$\alpha' = \frac{d_1}{d_2} \alpha,$$

$$\beta' = \frac{d_3}{3} \left(\frac{1}{d_4} \beta - \frac{1}{d_2} \alpha \right), \quad (21)$$

$$\gamma' = d_5 \left(\frac{1}{d_5} \gamma - \frac{\epsilon}{d_2} \alpha \right) - \frac{2}{3} \left(\frac{1}{d_4} \beta - \frac{1}{d_2} \alpha \right)$$

unde:

α' reprezintă % greutate leucit (albit),
 β' " " " mulit,
 γ' " " " silice.

$\epsilon = \begin{cases} 4, & \text{în cazul leucitului,} \\ 6, & \text{în cazul albitului.} \end{cases}$
 α, β, γ - semnificațiile din formulele 20;
 coeficienții d_i ($i = 1, 5$) se iau din tabelul 5 și reprezintă mase moleculare.

Tabelul 5. Coeficienții d_i ($i = \overline{1,5}$), reprezentând masele moleculare ale leucitului, albitului, mulitului și a oxizilor componente.

Coeficienții	Componenti și compuși	Mase moleculare	
		K	Na
d_1	leucit (albit)	437,6	526
d_2	K_2O (Na_2O)	94,3	62
d_3	mulit	427,2	
d_4	alumină	102,2	
d_5	silice	60,3	

Din formulele (20) și (21) prin eliminarea lui α, β, γ , se obțin formulele (22) de trecere directă de la componentele primare la cele mineralogice:

$$\begin{aligned} \alpha' &= e_1 \cdot F, \\ \beta' &= e_2 \cdot F + e_4 C_m, \\ \gamma' &= e_3 \cdot F + e_5 C_m + e_6 S, \end{aligned} \quad (22)$$

unde: coeficienții e_i ($i = \overline{1,6}$) se dau în tabelul 6.

Tabelul 6. Coeficienții e_i ($i = \overline{1,6}$) de calcul a componentelor mineralogice (L, M, S) din componente primare. Ei reprezintă valorile rapoartelor din eliminarea în (20) și (21) a lui α, β ; și γ .

Coeficienți	K	Na
e_i		
e_1	0,7864721	1,0036419
e_2	- 0,0006658	- 0,0008417
e_3	0,2141933	- 0,0028002
e_4	0,6399640	
e_5	0,3600360	
e_6	1,00	

Cu ajutorul formulelor (21) și utilizând datele experimentale care au stat la baza elaborării diagramelor de faze, $K_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ și $Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$ a lui Bowen și Scheirer (37,38) s-au trasat diagramele de echilibru L - M - S și $F_{Na} - M - S$ și anume secțiunile izoterme la $1300^\circ C$ (fig. 3 și 4) $1350^\circ C$ (fig. 24 și 25) și $1400^\circ C$ (fig. 26 și 27).

În aceste diagrame, care stau la baza calculului grafic și analitic a fazelor, s-au stabilit și locurile porțelanurilor ce fac obiectul prezentei cercetări.

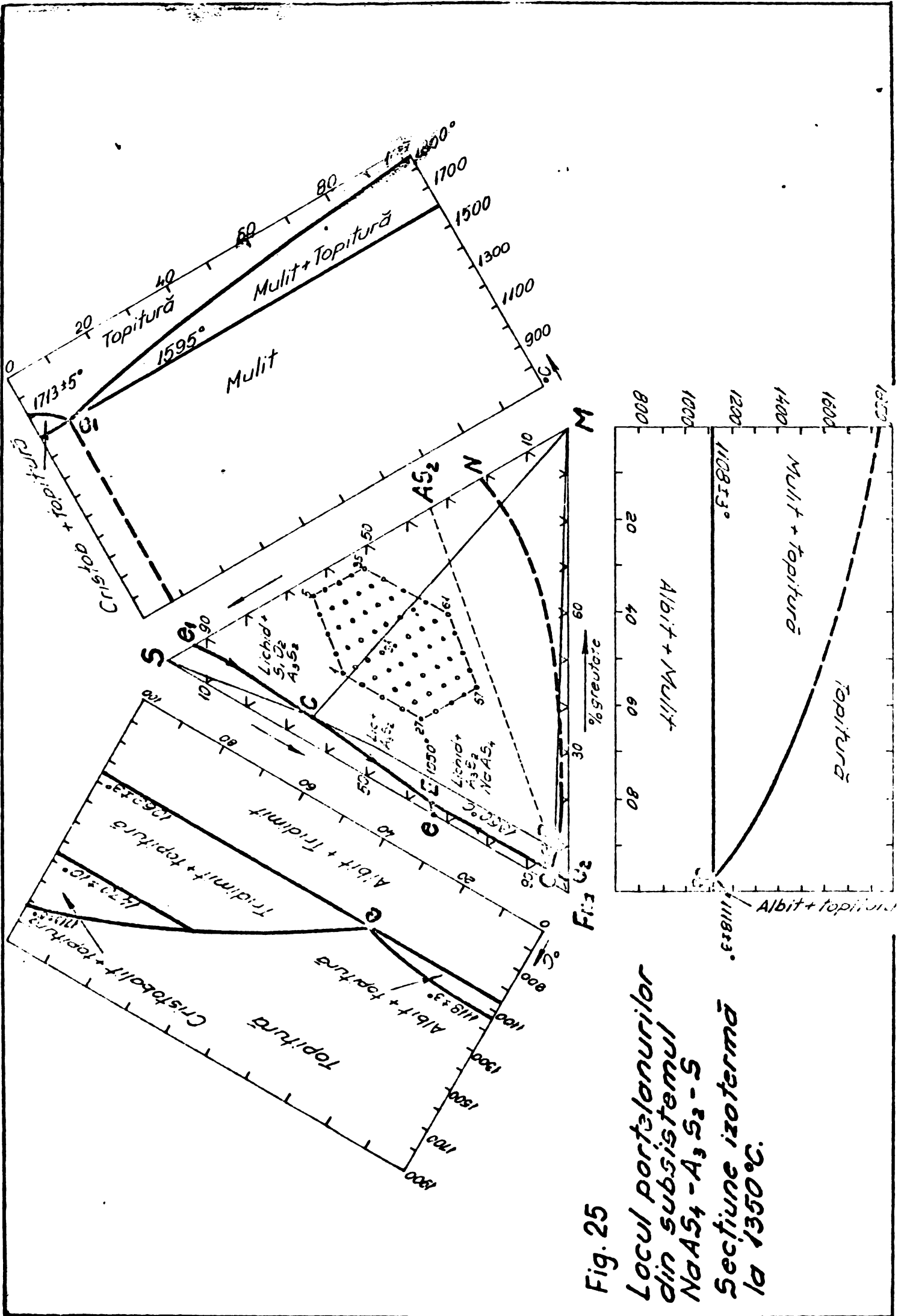


Fig. 25
 Locul portelanurilor
 din subsistemul
 $\text{NaAS}_4 - \text{A}_3\text{S}_2 - \text{S}$
 Secțiune izotermă
 la 1350°C .

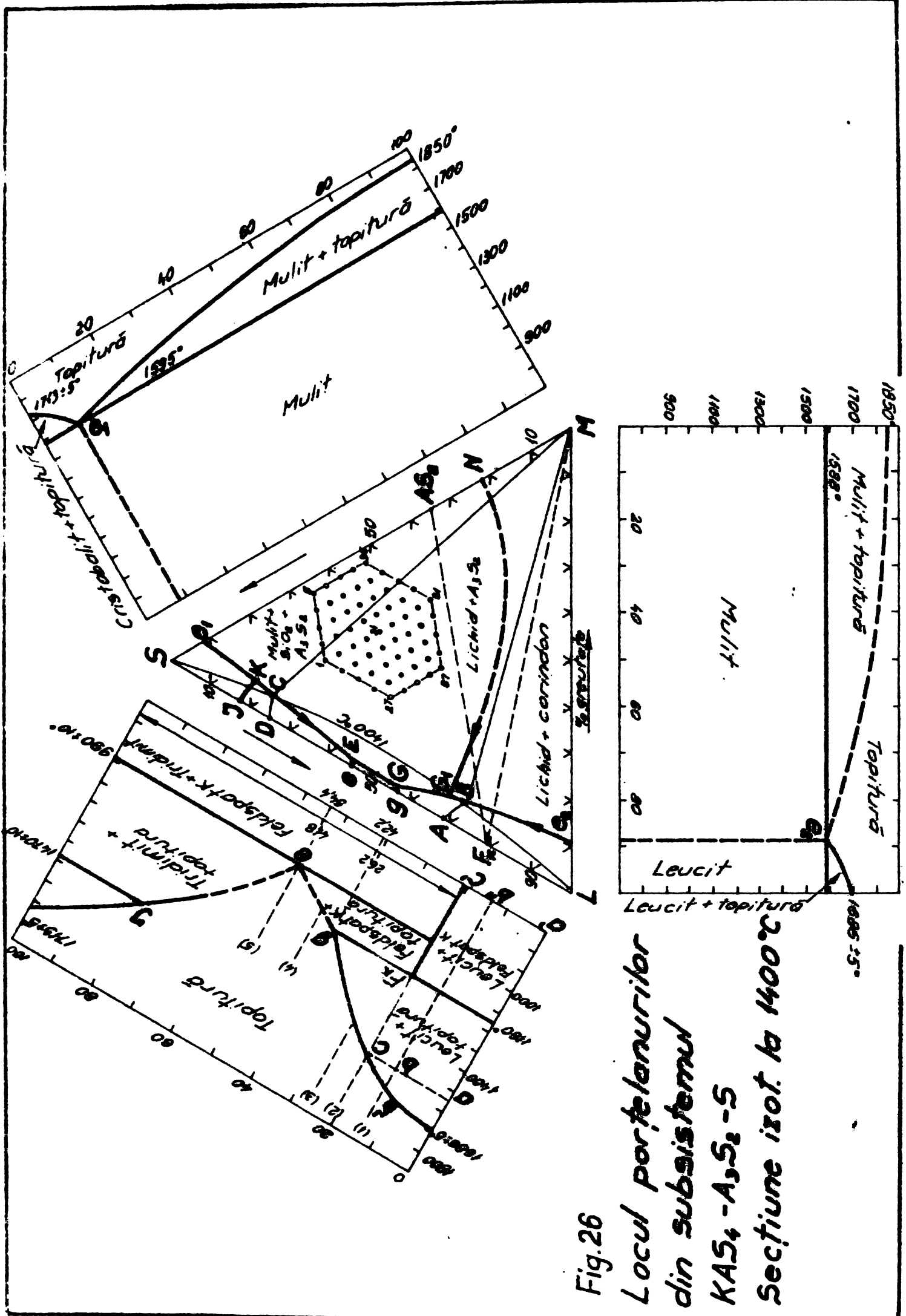


Fig.26
 Locul porțelanurilor
 din subsistemul
 $KAS_4 - A_2S_2 - S$
 Secțiune izot. la $1400^\circ C$

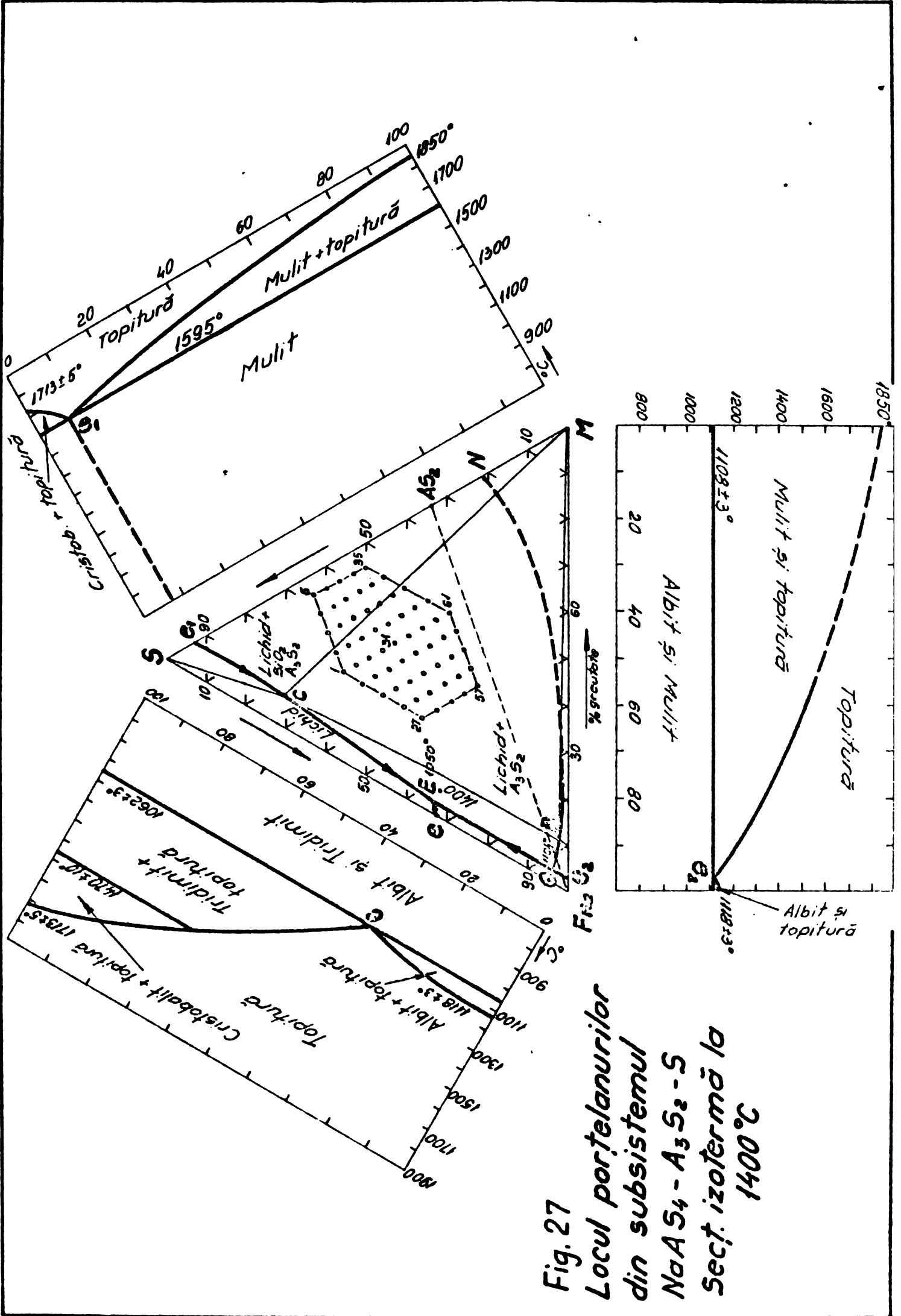


Fig. 27
 Locul porțelanurilor
 din subsistemul
 $NaAS_4 - A_3S_2 - S$
 Secțiune izotermă la
 1400°C

1.3. Calculul fazelor în masa de porțelan.

Odată calculate diagramele de fază a subsistențelor: L - M - S și F_{Na} - M - S în care s-a fixat și locul maselor de porțelan, dorite a se cerceta, triunghiurile SLM și SF_{Na} M permit determinarea componentelor fazale din aceste mase, conform regulei lui Dahl (132) și a pîrghiei sau a segmentelor inverse.

Calculul se poate face după metoda grafică sau analitică. Atît în calculul grafic, cît și în cel analitic sînt importante punctele C, C', C'', obținute din intersecțiile curbelor izoterme de 1300°C, 1350°C și respectiv 1400°C, cu curbe limită pe care se găsesc în echilibru fazele cristaline și faza vitroasă. (fig. 3-4 și 24-27).

Metoda grafică.

Interesează din punct de vedere practic punctele situate în triunghiul SCM și CBM (fig. 28).

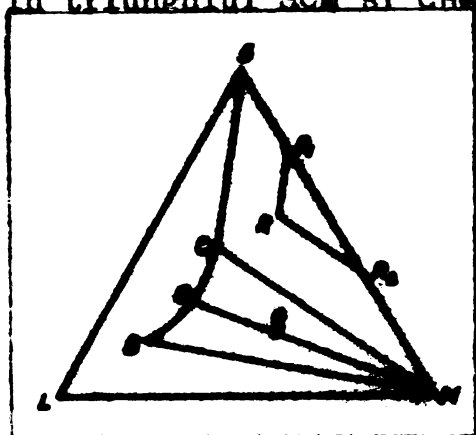


Fig. 28. Triunghiul pentru calculul grafic al fazelor din sistemul L - S - M.

Orice masă din Δ SCM, are în echilibru la temperaturile considerate trei componente fazale: mulit (a) silice (b) și fază vitroasă (c). Pentru determinarea componentelor fazale ale unei mase R din triunghiul SCM, așa după cum am amintit, se utilizează regula lui Dahl. Conform acesteia se trasează paralele prin punctul R la laturile SC și CM, care împarte latura SM în segmente proporționale cu componentele fazale.

Dacă considerăm $\overline{SM} = 100\%$ greutate, atunci

$$\overline{SR}_1 = a\%, \quad \overline{MR}_2 = b\% \quad \text{și} \quad \overline{R_1R_2} = c\%$$

O masă Q din triunghiul CME are în echilibru doar două componente fazale - mulit și fază vitroasă - , care se determină grafic, după regula pîrghiei. În acest scop, se unește punctul M cu Q și se prelungeste segmentul \overline{QM} , pînă intersectează izoterma respectivă în punctul Q_1 ; considerînd segmentul $\overline{MQ} = 100\%$ greutate, avem $\overline{QQ_1} = a\%$, $\overline{QM} = c\%$.

Metoda analitică.

Pentru stabilirea unor formule de calcul al componentelor fazale s-a urmărit transpunerea metodelor grafice într-o metodă

analitică. În acest scop, așa cum s-a amintit, la stabilirea locului porțelanurilor din subsistemele L - M - S și F_{Na} - M - S, se alege un sistem cartezian oblic de coordonate cu originea în punctul L, axa absciselor LM, și axa ordonatelor LS (fig.29).

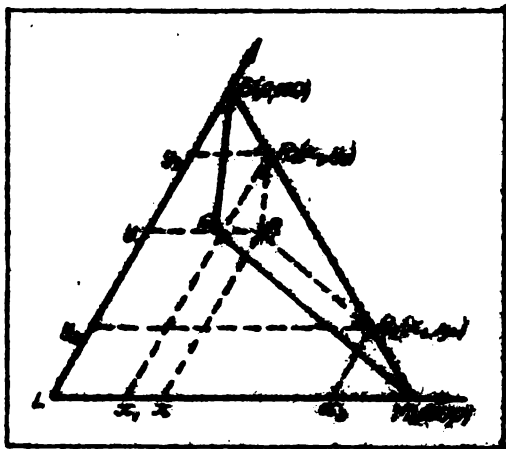


Fig.29 Coordonatele oblice cu originea în L, pentru calculul analitic al fazelor din masele aparținând triunghiului SCM.

Coordonatele carteziene x, y ale unui punct din triunghiul SLM , reprezintă componentele mult ($x = \beta$), respectiv cuarț ($y = \delta$).

a) În cazul triunghiului SCM , $S (0, 100)$, $C (x_c, y_c)$, $M (100, 0)$ pentru un punct $R(x_R, y_R)$ din acest triunghi, avem:

- coordonata fazală, mult, a , este egală cu abscisa x_1 , a punctului $R_1 (x_1, y_1)$; ($a = x_1$);
- coordonata fazală, silice, b , este egală cu coordonata y_2 a punctului $R_2 (x_2, y_2)$; ($b = y_2$);
- coordonata, fază vitrosă, c , se obține scăzând din 100 suma celorlalte două coordonate ($c = 100 - a - b$).

Punctul R_1 , se obține din intersecția dreptelor RR_1 și SM , date de ecuațiile:

$$\begin{aligned} y - y_R &= m_{SC} (x - x_R), & [23] \\ x + y &= 100, \end{aligned}$$

unde: coeficientul unghiular m_{SC} al dreptei SC este:

$$m_{SC} = \frac{100 - y_c}{-x_c} \quad [24]$$

Soluția sistemului 23, este perechea (x_1, y_1) și se obține:

$$x_1 = \frac{100 + m_{SC} \cdot x_R - y_R}{1 + m_{SC}} \quad [25]$$

Punctul R_2 , se obține din intersecția dreptelor RR_2 și SM , date de ecuațiile:

$$\begin{aligned} y - y_R &= m_{MC} (x - x_R), & [26] \\ x + y &= 100 \end{aligned}$$

././.

unde m_{MC} este coeficientul unghiular al dreptei MC:

$$m_{MC} = \frac{-y_c}{100 - x_c} \quad (27)$$

a căror soluție, este perechea (x_2, y_2) .

Din sistemul (26) obținem:

$$y_2 = \frac{100 m_{MC} + y_R - m_{MC} \cdot x_R}{1 + m_{MC}} \quad (28)$$

Ținând seama de faptul că $x_1 = a$, $y_2 = b$ și $100 - \beta' - \gamma' = \alpha'$, găsim următoarele formule pentru calculul componentelor fazale:

$$a = \beta' - \frac{\beta'_c}{\alpha'_c} \cdot \alpha' \quad (\text{milit})$$

$$b = \gamma' - \frac{\gamma'_c}{\alpha'_c} \cdot \alpha' \quad (\text{silice}) \quad (29)$$

$$c = 100 - \frac{\alpha'_c}{\alpha'_c} \quad (\text{fază vitroasă})$$

unde $a + b + c = 100$ iar $\alpha'_c, \beta'_c, \gamma'_c$ sînt coordonatele minerale logice ale punctului C.

Pentru ușurința rezolvării s-au calculat rapoartele

$\frac{\beta'_c}{\alpha'_c}$ și $\frac{\gamma'_c}{\alpha'_c}$ pentru cele trei izoterme (tabelul 7).

Tabelul 7. Valorile rapoartelor $\frac{\beta'_c}{\alpha'_c}$ și $\frac{\gamma'_c}{\alpha'_c}$ pentru izotermele de 1300°C, 1350°C și 1400°C.

Temp. °C	$\frac{\beta'_c}{\alpha'_c}$		$\frac{\gamma'_c}{\alpha'_c}$	
	K	Na	K	Na
1300	0,14846996	0,15548694	2,6293917	1,6511366
1350	0,17863321	0,20366732	3,1466262	2,0707269
1400	0,25307377	0,29797979	3,869877	2,9107744

b) In continuare vom transpune analitic, metodă grafică și in cazul triunghiului, ΔCBM .

Se alege un punct H pe izoterma EC (fig.30) astfel ca

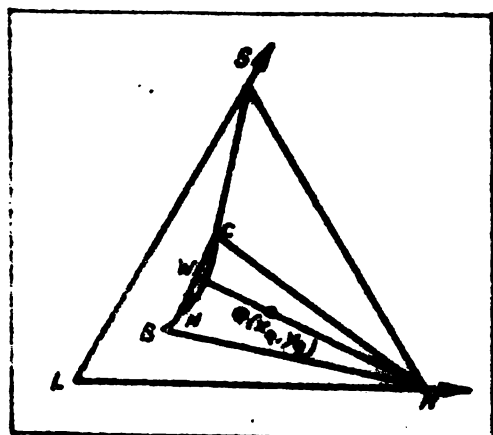


Fig. 30. Coordonatele oblice pentru calculul analitic al fazelor, din masele aparținând triunghiului CBM.

dreapta CH să aproximeze suficient de bine curba izoterma BC.
Dreapta MQ intersecționează dreapta BC.

Dreapta MQ intersecționează dreapta CH în W (x_W, y_W).

Pentru un punct Q (x_Q, y_Q) din triunghiul CBM avem:

- coordonata fază vitroasă este egală cu raportul

$$\frac{MQ}{MW} = \frac{y_Q}{y_W} \quad (c = \frac{y_Q}{y_W}) ; \quad (30)$$

- coordonata fază lichidă este egală cu raportul

$$\frac{QW}{HW} = 1 - \frac{y_Q}{y_W} \quad (c = 1 - a\%) ; \quad (31)$$

- coordonata y_W a punctului W se obține din sistemul:

$$y = m_{MQ} (x - 100) \quad (32)$$

$$y - y_C = m_{CH} (x - x_C),$$

format din ecuațiile dreptelor MQ și CH, unde m_{MQ} și m_{CH} sînt coeficienții unghiulari ai dreptelor respective, deși de formulele

$$m_{MQ} = \frac{y_Q}{x_Q - 100} \quad (33)$$

$$m_{CH} = \frac{y_H - y_C}{x_H - x_C} \quad (34)$$

$$y_W = m_{HC} \cdot m_{MQ} (100 - x_C) \quad (35)$$

Înlocuind în (35) expresia lui m_{MQ} și ținînd seama de egalitatea rapoartelor:

$$\frac{MQ}{MW} = \frac{y_Q}{y_W} \quad (36)$$

găsim:

$$\frac{y_Q}{y_W} = \frac{y_Q + m_{HC} (100 - x_C)}{y_W + m_{HC} (100 - x_C)} \quad (37)$$

Prin urmare, pentru componentele fazale obținem următoarele formule:

$$x_b = 1 - \left[\frac{(100 - \beta') m_{HC} + \gamma'}{(100 - \beta_c') m_{HC} + \delta_c'} \right] \cdot 100 \%$$

$$x_d = 0,$$

$$x_u = 1 - a_s = \left[\frac{(100 - \beta') m_{HC} + \gamma'}{(100 - \beta_c') m_{HC} + \delta_c'} \right] \cdot 100 \%$$

La rezolvarea practică a problemei, pentru fiecare punct din domeniul hexagonal considerat se calculează coordonatele mine

ralogice cu forma formulelor (22) și de aici coordonatele fazale cu ajutorul formulelor (29) sau (38) după cum punctul aparține triunghiului SCM sau CBM. Pentru a stabili cărui triunghi aparține punctul considerat, înlocuim coordonatele sale carteziene, precum și coordonatele originii în ecuația dreptei CM. Dacă cele două valori obținute au același semn, atunci punctul respectiv aparține triunghiului CBM; în caz contrar punctul aparține triunghiului SCM.

Calculul componentelor fazale s-a efectuat atât în cazul feldspatului potasic, cât și al feldspatului sodic, la diferite temperaturi (1300°C, 1350 și 1400°C). Coeficienții necesari formulelor (29) și (38) calculați la diferite temperaturi, se dau din tabelele 8 și 9.

Tabloul 8. Coeficienții m_{HC} pentru temperaturile de 1300°C, 1350°C și 1400°C.

Temperatura °C	m_{HC}	
	K	Na
1300	- 33,506086	- 38,91489
1350	- 11,745098	- 25,62222
1400	- 14,028089	- 27,461538

Tabloul 9. Valorile expresiei $(100 - \beta'_c) m_{HC} + \gamma'_c$ pentru temperaturile 1300, 1350 și 1400°C.

Temperatura °C	$(100 - \beta'_c) m_{HC} + \gamma'_c$	
	K	Na
1300	- 3164,75680	- 3617,07051
1350	- 1053,25255	- 2152,04992
1400	- 1257,97014	- 2482,56611

Pentru calculul datelor din tabelele 7, 8 și 9 se utilizează coordonatele punctelor stabilite în tabloul 10.

Calcululele necesare, s-au efectuat cu ajutorul calculatorului electronic DACICC - 1 a Institutului de Calcul din Cluj-Napoca pentru care s-a întocmit programul în limbajul intern al calculatorului.

Tabelul 10. Coordonatele mineralogice ale punctelor C, C', C'' și H, H', H''.

Temperatura °C	punctele	Coordonatele mineralogice					
		leucit	mulit	silice	albit	mulit	silice
		α'	β'	γ'	α'	β'	γ'
1300	C	26,47	3,93	69,60	35,63	5,54	58,83
1350	C'	23,12	4,13	72,75	30,54	6,22	63,24
1400	C''	19,52	4,34	75,54	23,76	7,08	69,16
1300	H	44,11	4,47	51,42	53,45	6,01	40,54
1350	H'	39,56	5,66	54,78	50,90	7,12	41,58
1400	H''	42,71	6,72	50,57	54,72	8,25	37,03

c.) Formulele de calcul analitic al fazelor din masele de portelan pornind direct de la componentele primare.
 - Portelanurile din triunghiul SC(C', C'') au conținut de feldspat sub 20 %.

Dacă în formulele (29) se înlocuiesc α', β', γ' cu valorile lor din (22) și cu valorile rapoartelor $\frac{F_K}{C_m}$ și $\frac{S}{C_m}$ din tabelul 7 se obțin formulele de calcul direct a fazelor pornind de la componentele primare ($C_m, F_K, (F_{Na}), S$).

Cazul feldspatilor potasici.

$$a_{1300} = 0,640 C_m - 0,1175 F_K$$

$$a_{1350} = 0,640 C_m - 0,1412 F_K \quad (\% \text{ mulit}) \quad \underline{[39]}$$

$$a_{1400} = 0,640 C_m - 0,2000 F_K$$

$$b_{1300} = 0,360 C_m - 1,854 F_K + S$$

$$b_{1350} = 0,360 C_m - 2,2605 F_K + S \quad (\% \text{ silice}) \quad \underline{[40]}$$

$$b_{1400} = 0,360 C_m - 2,8300 F_K + S$$

$$c_{1300} = 2,9715 F_K$$

$$c_{1350} = 3,4017 F_K \quad (\% \text{ fază vitroasă}) \quad \underline{[41]}$$

$$c_{1400} = 4,029 F_K$$

Cazul feldspatilor sodici.

$$a_{1300} = 0,640 C_m - 0,1569 F_{Na}$$

$$a_{1350} = 0,640 C_m - 0,2128 F_{Na} \quad (\% \text{ mult}) \quad /42/$$

$$a_{1400} = 0,640 C_m - 0,3075 F_{Na}$$

$$b_{1300} = 0,360 C_m - 1,664 F_{Na} + S$$

$$b_{1350} = 0,360 C_m - 2,081 F_{Na} + S \quad (\% \text{ silice}) \quad /43/$$

$$b_{1400} = 0,360 C_m - 2,924 F_{Na} + S$$

$$c_{1300} = 2,8210 F_{Na}$$

$$c_{1350} = 3,3938 F_{Na} \quad (\% \text{ fuză vitrosă}) \quad /44/$$

$$c_{1400} = 4,23160 F_{Na}$$

- Porțelanurile din triunghiul BC (C' C'') BK cu paste 20 % feldspat.

Dacă în formulele (38) se înlocuiesc β' și γ' cu valorile lor din (22) și ținând seama de valorile lui m_{HC} tabelul 8 și de cele ale numitorului $(100 - \beta'_c) m_{HC} + \gamma'_c$ din tabelul 9 obținem formulele de calcul direct al fazelor exprimate în componente primare $[C_m, F_K, (F_{Na}), S]$.

Cazul feldspatilor potasici.

$$a_{1300} = 0,6920 C_m + 0,00606 F_K + 0,0316 S - 6,37995 \quad /45/$$

$$a_{1350} = 0,7478 C_m + 0,00196 F_K + 0,0949 S - 11,5126 \quad (\% \text{ mult})$$

$$a_{1400} = 0,7420 C_m + 0,0162 F_K + 0,0795 S - 11,5000$$

$$b_{1300}, b_{1350}, b_{1400} = 0 \quad (\% \text{ silice}) \quad /46/$$

$$c_{1300} = 106,3799 - 0,00606 F_K - 0,692 C_m - 0,031598 S$$

$$c_{1350} = 111,5126 - 0,001953 F_K - 0,74782 C_m - 0,094944 S \quad (\% \text{ fuză vitrosă}) \quad /47/$$

$$c_{1400} = 111,6 - 0,016250 F_K - 0,742000 C_m - 0,079500 S$$

Cazul feldsoatilor sodici.

$$a_{1300} = 0,698 C_m - 0,00098 F_{Na} + 0,02796 S - 7,58 \quad /48/$$

$$a_{1350} = 0,719 C_m - 0,00105 F_{Na} + 0,0460 S - 9,76 \quad (\% \text{ mulit})$$

$$a_{1400} = 0,7224 C_m - 0,00104 F_{Na} + 0,04024 S - 10,61$$

$$b_{1300}, b_{1350}, b_{1400} = 0 \quad (\% \text{ silice}) \quad /49/$$

$$c_{1300} = 107,58 - 0,698 C_m + 0,00098 F_{Na} - 0,0276 S \quad /50/$$

$$c_{1350} = 109,76 - 0,719 C_m + 0,00105 F_{Na} - 0,0460 S \quad (\% \text{ fază vitroasă})$$

$$c_{1400} = 110,61 - 0,7224 C_m + 0,00104 F_{Na} - 0,04024 S$$

d.) Calculul fazelor din masele de portelan aparținând sistemului : $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$

Proporțiile de mulit, silice și fază vitroasă din sistemul cu patru componente se obțin din formulele (51):

$$a = ua_K + va_{Na} \quad \% \text{ mulit}$$

$$b = ub_K + vb_{Na} \quad \% \text{ silice} \quad /51/$$

$$c = uc_K + vc_{Na} \quad \% \text{ fază vitroasă}$$

Unde u și v sînt numărul de moli de K_2O respectiv Na_2O din formulele moleculare a maselor de portelan iar a_{Na} , b_{Na} , c_{Na} proporțiile fazelor din sistemul cu sodiu respectiv a_K , b_K , c_K proporțiile fazelor mulit, silice și fază vitroasă a aceleiași mase din sistemul cu potasiu, la temperaturile considerate.

././.

În tabelul nr. 21 dăm compoziția fazală calculată, în condiții de echilibru, la cele trei temperaturi, a maselor experimentate.

e.) Calculul compoziției chimice a fazei vitroase.

Pentru aceasta, din compoziția chimică teoretică a masei de porțelan considerate, se scade aportul de componente oxidice a fazelor solide. Se calculează apoi procentual conținutul fazei vitroase în oxizi. Aceasta se face conform formulelor:

$$a' = \frac{\alpha}{c} \cdot 100 \quad (\text{oxid alcalin}),$$

$$b' = \frac{\beta - 0,718 a}{c} \cdot 100 \quad (\text{alumină}) \quad \underline{152}$$

$$c' = \frac{\gamma - 0,282 a - b}{c} \cdot 100 \quad (\text{silice})$$

În scopul calculării indicelui de aciditate al fazei vitroase vom exprima această fază sub formă moleculară, conform formulelor:

$$a'' = 1, \quad d_2$$

$$b'' = \frac{d_4}{d_2} \cdot \frac{b'}{a'}, \quad \underline{153}$$

$$c'' = \frac{d_5}{d_2} \cdot \frac{c'}{a'}$$

unde coeficienții d_2, d_4, d_5 sînt masele moleculare ale oxizilor care interesează, și pot fi luați din tabelul 5.

În tabelul 22 dăm compoziția chimică a fazei vitroase din masele experimentate.

f.) Indicele de echilibru.

Datele anterioare și formulele de calcul al fazelor pentru condiții de echilibru au scos în evidență marea utilitate a diagramelor de fază pentru chimiștii ceramiști.

Sistemele reale, așa după cum am amintit, se abat mai mult sau mai puțin de la echilibrul ideal. Aceasta, din cauza specificității fabricațiilor și a considerațiilor de ordin economic.

././.

Oa urmare, ne întâlnim cu sisteme în ne-echilibru, în care sînt prezente mai multe faze solide decît permite. Legea fazelor dată de Gibbs.

Pentru a cunoaște pe cît posibil gradul de abatere al acestor stări de ne-echilibru și în același timp pentru a putea aplica datele furnizate de diagramele de faze în care numărul fazelor este superior celui permis, Tamás (137-138) a elaborat o metodă care ține seama de faza în exces. Prezența acesteia este dovada existenței unui pseudo-echilibru. Cu cît proporția fazei în exces va fi mai mare, cu atît mai mare va fi și abaterea de la echilibrul ideal.

Indicele de echilibru, ϵ , se definește prin relația

$$\epsilon = 1 - \frac{a}{A} \quad (54)$$

unde 1,0 reprezintă starea de echilibru ideal (0,0 starea de ne-echilibru).

a - proporția fazei în exces la o anumită temperatură (în cazul nostru proporția de cuarț sau de alumina, reziduale),

A - proporția aceleiași faze introdusă de amestecul inițial.

Indicele de echilibru al maselor de porțelan studiate se dă în tabelul nr. 2. Importanța calculării și utilizării lui, a fost subliniată recent și de un colectiv de cercetători spanioli de la Institutul de Ceramică și Sticlă din Madrid. (139).

Din cele expuse pînă în prezent rezultă că diagramele de fază, dau informații foarte utile atît pentru cunoașterea temeinică a produselor și proceselor ceramice cît și pentru îmbunătățirea calității produselor existente, prin perfecționarea tehnologiilor și a controlului fabricației.

2. Cercetări experimentale

2.1. Materii prime, mod și metode de lucru

Materii prime Pentru sinteza maselor de porțelan s-au folosit materii prime românești: caolin de Aghireș, riolit caolinizat de Parva, feldspat Muntele Rece, nefelin sienitic Ditrău, cuarț Mănăstireni și alumină calcinată, Oradea.

Caolinul de Aghireș și riolitul caolinizat de Parva. Pentru industria ceramică din România, începând cu anul 1940 caolinul de Aghireș jud. Oluj formează materia primă de bază. El apare în zăcămint secundar, sub formă de component al unui strat de nisip cuarțos, slab cimentat formînd un etaj al oligocenului, în care este conținut în proporție mijlocie de 10%, pe lângă 85% cuarț și 5% minerale grele. Extensiunea stratului și a orizontului care îl conține se poate urmări pe o suprafață de sute de kilometri pătrați (140). Nisipul cuarțos -caolinos se exploatează în carieră. Calitatea materiei prime din zăcămint este foarte variabilă, influențînd defavorabil calitatea caolinului rezultat la spălare. Caracterizarea caolinului spălat și preocupările pentru îmbobilarea lui, sînt publicate de autor , singur, sau în colaborare cu alți autori, în diverse lucrări (141-147).

Zăcămintul de riolit caolinizat de la Parva jud. Bistrița-Năsăud este legat de roci eruptive riolit-dacitice, caolinizate foarte probabil sub acțiunea agenților hidrotermali. Pentru zăcămintele de la Parva, în favoarea acestei teorii pledează ivirile de ape minerale (cunoscute în regiune sub denumirea de borouturi) și gaze (CO_2, H_2S) existente în mină și în apropierea acesteia. În ce privește forma de zăcămint la Parva , este cea de dycuri de riolit, caolinizate, sîcă de filoane cu o grosime mai mare, situate la contactul masivului cristalin al Munților Rodnei, cu depozitele sedimentare ale bazinului Transilveniei. Între acest riolit caolinizat și piatra de porțelan chinezească există o foarte mare asemănare (148). Pentru valorificarea lui în industria porțelanului și faianței, în prezent, se fac cercetări de îmbobilare pe scară industrială (149).

Ambele materii prime sînt de tip caolinitic-ilitic-sericitic. Spre deosebire de caolinul secundar de Aghireș, care are bune proprietăți de fasonare, riolitul caolinizat hidrotermal de Parva are mai mult un caracter degresant, conținutul de minerale plastice fiind sub 30%. Ca atare, denumirea proprie acestui material, este cea de riolit caolinizat sau piatră de porțelan și nu de caolin Parva , ce ar fi în discordanță cu proprietățile specifice unui caolin ceramic.

Compoziția chimică și mineralogică a loturilor de caolin spălat de Aghireș și riolit caolinizat, înobilat, de Parva, care au stat la baza sintezei porțelanurilor sînt date în tabelele 11 și 12.

Tabelul 11. Compoziția chimică a materiilor prime

%	Caolin Aghireș	Riolit caolinizat de Parva	Feldspat Muntele Rece	Sienit nefelinic Ditrău	Quart Mînaștîreni	Al ₂ O ₃ Oradea
SiO ₂	51,11	72,00	70,00	61,30	99,25	0,14
Al ₂ O ₃	32,48	18,50	18,20	22,05	0,14	99,30
TiO ₂	0,65	0,10	0,18	-	-	-
Fe ₂ O ₃	1,04	0,30	0,60	0,15	0,06	0,08
CaO	0,65	0,25	1,27	1,00	0,12	-
MgO	0,55	0,15	0,35	0,20	0,08	urme
K ₂ O	0,70	3,20	3,50	4,60	0,10	-
Na ₂ O	0,15	0,90	4,80	8,70	0,05	0,24
P.C.	12,28	4,60	1,10	2,00	0,20	0,24
SO ₃	0,40	-	-	-	-	-
MnO	0,19	-	-	-	-	urme

Tabelul 12. Compoziția mineralogică semicantitativă a materiilor prime.

%	Caolin Aghireș	Riolit caolinizat de Parva	Feldspat Muntele Rece	Sienit nefelinic Ditrău	Quart Mînaștîreni	Alumină Oradea
Minerale argiloase	72	22,5	-	-	-	-
Minerale micașee (illit + muscovit)	16	17,0	4,5	-	-	-
Feldspați	-	17,0	84,0	68,0	-	-
Feldspatoizi	-	-	-	32,0	-	-
-Al ₂ O ₃	-	-	-	-	-	100
Quart	12	43,5	11,5	-	100	-

Pață de caolinurile străine de calitate superioară (Fe₂O₃ sub 0,7%), conținutul în Fe₂O₃ al caolinului de Aghireș este peste 1%, la riolitul de Parva înobilat este însă sub 0,4% Fe₂O₃.

De asemenea silicea liberă în caolinul de Aghireș este de aprox. 12% în timp ce în riolitul de Parva depășește 40%, pe

//.

lîngă 17 - 20% feldspați potasici care îi dau un caracter fondant. Compoziția mineralogică a ambelor materii prime s-a determinat calitativ și semicantitativ cu ajutorul microscopului electronic, difractometric, spectrofotometric în infraroșu și termic. În fig.31 și 32 dăm cele două materii prime văzute la microscopul electronic.

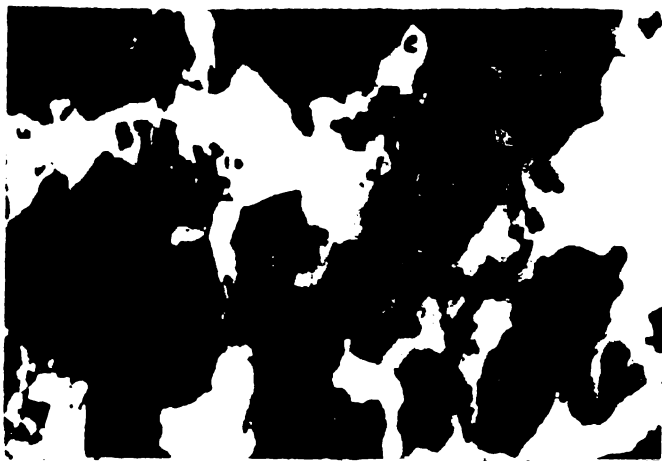


Fig.31 Microfotografie electronică microscopică a caolinului Aghireș.

Fig.32 Microfotografie electronică microscopică a riolitului caolinizat, Parva.

Din aceste figuri, rezultă, că în timp ce caolinitul în caolinul de Agireș este fragmentat ca urmare a originii sale secundare, în riolitul caolinizat, primer, de Parva, el este bine individualizat. Proprietățile reologice ale celor două materii prime sînt în strînsă dependență cu morfologia mineralelor componente.

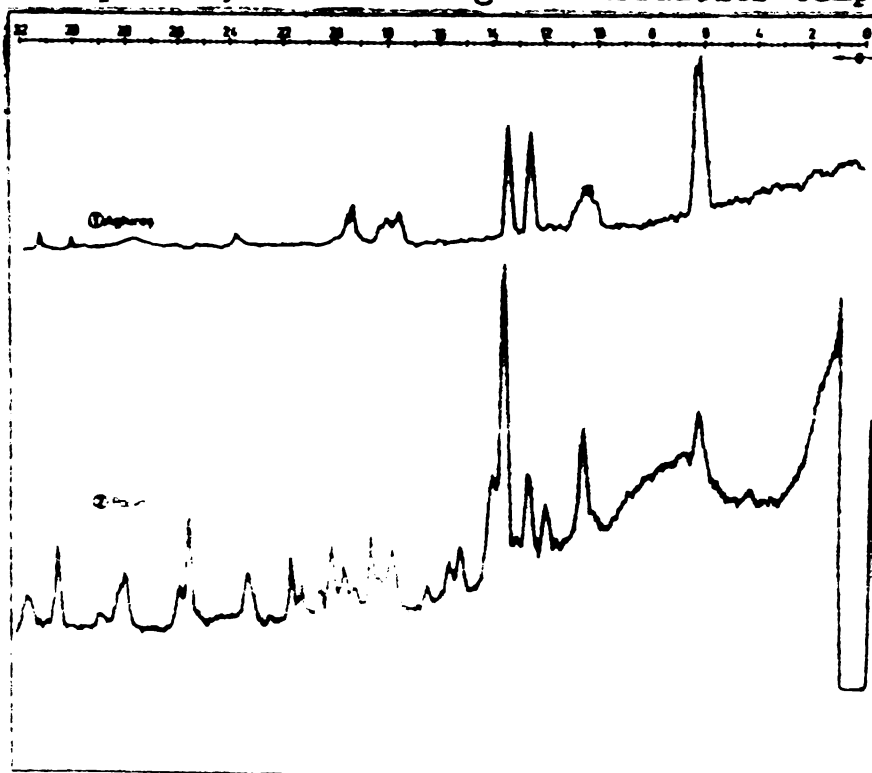


Fig.33 Difractograme

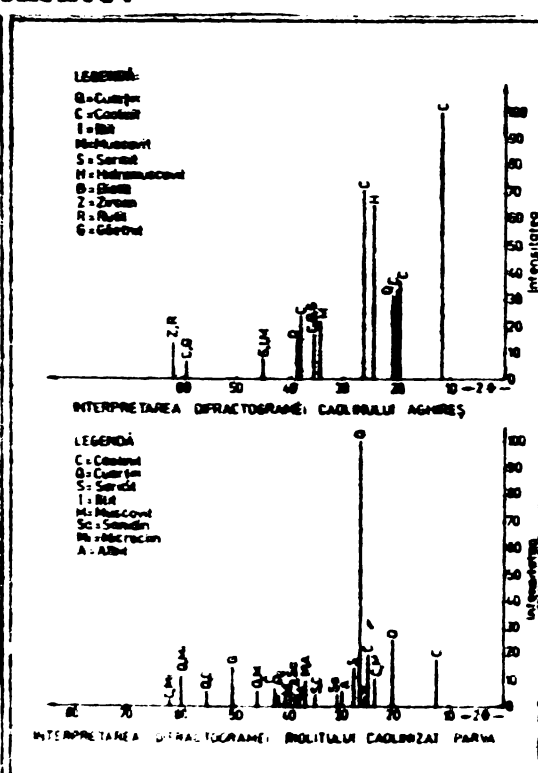


Fig.234. Interpretarea difract.

Difractogramele lor sînt date în fig.33 - 34.Ele pun în evidență prezența caolinitului, micelor și cuarțului în cazul caolinului de Aghireș și a caolinitului, mineralele micacee,cuarțului și feldspatului potasic în cazul riolitului înobilat de Parva.

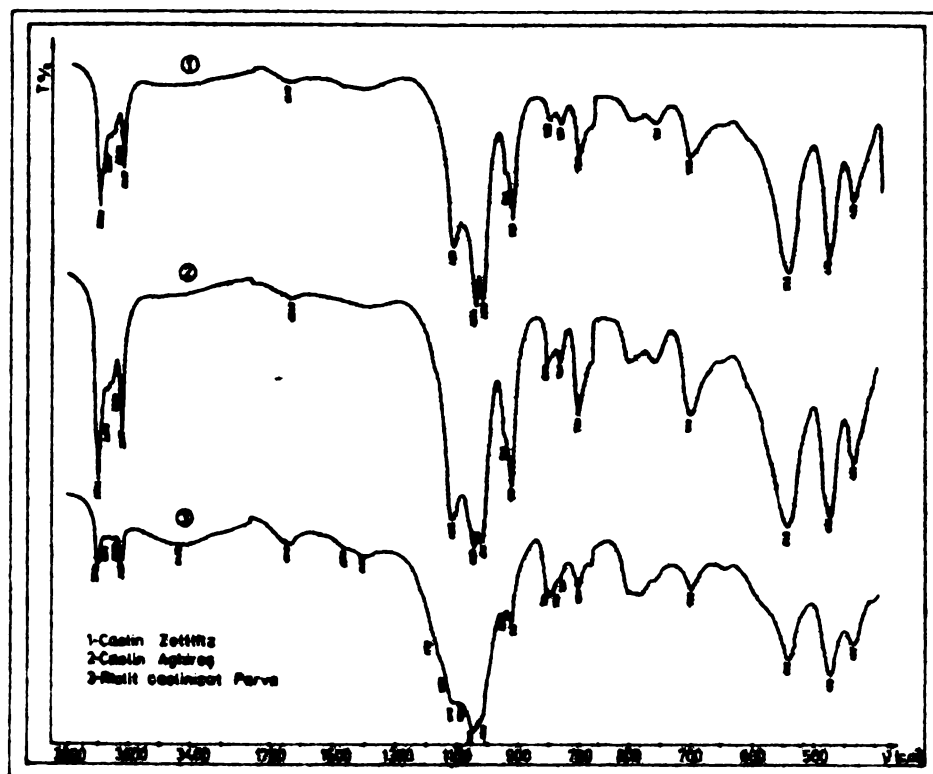


Fig.35 Spectre IR.

principal, vibrațiilor de alungire (stretching) a legăturii Mg-O și vibrații de deformare (bending) ale legăturilor Si-O-Si.

- intervalul 700 - 1200 cm^{-1} conține benzi foarte intense datorate vibrațiilor de alungire a legăturii Si-O și a legăturii Al-O și vibrații de deformare a legăturii Al-OH;

- intervalul 3450 - 3750 cm^{-1} conține vibrații de alungire ale grupelor OH, a căror absorbție este variabilă și în general este mai slabă decât cea a primelor două intervale.

De obicei, pe lângă aceste trei sectoare, pentru mineralele argiloase se întâlnesc alte zone de absorbție: vibrațiile moleculelor de H_2O între 600 și 900 cm^{-1} , vibrații de deformare a H_2O în jur de 1620 cm^{-1} - 1650 cm^{-1} și vibrații de alungire, ale grupelor OH din H_2O între 3100 și 3600 cm^{-1} . Comparînd spectrele IR a caolinului de Aghireș cu cele a caolinului Zettlitz se observă o bună asemănare între ele. La riolitul caolinizat de Parva apar și spectrele caracteristice cuarțului și carbonaților.

Spectrele IR sînt date în fig.35.Ele redau vibrațiile legăturilor din mineralele componente a acestor materii prime. În intervalul de frecvență 300 - 4000 cm^{-1} spectrul infraroșu al unui filosilicat prezintă trei cîmpuri importante de absorbție.(150):
- intervalul 300-700 cm^{-1} conține benzi intense ce se datoresc, în

Analizele termice: dilatometrică, ATD, și TG fig. 36-38 cît și Leitzgramele fig.39 confirmă rezultatele difractometrice și IR.

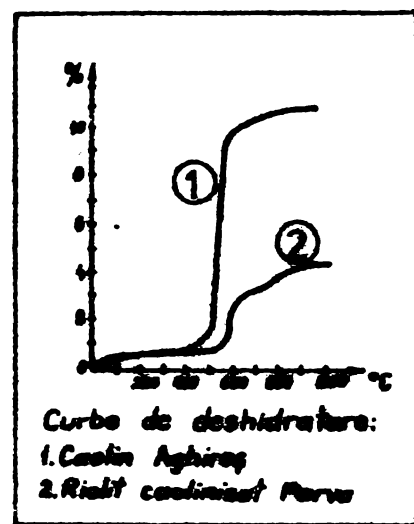
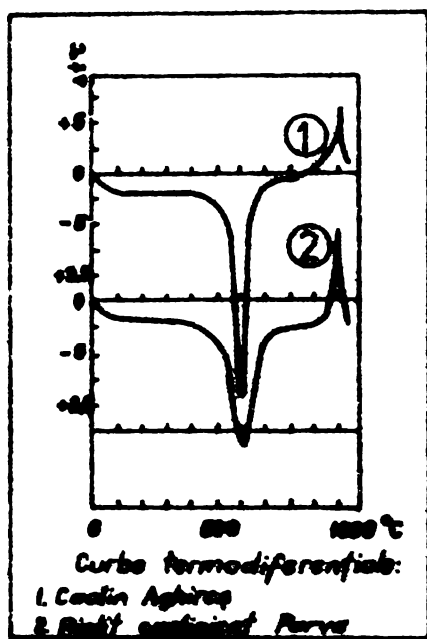
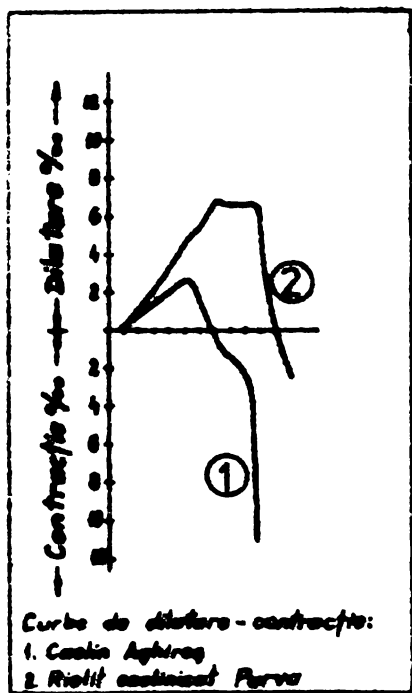


Fig.36

Fig. 37

Fig. 38

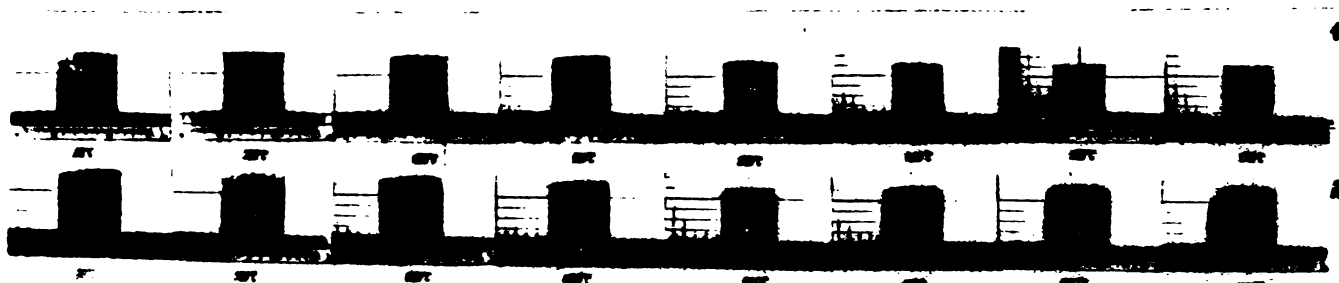


Fig.39 Leitz-gramele caolinului de Aghireș (1) și riolitului caolinizat Parva (2)

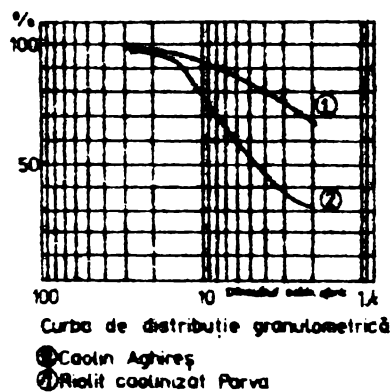


Fig.40.

Curbele granulometrice a celor două materii prime sînt date în fig.40, care pune în evidență caracterul mai grosier al riolitului înnobilit de Parva față de caolinul de Aghireș.

Feldspatul de Muntele Rece și sienitul nefelinic.

Feldspatul de Muntele Rece (M-ții Apuseni jud.Cluj) a fost pus în exploatare în anul

19 (151 - 152). Este un amestec de ortoză, pertit, microclin și cuarț. În ce privește sienitul nefelinic de la Ditrău, jud.Harghita ,

cercetările pentru utilizarea lui n-au depășit faza de laborator - pilot. Microfotografiile din fig. 41(a,b,) - 42 (a,b,c,) pun în evidență comparativ. compoziția lor mineralogică. Preocupări de utilizare a sienitului nefelinic, au avut



Fig.41, a, Feldspat Muntele Rece; a - albit; o - ortoză;

colectivul prof.Codarcea (153), J.Ionescu (154) Solacolu (155), ICEMIN - București și Filiala din Cluj Napoca a Institutului de cercetări și proiectări tehnologică pentru sticlă și ceramică fină.

Pe plan mondial, prima lucrare de valorificare a sienitului, a fost a lui Koenig (156). Singurele țări exportatoare de nefelin sienitic sînt Canada și Norvegia.



Fig.41, b, Feldspat M.-Rece a - albit - oligoclaz

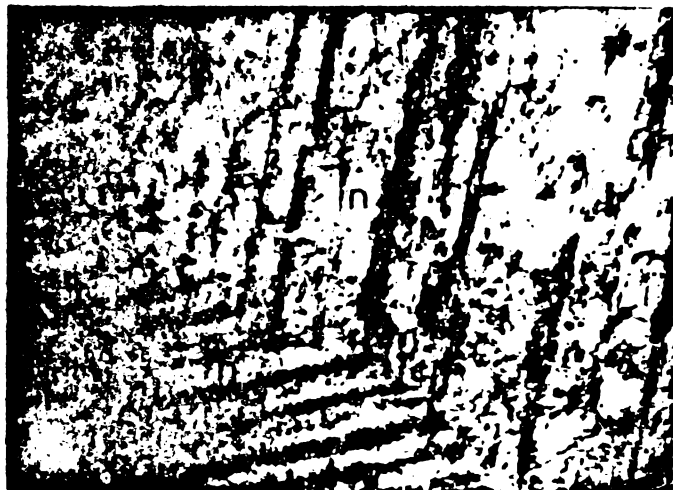


Fig. 42, a, Sienit nefelinic Ditrău; n - nefelin; 80 x; N+



Fig.42, b, Sienit nefelinic - Ditrău; a - albit - oligoclaz 80 x ; N+

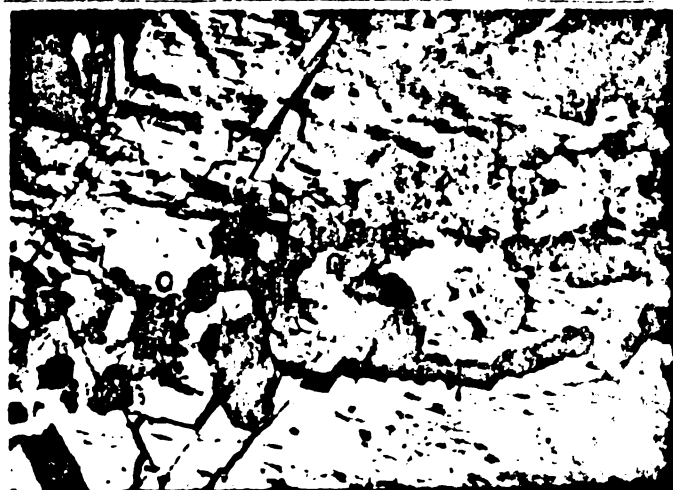


Fig. 42, c , Sienit nefelinic Ditrău; p - pertit, o - ortoză sericitizată m - microclin 80 x; N+

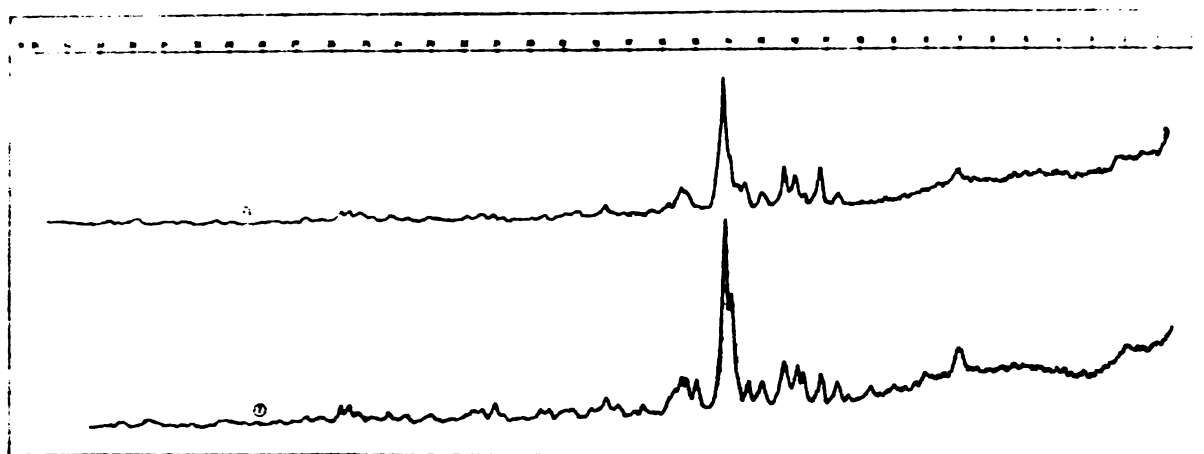


Fig.43 Difractograma feldspatului de Muntele Rece (1) și a Sienitului nefelinic, Ditrău (2).

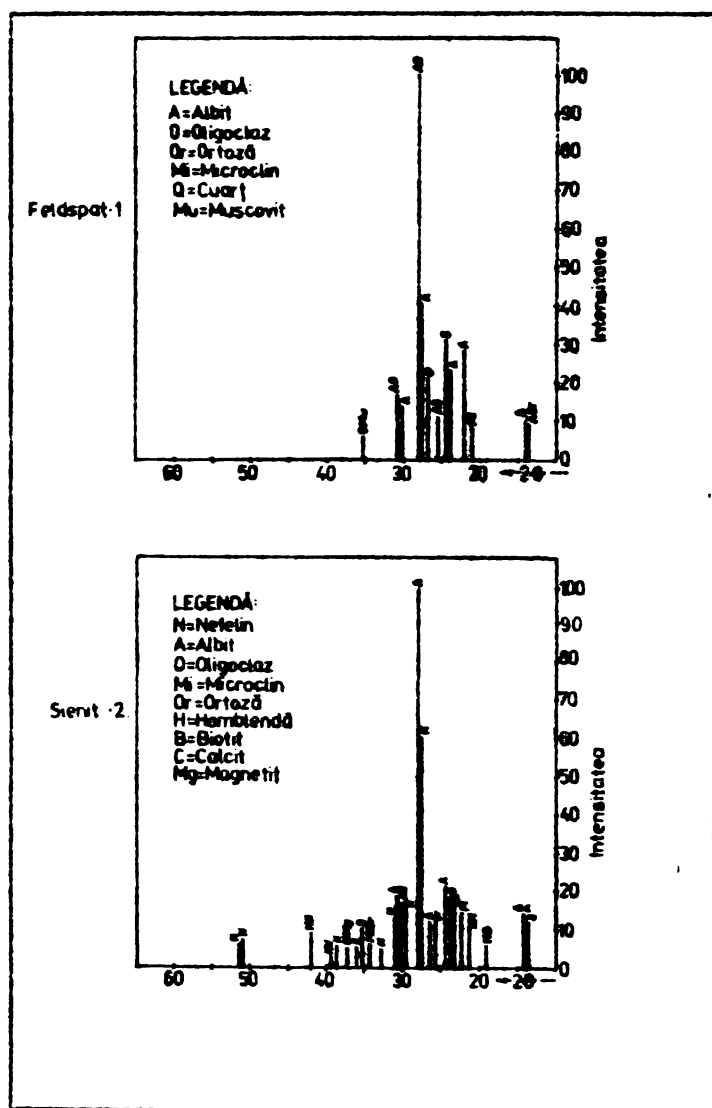


Fig.44 Interpretarea difracto-
gramelor
1 - feldspat M.-Rece
2 - sienit nefelinic, Ditrău

Față de feldspați, sienitul nefelinic se topește la temperaturi mai scăzute, cu aprox. 140°C . Prin aceasta, se reduc temperaturile de ardere și durata acesteia. Sienitul nefelinic este în schimb mult mai sensibil la atmosfera cuptorului.

Compoziția chimică și mineralogică a feldspatului de M.-Rece și a sienitului nefelinic deferizat, de Ditrău, sînt date în tabelele nr.11 și 12.

Analizele difractometrice, comparative ale feldspatului de M.-Rece și ale sienitului nefelinic sînt date în fig. 43 - 44. Acestea, pun în evidență, prezența, ortozei, microclinului, albitului și cuarțului, în cazul feldspatului de M.-Rece și a nefelinului, sodalitului, ortozei, microclinului, albitului și anortitului în cazul sienitului nefelinic.

Diffractogramele din fig. 45, a sienitului nefelinic, a feldspatului de Muntele Rece și Zambia (luat ca etalon, cu suma $K_2O + Na_2O = 15,90$ și

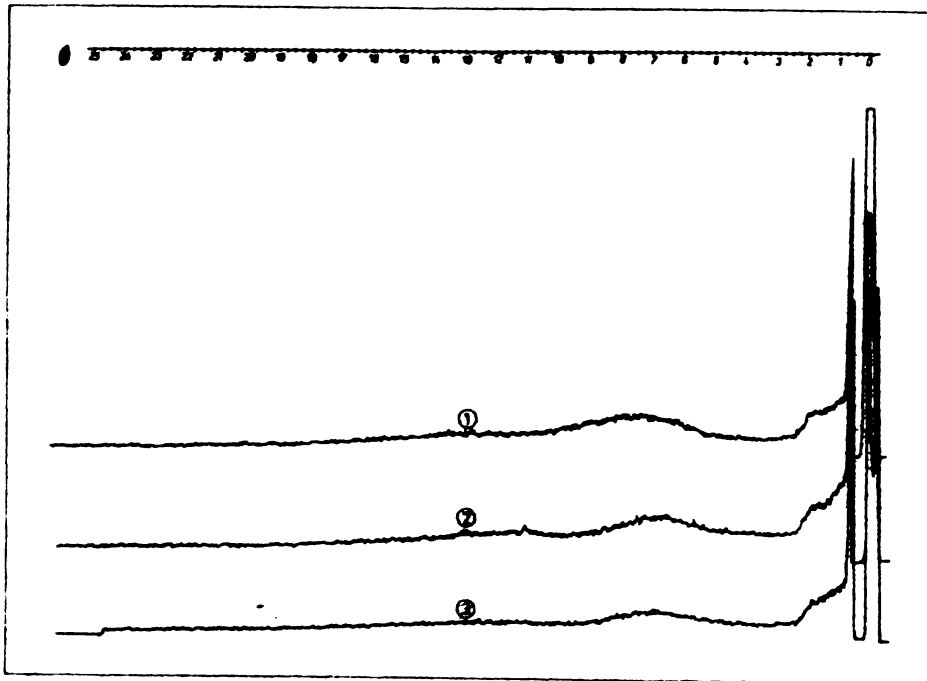
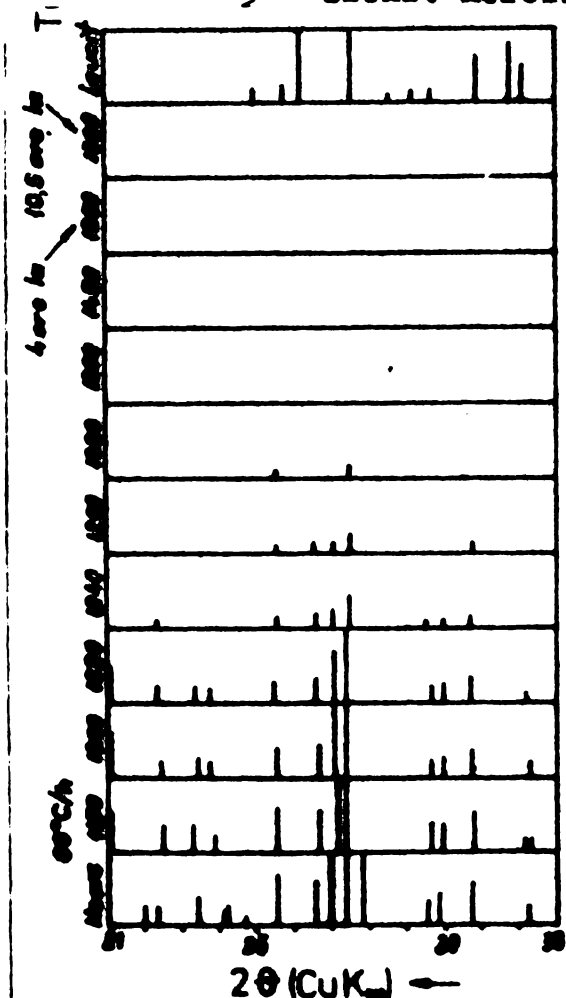


Fig.45 Diffractogramele mat.feldspatice

- 1 - feldspat Zambia, topit
- 2 - feldspat M.-Rece, topit
- 3 - sienit nefelinic, Ditrău, topit

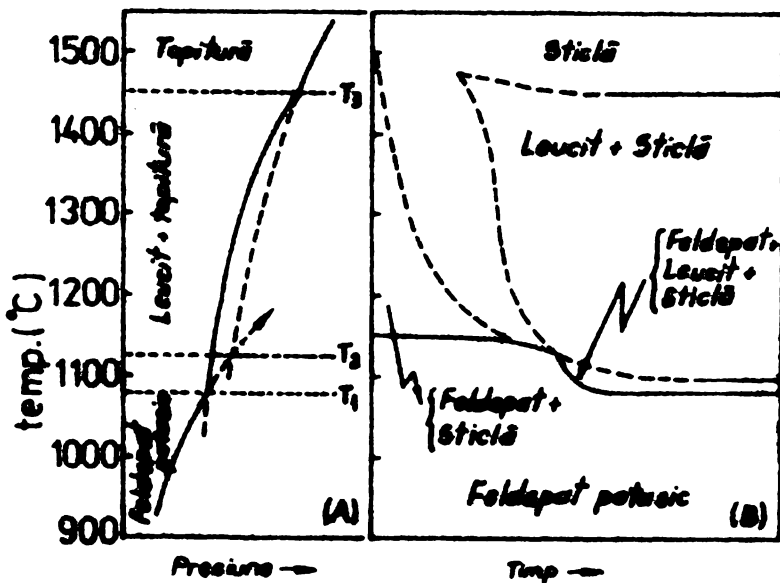
$$\frac{K_2O}{K_2O + Na_2O} = 0,943$$

mai bogat în K_2O decât feldspatul Ishikawa -Japonia-cu $K_2O + Na_2O = 14,04$, utilizat de Hammano) topiti la $1560^{\circ}C$, cu un palier de 4 ore la această temperatură, confirmă constatările lui Hammano (48) privind comportarea feldspatilor potasici la temperaturi înalte, și anume transformarea lor completă în sticlă, fără prezența leucitului (fig.46 - 47).



Interpretarea difractometrică a feldspatului potasic ars și nears

← Fig. 46



Relațiile de fază a feldspatului potasic

Fig. 47

Comparând spectrele IR ale feldspatului de Muntele Rece și ale sienitului nefelinic de Ditrău, se constată asemănarea lor.

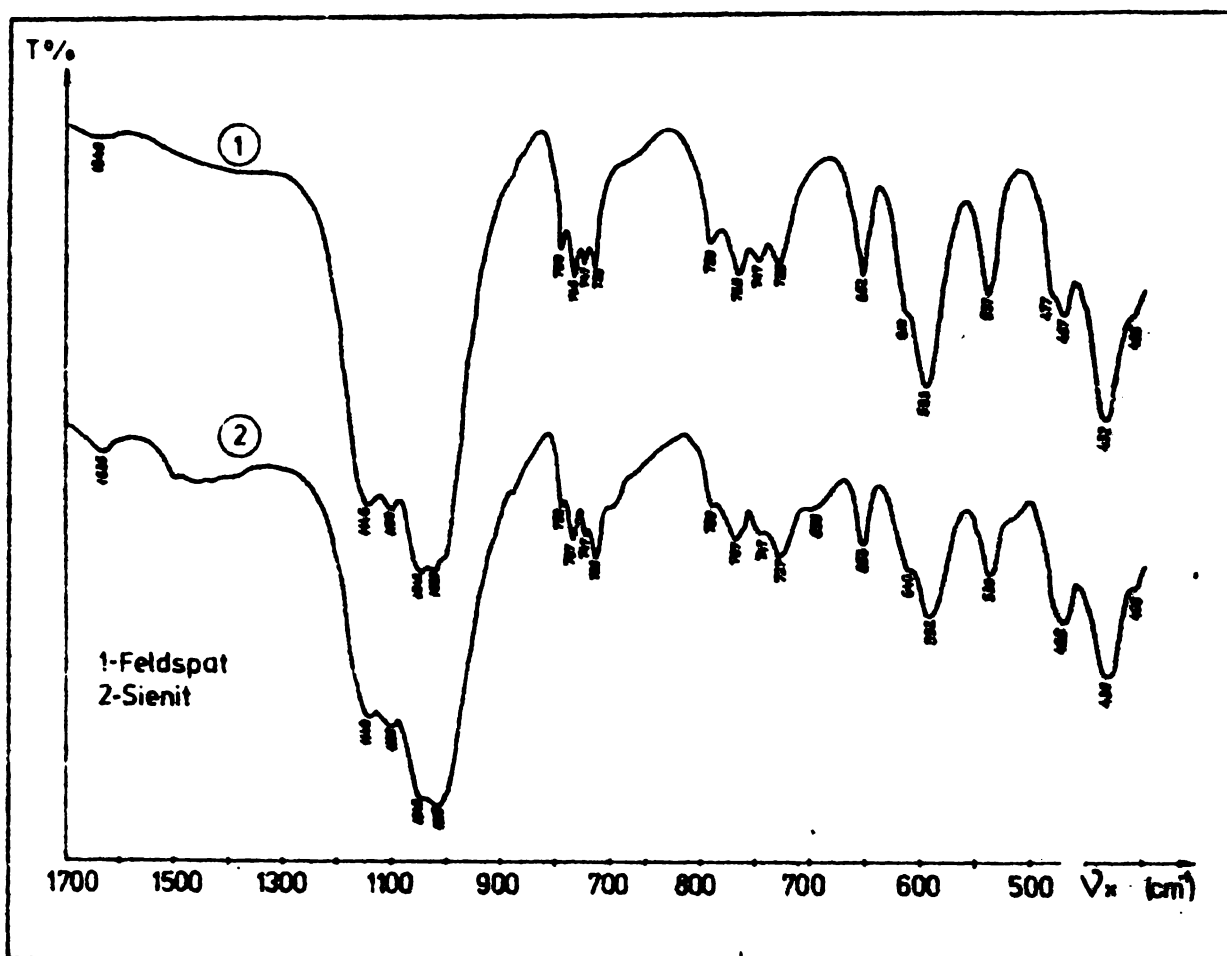


Fig. 48 Spectrele IR ale materialelor feldspatice

În domeniul $400 - 700 \text{ cm}^{-1}$ sînt prezente vibrațiile de deformare $O - Si - O$ (benzile de la $432, 467, 593, 652 \text{ x cm}^{-1}$) precum și vibrațiile de valență $Al - O$ (537 cm^{-1}); În domeniul $900 - 1200 \text{ cm}^{-1}$ sînt prezente vibrațiile de valență $Si - O$.

Leitz-gramele feldspatului de Muntele Rece și ale sienitului nefelinic fig.49, pun în evidență faptul că punctele de deformare

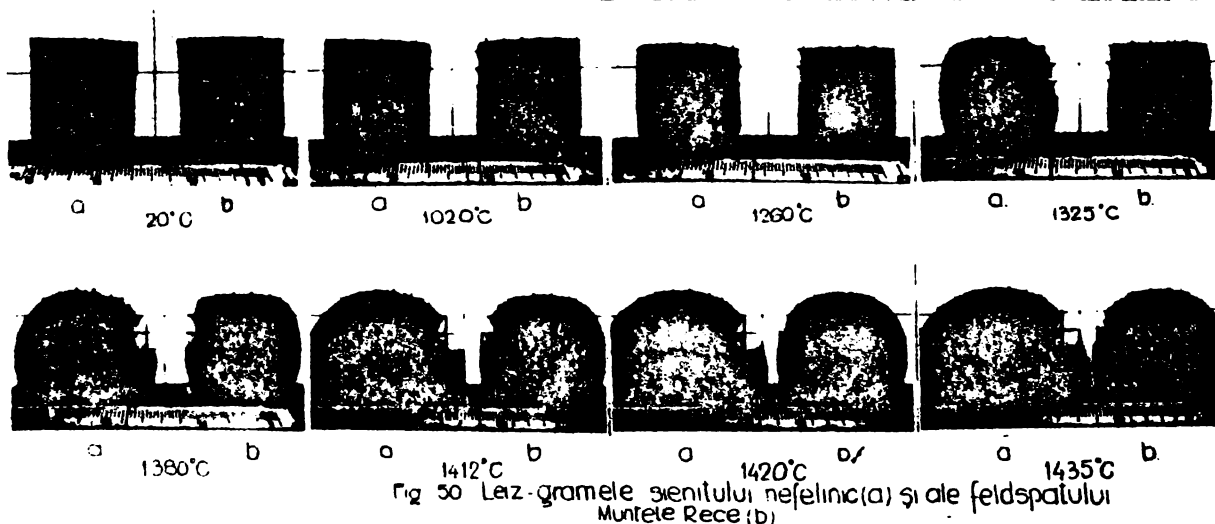


Fig 50 Leitz-gramele sienitului nefelinic(a) și ale feldspatului Muntele Rece (b)

Fig. 49

///.

in funcție de temperatură, depind de suma alcaliilor, de raportul $\frac{K_2O}{K_2O + Na_2O}$, de silicea liberă și de granulație, în concordanță cu observațiile lui Obst și Simon (157) făcute în condiții asemănătoare. Temperaturile de deformare, determinate cu ajutorul acestor Leitz-grame sînt date în tabelul 13.

Tabelul 13- Temperaturile de deformare a mat. feldspatice.

Denumirea	$\frac{K_2O}{KNaO}$	KNaO %	Temperatura de deformare °C				
			con- trație	sinte- zisare	inmu- iere	topire	fluaș
Feldspat M.-Rece	0,42	8,33	1100	1220	1280	1460	1490
Sienit nefelinic Ditrău	0,345	13,3	1000	1150	1220	1320	1420
Feldspat Zambia	0,943	15,9	1150	1240	1300	1380	1520

Din tabel, rezultă că la acești feldspați intervalul între punctul de topire și punctul de înmuiere sub greutate proprie se lărgeste odată cu creșterea valorii raportului $\frac{K_2O}{K_2O + Na_2O}$ cît și caracterul pronunțat fondant al sienitului nefelinic de Ditrău.

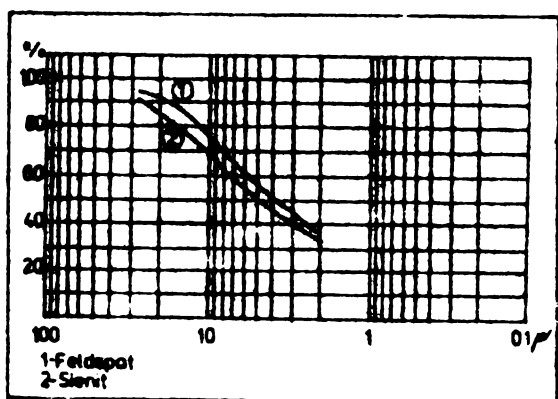


Fig. 50 Curbele de distribuție granulometrică.



Fig. 51 Cuarț Mănăstireni
200 x; N +

Curbele granulometrice ale feldspatului de M.-Rece și ale sienitului nefelinic de Ditrău sînt date în fig. 50. Granulația lor se încadrează în limitele de granulație a maselor industriale de porțelan.

Quarțul și alumina calcinată

Cercetarea materiilor prime cuarțoase, din țară și posibilitățile lor de valorificare sînt date în lucrările autorului (147, 152) și în lucrările (158 - 159) făcute în colaborare.

Cuarțul de Mănăstireni - jud. Cluj și alumina calcinată produsă de Fabrica de alumina din Oradea, utilizate la sinteza maselor de porțelan sînt caracterizate chimic și mineralogic prin compozițiile din tabele nr. 11 și 12.

In fig.52 - 55 dăm difractogramele ,spectrele IR și

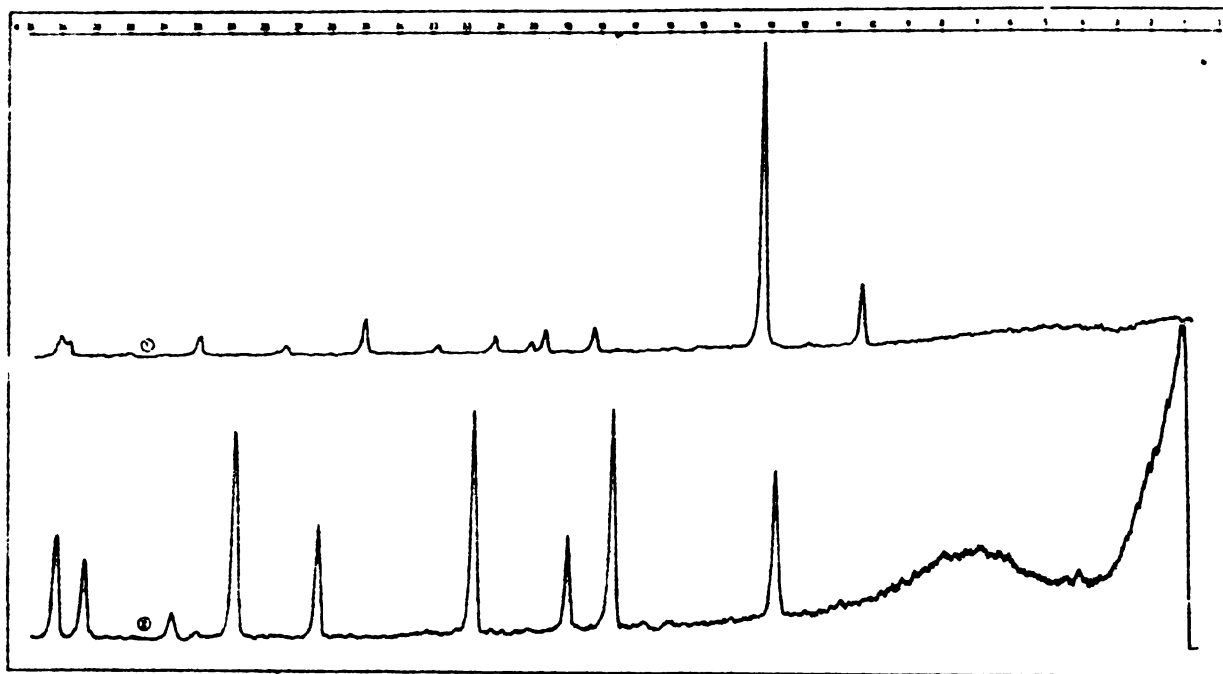
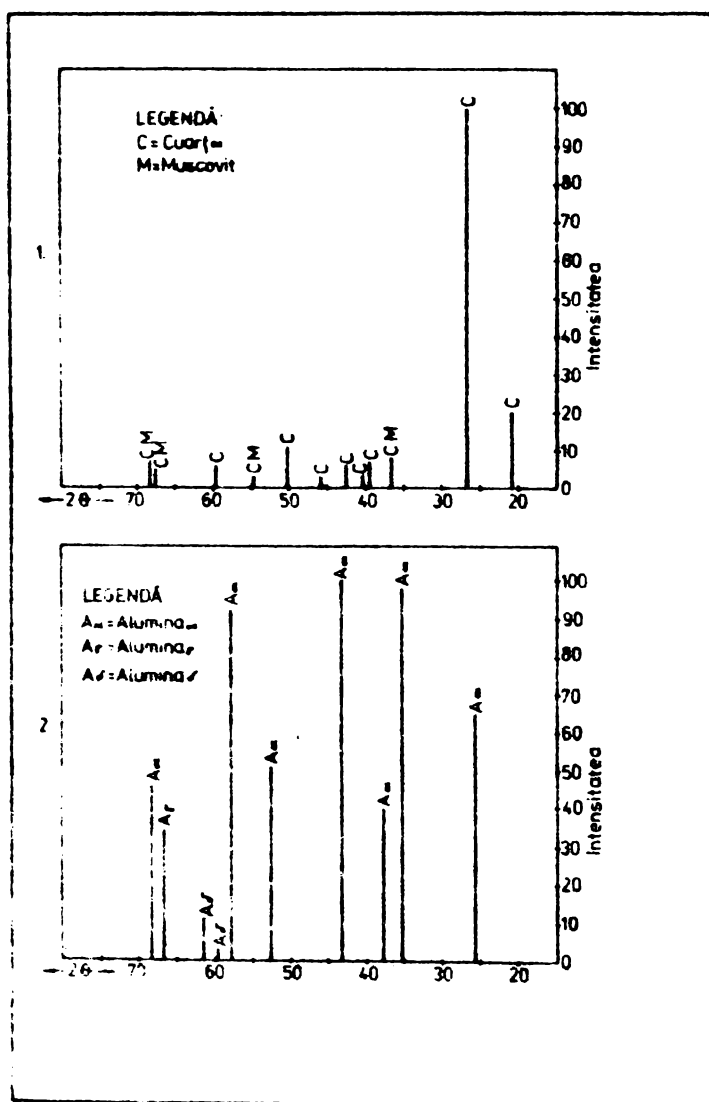


Fig. 52 Difractograme
1 - cuarț; 2 - alumină calcinată



curbele lor granulometrice.

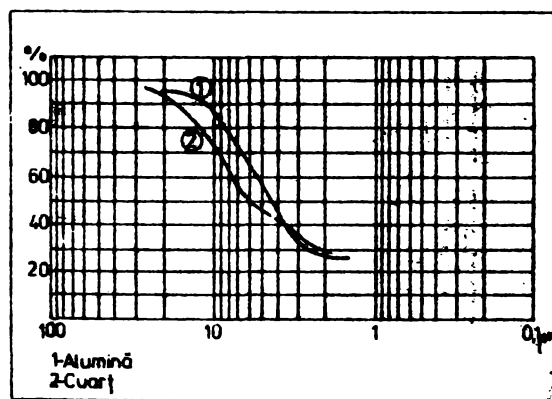


Fig. 54 Curba de distribuție granulometrică

Fig. 53 Interpretarea difractogramelor
1 - cuarț; 2 - alumină

././.

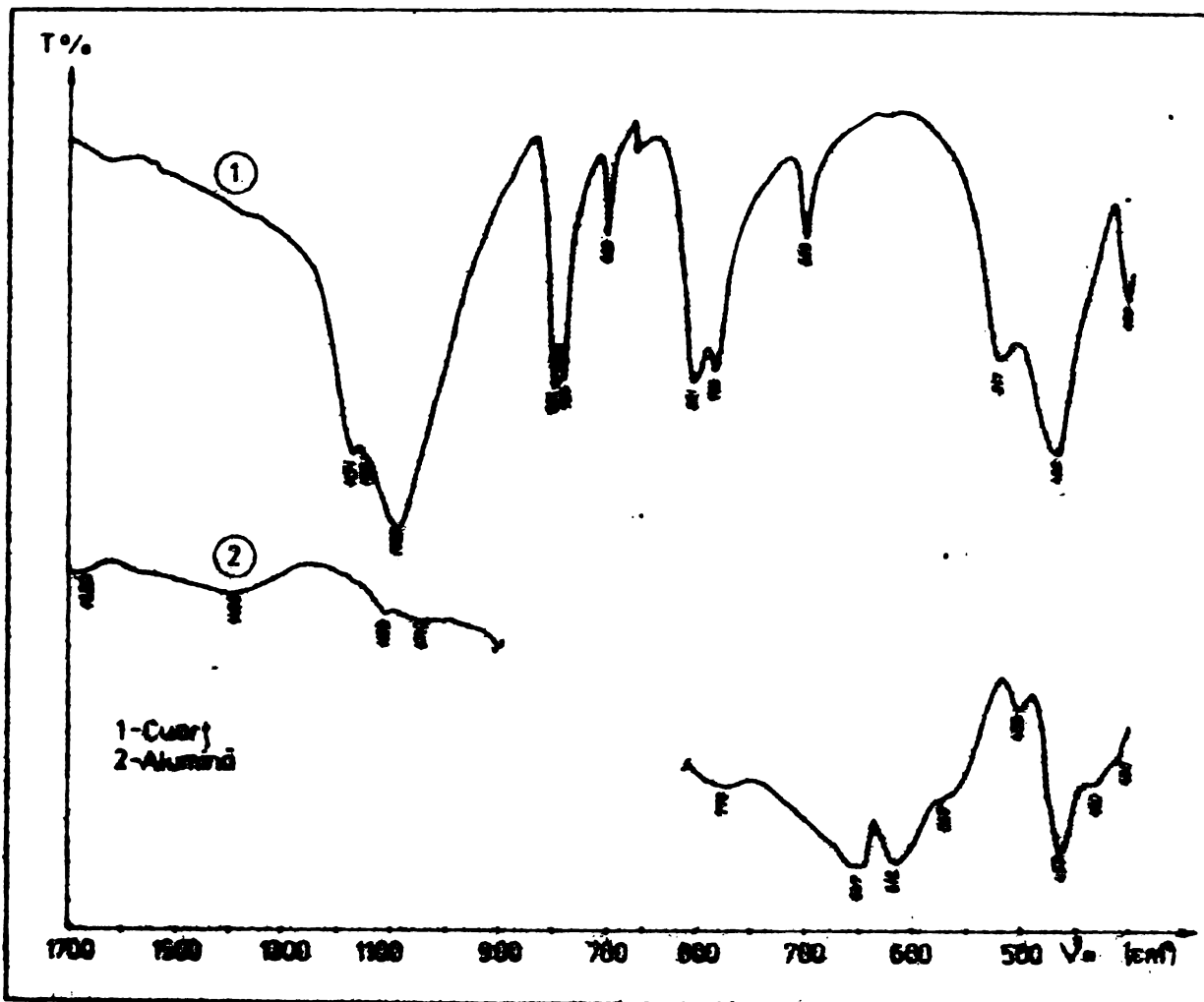


Fig. 55 Spectrele IR ale cuarțului și aluminei

Așa cum rezultă din fig.55, caracteristic pentru cuarț sînt vibrațiile de deformare ale legăturilor O - Si - O de la 465, 517 și 698 cm^{-1} și cele de valență ale Si - O de la 783, 811, 1088, 1150 și 1170 cm^{-1} .

Spectrul aluminei de Oradea, în domeniul 400 - 900 cm^{-1} prezintă aceleași benzi ca și spectrul corindonului ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$); excepție banda slabă a aluminei de la 498 cm^{-1} . În spectrul aluminei de Oradea nu apare banda intensă de la 1088 cm^{-1} caracteristică spectrului etalon al $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Modul de lucru

Ou excepția caolinului de Aghireș și a riolitului caolinizat de Parva, fiecare materie primă, în prealabil, s-a măcinat uscat, granulația lor fiind adusă la mai puțin de 20 μ . Materiile prime, lotizate în cantități de 1000 kg s-au omogenizat, astfel că fiecare masă conține materii prime cu aceleași caracteristici chimice, mineralogice și granulometrice.

Masele, după dozare, s-au omogenizat pe cale umedă, sub formă de barbotine, iar apoi s-au transformat în paste de consistența normală din care s-au confecționat, conform standardelor în vigoare,

././.

epruvetele pentru diferitele încercări fizice, mecanice și termice, necesare caracterizării microstructurilor provizorii și definitive a maselor de porțelan.

Uscarea s-a efectuat lent, în aer liber. Toate epruvetele s-au ars deodată într-un cuptor de laborator cu vatră mobilă de 0,75 mc încălzit cu gaz metan, după diagramele din fig.56, cu palier de 4 ore

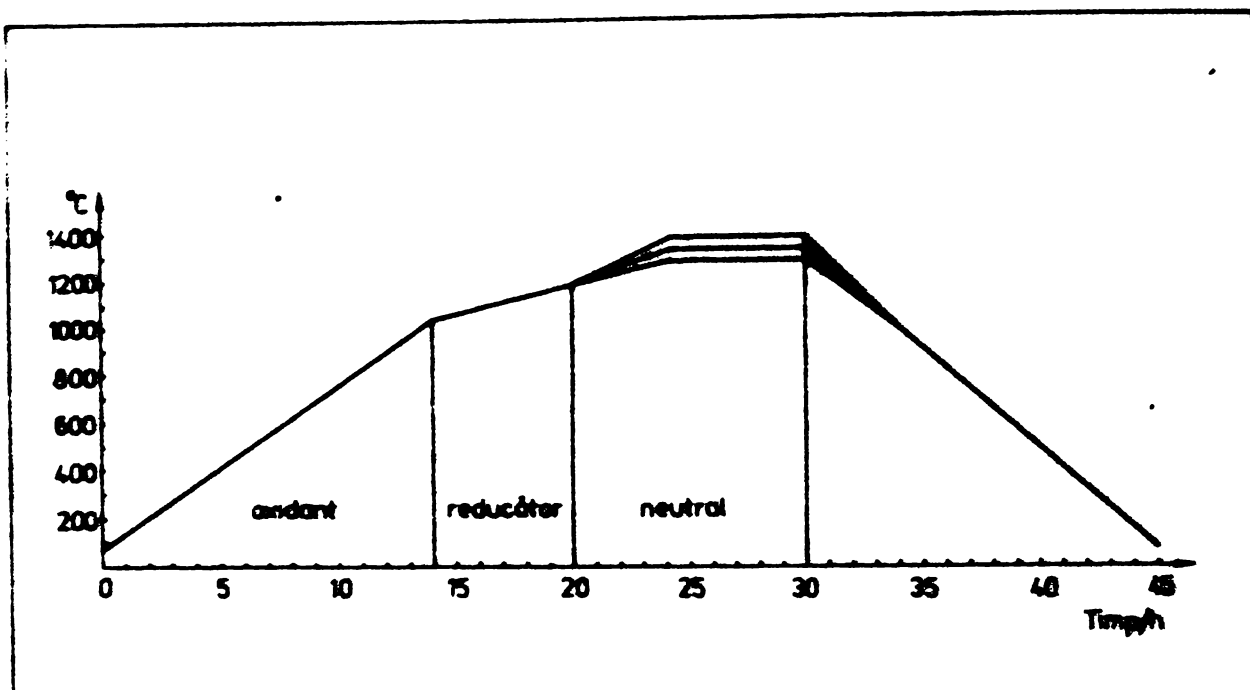


Fig. 56 Diagramele de ardere

la temperaturile finale de 1300°C, 1350°C și 1400°C.

Metode de lucru (160 - 162)

Granulația maselor-a determinat cu balanța de sedimentare Sartorius.

Greutatea specifică a maselor arse s-a determinat cu picnometru, pe probe măcinate (STAS 125-73).

Contractia totală conform STAS 9484/15-74

Săgeata, pe epruvete cu dimensiunile 250 x 25 x 10 mm, suspendate pe suport și arse la 1300°C, 1350°C și 1400°C.

Gradul de alb: cu leucometru Zeiss, conform STAS 9484/19-74.

Rezistența mecanică la încovoiere și compresiune s-a determinat pe epruvete confecționate în conformitate cu STAS 1929 - 65 și rupte cu presa hidraulică de laborator tip Marui - Japonia.

Curbele de dilatare, a maselor arse, la cele trei temperaturi, s-au determinat cu dilatometrul Leitz, de temperaturi înalte, cu suport de Al₂O₃ (degussit), STAS 320-70 și 7824- 67.

Analizele termice (ATD) și (TG) s-au executat cu derivatograful J.Paulik și F.Paulik - L.Erdey (Ungaria).

Leitzgramele materialelor caolinoase și feldspatice s-au realizat cu microscopul de încălzire, Leitz (Austria)

Microfotografiile electronomicroscopice a caolinului și riolitului caolinizat s-au obținut cu ajutorul microscopului electronic de transmisie , Tesla (CSR) la mărimi de 4900-7000x.

Microstructura definitivă a maselor arse la 1300°C, 1350°C și 1400°C precum și cea degradată s-a determinat microscopic ,pe secțiuni subțiri, în lumină transmisă, difractometric cu radiația Cu - K_α folosindu-se difractometrul TUR - M 61.Pentru microstructura degradată (după iradierea camerelor de accelerare) s-au efectuat suplimentar și spectrele IR, cu ajutorul spectrofotometrului de absorbție în infraroșu tip UR - 20 (RDG).

Determinarea semicantitativă a fazelor din masele de porțelan. S-a folosit metoda de analiză prin difracția radiației x, indirectă, cu ajutorul standardului intern și anume a CaF₂, adăugată în proporție de 20 % stit în fiecare amestec etalon cît și în fiecare masă de porțelan.

Pentru componenții mineralogici ai porțelanului s-au luat în considerare următoarele linii din tabelul 14.

Tabelul 14. Liniile spectrelor x a fazelor cristaline din porțelan.

Componentul mineralogic	Linii analitice			Radiția Cu-K _α
	hkl	2 θ	d Å	
Cuarț	101	26,7°	3,34	
Cristobalit	101	22,0°	4,04	
Mulit	210	26,3°	3,38	
Al ₂ O ₃	101	25,50°	3,43	
CaF ₂	111	28,30°	3,15	

Intensitatea radiațiilor s-a determinat prin măsurarea înălțimii maxime de la linia mediană a fondului ca în fig.57.

Pentru întocmirea curbelor de calibrare destinate determinărilor semicantitative s-au utilizat amestecurile din tabelul 15.

S-au făcut apoi difractogramele amestecurilor etalon și s-au determinat rapoartele:

$$\frac{I \text{ cuarț}}{I \text{ CaF}_2} \quad \frac{I \text{ mulit}}{I \text{ CaF}_2} \quad \text{și} \quad \frac{I \text{ Al}_2\text{O}_3}{I \text{ CaF}_2} \quad \text{155/}$$

I - intensitatea , înălțimea în mm a picurilor alese.

Tabelul 15. Amestecurile etalon

Nr. amestecului	Mulit		Cuart		Corindon		Sticlă feldspatică
	%	R_M	%	R_Q	%	R_C	
1	20	0,272	5	0,304	5	0,061	70
2	15	0,168	5	0,354	10	0,083	70
3	20	0,226	5	0,395	15	0,122	60
4	5	0,093	20	1,23	20	0,139	55
5	10	0,142	10	0,745	25	0,195	55
6	5	0,098	20	1,256	30	0,219	45
7	25	0,335	25	1,536	5	0,0607	45
8	30	0,396	15	1,151	10	0,111	45

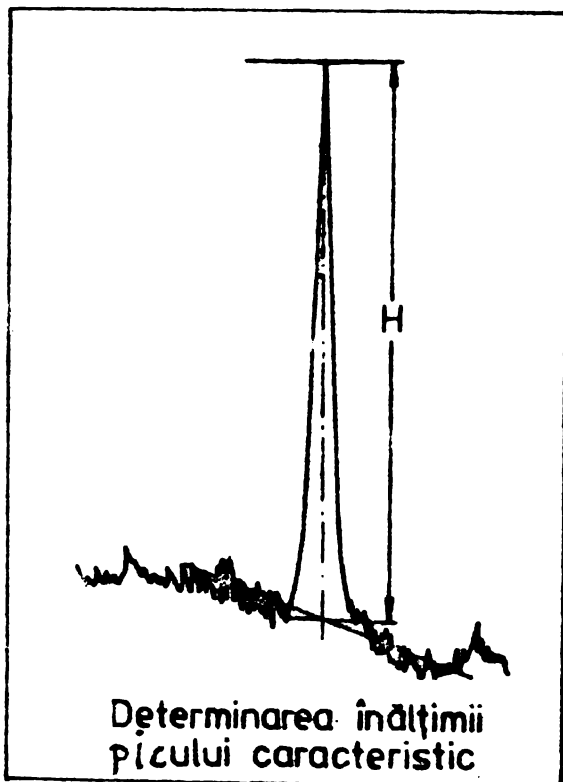


Fig. 57

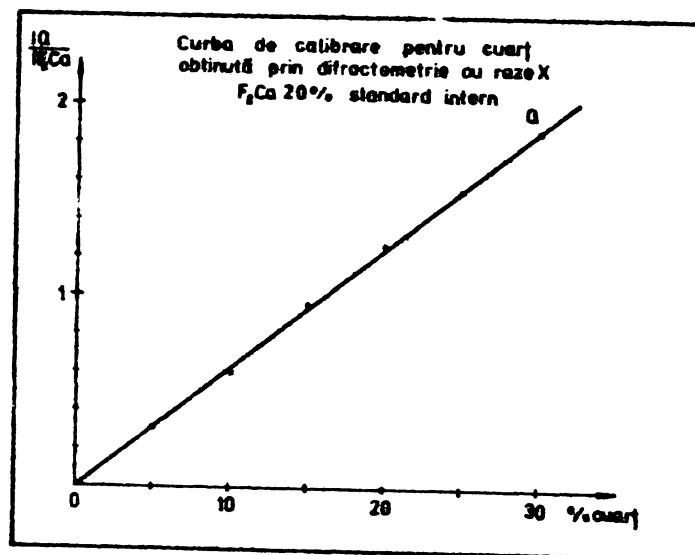
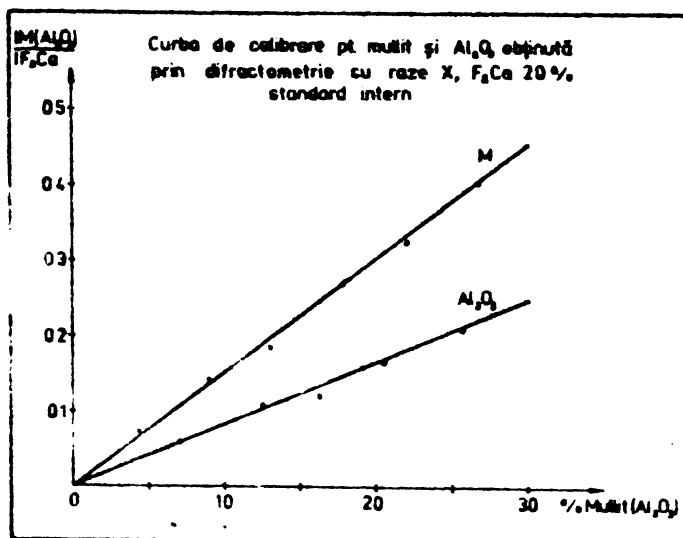


Fig. 58



- ig.59

Cu aceste rapoarte s-au întocmit curbele de calibrare din fig.58 și fig.59.

Pentru cristobalit, s-a folosit curba de calibrare a cuarțului, deoarece are același coeficient de absorbție în raze x și într-o primă aproximație are caracteristicile de intensitate similare cu cuarțul (163-164), dacă citirile pentru cristobalit se fac pe picul $4,04\text{Å}$

iar pentru cuarț, pe picul 3,34 Å , așa cum am procedat.

Atât etaloanele cât și probele s-au măcinat pînă la finețea de sub 60 μ .Cuarțul și mulitul pentru etalonare, după măcinare s-au spălat cu HF, 2 %, pentru îndepărtarea suprafețelor amorfizate prin măcinare.

Ca mulit, pentru etalonare, s-a utilizat mulitul sintetic italian, ce, analizat chimic și RX, are următoarea compoziție:

- mulit 2:1 - 88,6 %
 - corindon(Al₂O₃) - 8,0 %
 - fază sticloasă - 3,4 %
- 1 00,0 %

In funcție de aceste rezultate, la efectuarea amestecurilor pentru etalonare, s-au făcut corecțiile necesare. S-au efectuat apoi difractogramele maselor și s-au determinat aceleași rapoarte. Cu ajutorul acestora s-a calculat compoziția mineralogică a maselor crude (tabelul 19) și a maselor arse (tabelul 21).

2.2. Rezultate experimentale

Din materiile prime, caracterizate, s-au sintetizat 86 compoziții, date în tabelul 16.

Tabelul 16 . Compoziția maselor

Nr. crt.	Nr. masa	Materie primă %					
		Caolin Aghireș Parva	Riolit caolinizat	Feldspat M.-Rece	Sienit nefelinic Ditrău	Cuarț Minăș-tireni	Alumina calcinată.
0	1	2	3	4	5	6	7
0	0 etalon	26	26 ^x	29	-	19 ^{xx}	-
Δ₁ - Mase cu 0,3% Na₂O (0,72 % Na₂O + K₂O)							
1	5	-	7,00	-	-	70,50	22,50
2	11	-	7,30	-	-	67,93	24,77
3	18	-	7,10	-	-	65,80	27,10
4	26	-	6,90	-	-	63,62	29,48
5	35	-	6,80	-	-	61,40	31,80
Δ₂ Mase cu 0,6 Na₂O (1,44 % Na₂O + K₂O)							
6	4	20	12,00	-	-	55,07	12,93
7	10	20	11,80	-	-	52,97	15,22

x) caolin osmoză Cehoslovacia

xx) nisip Miorcani innobilat

0	1	2	3	4	5	6	7
8	17	20	11,40	-	-	51,03	17,57
9	25	20	11,40	-	-	48,77	19,83
10	34	20	11,05	-	-	46,80	22,15
11	43	20	11,00	-	-	44,60	22,40
<u>Δ_3 Mase cu 0,9 % Na₂O (2,16 % Na₂O + K₂O)</u>							
12	3	20	28,00	-	-	43,46	8,46
13	9	20	28,00	-	-	41,28	10,72
14	15	20	28,00	-	-	39,04	12,96
15	24	20	28,00	-	-	36,81	15,19
16	33	20	28,10	-	-	34,50	14,40
17	42	20	27,80	-	-	32,50	19,70
18	50	20	27,80	-	-	30,27	21,93
19	<u>Δ_4 Mase cu 1,20 % Na₂O (2,87 % Na₂O + K₂O)</u>						
19	2	20,00	44,50	-	-	31,58	3,92
20	8	20,00	44,50	-	-	29,35	6,15
21	15	20,00	44,30	-	-	27,30	8,40
22	23	20,00	44,30	-	-	25,30	10,70
23	32	20,00	43,70	-	-	23,30	13,98
24	41	20,00	44,00	-	-	20,85	15,15
25	49	20,00	44,00	-	-	18,65	17,35
26	56	20,00	44,00	-	-	16,42	19,58
<u>Δ_5 Mase cu 1,48% Na₂O (3,60% Na₂O + K₂O)</u>							
27	1	20	56,80	-	1,0	22,2	-
28	1'	20	56,60	1,4	-	22,0	-
29	7	20	60,10	-	-	18,10	1,80
30	14	20	60,20	-	-	15,83	3,97
31	22	20	60,20	-	-	13,62	6,18
32	31	20	60,00	-	-	11,60	8,40
33	40	20	60,00	-	-	9,36	10,64
34	48	20	60,00	-	-	7,15	12,85
35	55	20	60,00	-	-	4,96	15,04
36	61	20	59,30	-	-	3,30	17,40
<u>Δ_6 Mase cu 1,77 % Na₂O (4,30 % Na₂O + K₂O)</u>							
37	6	20	40,00	-	10,00	27,80	2,20
38	6'	20	48,00	10,00	-	21,04	0,96
39	13	20	72,70	-	1,00	6,30	-
40	13'	20	73,00	1,00	-	6,00	-
41	21	20	76,00	-	-	2,24	1,76
42	30	20	76,07	-	-	-	3,93

0	1	2	3	4	5	6	7
43	39	20	58,00	-	4,98	8,45	8,62
44	39'	20	71,80	1,50	-	-	6,71
45	47	20	58,00	-	4,96	6,20	10,84
46	47'	20	58,00	6,00	-	4,57	10,63
47	54	20	58,00	-	4,90	4,05	13,05
48	54'	20	63,57	4,20	-	-	12,25
49	60	20	58,00	-	4,90	1,83	15,27
50	60'	20	59,30	5,7	-	-	15,00
51	<u>Δ_7 Masse cu 2,07025%Na₂O(5,033%Na₂O + K₂O)</u>						
51	12	20	56,00	-	10,00	14,00	-
52	12'	20	52,70	14,00	-	13,10	0,20
53	20	20	55,50	-	10,00	12,20	2,30
54	20'	20	55,10	13,00	-	9,80	2,10
55	29	20	55,50	-	10,00	10,00	4,50
56	29'	20	63,50	10,00	-	3,27	3,23
57	38	20	55,50	-	10,00	7,80	6,70
58	38'	20	55,80	12,7	-	5,05	6,45
59	46	20	55,50	-	10,00	5,60	8,90
60	46'	20	60,70	11,00	-	0,30	8,00
61	53	20	53,30	-	9,90	3,60	11,20
62	53'	20	57,10	12,20	-	-	10,70
63	59	20	55,30	-	9,90	1,40	13,40
64	59'	20	53,00	13,50	-	-	13,50
	<u>Δ_8 Masse cu 2,366 % Na₂O (5,752%Na₂O + K₂O)</u>						
65	19	20,00	53,00	-	15,09	11,54	0,37
66	19'	20	53,20	19,30	-	7,50	-
67	28	20	53,00	-	15,00	9,40	2,60
68	28'	20	53,2	19,30	-	5,30	2,20
69	37	20	53,00	-	15,00	7,20	4,80
70	37'	20	53,10	19,30	-	3,17	4,43
71	45	20	53,00	-	15,00	5,00	7,00
72	45'	20	55,02	18,60	-	-	6,38
73	52	20	53,00	-	15,00	2,80	9,20
74	52'	20	50,83	20,00	-	-	9,17
75	58	20	54,00	-	14,30	-	11,30
76	58'	20	46,44	21,60	-	-	11,96
	<u>Δ_9 Masse cu 2,66175 % Na₂O (6,471 % Na₂O + K₂O)</u>						
77	27	20	55,21	-	18,8	5,91	-
78	27'	20	52,50	24,90	-	2,60	-

0	1	2	3	4	5	6	7
79	36	20	60,20	-	17,40	0,85	1,55
80	36'	20	52,40	25,00	-	0,40	2,18
81	44	20	58,05	-	17,90	-	4,05
82	44'	20	48,74	26,40	-	-	4,86
83	51	20	54,20	-	19,00	-	6,80
84	51'	20	44,35	28,00	-	-	7,65
85	57	20	50,50	-	20,00	-	9,50
86	57'	20	40,35	29,25	-	-	10,41

Aşa cum rezultă din acest tabel, caolinul de Aghireş, materia primă cea mai pură, l-am introdus în cantitate minimă, constantă, de 20%, strict necesară fasonării epruvetelor, în timp ce restul materiilor prime au variat în următoarele limite:

- riolitul caolinizat de Parva a variat de la 6,80% la 76,07%
- feldspatul Muntele Rece de la 1,0% la 29,25 %
- sienitul nefelinic de la 1% la 20%
- cuarțul Minăstireni de la zero% la 70,5%, și
- alumina calcinată de la zero% la 31,80 %.

La alcătuirea maselor s-au urmărit obținerea unor compoziții chimice cât mai apropiate de datele din tabelul 2, în care se încadrează și compoziția etalon, din care s-au executat primele camere de accelerare pentru betatronul Institutului de fizică atomică - București.

Compoziția oxidică polinară a maselor de porțelan este dată în tabelul 17.

Tabelul 17. Compoziția oxidică a maselor de porțelan din sistemul polinar.

Nr. crt.	Nr. masă	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	CaO	MgO	Na ₂ O	K ₂ O
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0	0 etalon	69,03	24,88	0,64	0,04	0,71	0,20	2,35	2,15
<u>Δ₁ Mase cu 0,3 % Na₂O (0,72 % Na₂O + K₂O)</u>									
1	5	75,30	23,80	0,06	-	0,23	0,06	0,28	0,27
2	11	73,04	26,12	0,07	0,01	0,12	0,08	0,29	0,27
3	18	70,78	28,38	0,07	0,01	0,12	0,08	0,29	0,27
4	25	68,47	30,70	0,07	0,01	0,12	0,07	0,30	0,26
5	35	66,18	32,99	0,07	0,01	0,11	0,07	0,31	0,26

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Δ_2 Masse cu 0,6 % Na_2O (1,44 % Na_2O + K_2O)									
6	4	75,50	22,68	0,31	0,16	0,28	0,20	0,28	0,59
7	10	73,27	24,91	0,32	0,16	0,28	0,20	0,28	0,58
8	17	71,03	27,16	0,31	0,16	0,28	0,20	0,29	0,57
9	25	68,79	29,40	0,31	0,16	0,27	0,20	0,31	0,56
10	34	66,56	31,63	0,31	0,26	0,27	0,21	0,31	0,55
11	43	66,33	31,76	0,31	0,26	0,27	0,20	0,32	0,55
Δ_3 Masse cu 0,9 % Na_2O (2,16 % Na_2O + K_2O)									
12	3	76,09	21,34	0,35	0,18	0,32	0,22	0,38	1,12
13	9	73,87	23,56	0,35	0,18	0,31	0,22	0,39	1,12
14	15	71,64	25,78	0,34	0,18	0,31	0,22	0,41	1,12
15	24	69,43	27,99	0,35	0,18	0,29	0,22	0,42	1,12
16	33	67,20	30,21	0,35	0,18	0,30	0,22	0,42	1,12
17	42	64,98	32,43	0,35	0,18	0,30	0,21	0,44	1,11
18	50	62,77	34,64	0,35	0,18	0,30	0,21	0,45	1,10
Δ_4 Masse cu 1,20 % Na_2O (2,87 % Na_2O + K_2O)									
19	2	76,68	19,99	0,39	0,20	0,94	0,23	0,50	1,67
20	8	74,45	22,21	0,39	0,20	0,33	0,23	0,52	1,67
21	15	72,28	24,40	0,38	0,19	0,34	0,23	0,53	1,65
22	23	70,06	26,62	0,39	0,20	0,32	0,23	0,53	1,65
23	32	67,86	28,83	0,39	0,19	0,33	0,22	0,54	1,64
24	41	65,65	31,04	0,39	0,20	0,32	0,22	0,55	1,64
25	49	63,45	33,22	0,39	0,20	0,32	0,22	0,56	1,64
26	56	61,23	35,43	0,39	0,20	0,31	0,22	0,58	1,64
Δ_5 Masse cu 1,48 % Na_2O (3,60 % Na_2O + K_2O)									
27	1	77,26	18,70	0,42	0,29	0,37	0,24	0,68	2,12
28	1'	77,27	18,71	0,43	0,21	0,37	0,24	0,65	2,12
29	7	65,04	22,90	0,43	0,21	0,36	0,25	0,63	2,18
30	14	72,86	23,07	0,43	0,21	0,35	0,25	0,64	2,19
31	22	70,67	25,27	0,43	0,21	0,35	0,24	0,64	2,19
32	31	68,52	27,43	0,43	0,21	0,35	0,24	0,65	2,17
33	40	66,29	29,65	0,43	0,21	0,34	0,20	0,66	2,18
34	48	64,10	31,84	0,42	0,21	0,34	0,24	0,68	2,17
35	55	61,92	34,01	0,43	0,21	0,34	0,24	0,68	2,17
36	61	59,74	36,22	0,43	0,21	0,34	0,22	0,69	2,15
Δ_6 Masse cu 1,77 % Na_2O (4,30 % Na_2O + K_2O)									
37	6	75,77	19,67	0,39	0,19	0,43	0,24	1,33	1,98
38	6'	76,87	18,61	0,45	0,22	0,46	0,27	0,99	2,13

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
39	13	73,45	21,76	0,46	0,22	0,39	0,26	0,81	2,65
40	13'	73,46	21,78	0,47	0,22	0,39	0,26	0,77	2,65
41	21	71,28	23,92	0,47	0,23	0,39	0,25	0,75	2,71
42	30	69,10	26,09	0,47	0,23	0,37	0,25	0,78	2,71
43	39	66,95	28,37	0,43	0,21	0,39	0,24	1,08	2,33
44	39'	66,96	28,29	0,47	0,22	0,38	0,25	0,81	2,65
45	47	64,74	30,57	0,43	0,21	0,39	0,24	1,10	2,33
46	47'	64,87	30,51	0,46	0,22	0,42	0,25	0,93	2,34
47	54	62,58	32,75	0,42	0,21	0,39	0,23	1,09	2,33
48	54'	62,65	32,67	0,47	0,23	0,39	0,25	0,90	2,44
49	60	59,70	35,35	0,43	0,21	0,40	0,23	1,26	2,42
50	60'	60,49	34,88	0,46	0,22	0,40	0,24	0,96	2,37

Δ_7 Mase cu 2,07025% Na₂O (5,033 % Na₂O + K₂O)

51	12	74,14	20,56	0,43	0,21	0,45	0,25	1,45	2,51
52	12'	74,40	20,45	0,49	0,22	0,51	0,27	1,22	2,44
53	20	71,97	22,76	0,42	0,21	0,45	0,25	1,45	2,49
54	20'	72,22	22,61	0,49	0,23	0,51	0,28	1,19	2,47
55	29	69,78	24,93	0,42	0,21	0,45	0,25	1,47	2,49
56	29'	69,95	24,81	0,49	0,23	0,48	0,27	1,13	2,64
57	38	67,60	27,11	0,42	0,21	0,44	0,25	1,48	2,49
58	38'	67,83	27,02	0,49	0,23	0,50	0,27	1,19	2,47
59	46	65,42	29,30	0,41	0,21	0,44	0,20	1,49	2,49
60	46'	65,61	29,17	0,49	0,23	0,47	0,27	1,18	2,58
61	53	63,21	31,52	0,41	0,21	0,44	0,24	1,50	2,47
62	53'	63,43	31,29	0,48	0,23	0,48	0,27	1,22	2,50
63	59	61,02	33,70	0,41	0,21	0,44	0,24	1,51	2,47
64	59'	61,27	33,60	0,48	0,22	0,49	0,26	1,27	2,42

Δ_8 Mase cu 2,366 % Na₂O (5,752 % Na₂O + K₂O)

65	19	72,61	21,50	0,43	0,20	0,49	0,25	1,87	2,65
66	19'	72,97	21,31	0,52	0,23	0,57	0,30	1,48	2,62
67	28	70,42	23,68	0,43	0,20	0,48	0,25	2,89	2,65
68	28'	70,78	23,50	0,53	0,23	0,57	0,29	1,49	2,62
69	37	68,24	25,87	0,42	0,20	0,48	0,25	1,90	2,64
70	37'	68,58	25,69	0,52	0,23	0,57	0,29	1,50	2,62
71	45	66,06	28,05	0,42	0,20	0,48	0,24	1,91	2,64
72	45'	66,38	27,86	0,52	0,24	0,56	0,29	1,49	2,66
73	52	63,86	30,24	0,42	0,20	0,48	0,24	1,98	2,64
74	52'	64,21	30,08	0,51	0,24	0,57	0,28	1,54	2,57
75	58	61,64	32,44	0,42	0,20	0,47	0,25	1,82	2,66
76	58'	62,04	32,29	0,51	0,24	0,58	0,28	1,58	2,48

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Δ_2 Mase cu 2,66175 % Na_2O (6,471 % $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$)										
77	27	71,06	22,39	0,47	0,20	0,53	0,27	2,19	2,89	
78	27'	71,53	22,20	0,55	0,25	0,64	0,30	1,73	2,80	
79	36	68,86	24,57	0,45	0,21	0,52	0,26	2,14	2,99	
80	36'	69,35	24,37	0,55	0,25	0,64	0,30	1,74	2,80	
81	44	66,72	26,74	0,44	0,21	0,52	0,26	2,19	2,92	
82	44'	67,16	26,58	0,54	0,25	0,64	0,31	1,80	2,72	
83	51	64,49	28,97	0,43	0,20	0,52	0,26	2,26	2,87	
84	51'	65,00	28,77	0,54	0,24	0,65	0,30	1,86	2,64	
85	57	62,33	31,16	0,42	0,20	0,52	0,25	2,33	2,79	
86	57'	62,86	30,98	0,53	0,24	0,66	0,30	1,89	2,54	

Pentru încadrarea acestor mase în sistemul cuaternar $\text{Na}_2\text{O} - \text{K}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$ există două metode:
 - fie neglijarea oxizilor aflați sub 1% (Fe_2O_3 , TiO_2 , CaO , și MgO) și recalcularea maselor la 100 % ,
 - fie utilizarea coeficienților de transformare dați de Augustinič (165) pentru materiile prime cu Fe_2O_3 sub 3 %, coeficienții se țin seama de caracterul chimic al oxizilor componenți.

Prima metodă are avantajul de a menține constant raportul $\frac{\text{Na}_2\text{O}}{\text{K}_2\text{O}}$ din compoziția maselor cu impurități. Are însă dezavantajul că la calcularea maselor componentul în proporția mai mare (în cazul nostru SiO_2) este prea mult mărit.

În cazul nostru, suma celor patru oxizi impurificatori ai sistemului este de max. 1,74 % iar la recalcularea lor am utilizat ultima metodă. Rezultatele sînt date în tabelul 18 împreună cu formulele moleculare și maselor respective și cu indicele de aciditate dat de raportul :

$$i = \frac{\text{SiO}_2}{1 + 3\text{Al}_2\text{O}_3} \quad (56)$$

Formulele moleculare, așa după cum am amintit, dau raportul între cele două sisteme ternare componente ale sistemului cuaternar: $\text{Na}_2\text{O} - \text{K}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$.

Tabelul 18. Compoziția oxidică și moleculară , recalculată, a maselor sintetizate.

Nr. Masa est.	Compoziția oxidică %				moli				indice acidi- tate	
	SiO_2	Al_2O_3	Na_2O	K_2O	SiO_2	Al_2O_3	Na_2O	K_2O		
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
0	0	70,15	25,29	2,38	2,18	18,92	4,02	0,63	0,37	1,44
etalon										

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Δ_1 Masse ou 0,3 % Na_2O (0,72 % Na_2O + K_2O)											
1	5	75,96	23,89	0,42	0,26	199,03	37,57	0,56	0,44	1,77	
2	11	73,04	26,20	0,46	0,27	118,32	25,01	0,72	0,28	1,56	
3	18	70,78	28,49	0,47	0,27	112,81	26,75	0,73	0,27	1,38	
4	26	68,45	30,82	0,46	0,26	111,99	29,71	0,73	0,27	1,24	
5	35	66,17	33,10	0,46	0,26	108,26	31,91	0,73	0,27	1,12	
Δ_2 Masse ou 0,6 % Na_2O (1,44 % Na_2O + K_2O)											
6	4	75,64	23,01	0,74	0,58	69,61	12,47	0,66	0,34	1,81	
7	10	73,42	25,24	0,76	0,59	66,00	13,37	0,66	0,34	1,61	
8	17	71,18	27,50	0,76	0,57	64,72	14,73	0,67	0,33	1,43	
9	25	68,94	29,75	0,76	0,57	63,06	16,03	0,67	0,33	1,28	
10	34	66,71	31,97	0,75	0,55	61,94	17,49	0,67	0,33	1,16	
11	43	64,48	34,20	0,76	0,55	59,34	18,54	0,68	0,32	1,05	
Δ_3 Masse ou 0,9 % Na_2O (2,16 % Na_2O + K_2O)											
12	3	76,24	21,70	0,90	1,12	48,06	8,06	0,55	0,45	1,91	
13	9	74,09	23,94	0,90	1,12	46,68	8,89	0,55	0,45	1,68	
14	16	71,81	26,17	0,90	1,12	45,00	9,66	0,55	0,45	1,50	
15	24	69,59	28,37	0,90	1,12	43,35	10,41	0,56	0,44	1,35	
16	33	67,37	30,59	0,90	1,12	41,97	11,23	0,56	0,45	1,21	
17	42	65,15	32,81	0,92	1,11	40,74	12,09	0,56	0,44	1,09	
18	50	62,94	35,03	0,92	1,11	39,11	12,82	0,56	0,44	1,02	
Δ_4 Masse ou 1,20 % Na_2O (2,87 % Na_2O + K_2O)											
19	2	76,86	20,49	1,15	1,67	35,26	5,53	0,50	0,50	2,00	
20	8	74,64	22,61	1,07	1,66	35,62	6,36	0,50	0,50	1,77	
21	15	72,46	24,81	1,08	1,65	34,53	6,97	0,50	0,50	1,58	
22	23	70,25	27,04	1,07	1,64	33,73	7,65	0,50	0,50	1,41	
23	32	68,04	28,98	1,07	1,63	32,77	8,22	0,50	0,50	1,28	
24	41	65,82	31,45	1,08	1,64	31,46	8,86	0,50	0,50	1,14	
25	49	63,64	33,64	1,09	1,63	30,36	9,46	0,50	0,50	1,07	
26	56	61,42	35,85	1,09	1,63	29,29	10,07	0,50	0,50	0,94	
Δ_5 Masse ou 1,48 % Na_2O (3,60 % Na_2O + K_2O)											
27	1	77,47	19,12	1,29	2,12	29,77	4,33	0,48	0,52	2,13	
28	1'	77,48	19,13	1,21	2,12	30,08	4,38	0,48	0,52	2,13	
29	7	75,25	21,32	1,23	2,17	29,43	4,91	0,46	0,54	1,87	
30	14	73,07	23,51	1,23	2,18	28,29	5,36	0,46	0,54	1,66	
31	22	70,88	25,71	1,23	2,18	27,45	5,87	0,46	0,54	1,475	
32	31	68,72	28,87	1,23	2,17	26,68	6,37	0,46	0,54	1,33	
33	40	66,49	30,10	1,24	2,17	25,81	6,88	0,46	0,54	1,19	
34	48	64,30	32,29	1,25	2,17	24,86	7,36	0,46	0,54	1,09	

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
35	55	62,12	34,45	1,24	2,17	23,93	7,82	0,47	0,53	0,98
36	61	59,94	36,66	1,26	2,15	23,29	8,39	0,47	0,53	0,89
Δ_6 Mase cu 1,77 % Na_2O (4,30 % Na_2O + K_2O)										
37	6	75,96	20,04	2,01	1,98	23,66	3,68	0,61	0,39	1,965
38	6'	76,13	20,03	1,71	2,12	25,29	3,92	0,55	0,45	1,97
39	13	73,67	22,22	1,45	2,65	23,80	4,23	0,45	0,55	1,74
40	13'	73,67	22,25	1,41	2,65	24,10	4,29	0,45	0,55	1,74
41	21	71,51	24,39	1,39	2,71	23,25	4,67	0,44	0,56	1,55
42	30	69,33	26,57	1,39	2,71	22,54	5,09	0,44	0,56	1,385
43	39	67,15	28,82	1,70	2,33	2,45	5,42	0,53	0,47	1,24
44	39'	67,17	28,76	1,44	2,62	21,90	5,53	0,46	0,54	1,24
45	47	64,94	31,01	1,70	2,33	20,72	5,83	0,53	0,47	1,12
46	47'	65,08	30,97	1,60	2,34	21,38	6,00	0,51	0,49	1,12
47	54	62,78	33,18	1,70	2,33	20,03	6,23	0,53	0,47	1,01
48	54'	62,87	33,16	1,53	2,44	20,69	6,43	0,49	0,51	1,02
49	60	60,57	35,39	1,75	2,33	19,03	6,55	0,53	0,47	0,92
50	60'	60,70	35,35	1,59	2,35	19,97	6,85	0,51	0,49	0,84
Δ_7 Mase cu 2,07025 % Na_2O (5,033 % Na_2O + K_2O)										
51	12	74,32	20,97	2,18	2,51	20,05	3,33	0,57	0,43	1,91
52	12'	74,62	20,94	2,01	2,43	21,33	3,53	0,56	0,44	1,84
53	20	72,16	23,15	2,17	2,49	19,55	3,69	0,57	0,43	1,62
54	20'	72,44	23,10	1,97	2,47	20,78	3,91	0,55	0,45	1,63
55	29	69,99	25,34	2,17	2,49	18,96	4,04	0,57	0,43	1,445
56	29'	70,18	25,29	1,88	2,64	20,02	4,25	0,52	0,48	1,456
57	38	67,80	27,53	2,18	2,49	18,32	4,38	0,57	0,43	1,296
58	38'	68,04	27,50	1,97	2,48	19,49	4,64	0,55	0,45	1,306
59	46	65,62	29,71	2,18	2,49	17,73	4,73	0,57	0,43	1,167
60	46'	65,82	29,68	1,92	2,58	18,77	4,99	0,53	0,47	1,18
61	53	63,42	31,92	2,18	2,48	17,16	5,09	0,57	0,43	1,055
62	53'	63,66	31,89	1,95	2,51	18,23	5,38	0,54	0,46	1,063
63	59	61,23	34,11	2,18	2,48	16,57	5,44	0,57	0,43	0,956
64	59'	61,48	34,10	2,01	2,42	17,61	5,57	0,56	0,44	0,965
Δ_8 Mase cu 2,366 % Na_2O (5,752 % Na_2O + K_2O)										
65	19	72,82	21,88	2,65	2,65	17,10	3,03	0,60	0,40	1,695
66	19'	73,19	21,83	2,35	2,62	18,53	3,25	0,58	0,42	1,77
67	28	70,65	24,07	2,64	2,64	16,65	3,34	0,60	0,60	1,51
68	28'	71,01	24,02	2,39	2,62	17,98	3,58	0,58	0,42	1,55
69	37	68,45	26,26	2,65	2,64	16,10	3,64	0,60	0,40	1,35
70	37'	68,81	26,21	2,35	2,62	17,42	3,91	0,58	0,42	1,37

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
71	45	66,27	28,44	2,65	2,64	15,58	3,94	0,60	0,40	1,215
72	45'	66,62	28,39	2,32	2,66	16,89	4,24	0,57	0,43	1,23
73	52	64,07	30,62	2,65	2,64	15,06	4,24	0,60	0,40	1,10
74	52'	64,46	30,60	2,38	2,57	16,33	4,57	0,58	0,42	1,10
75	58	61,85	32,84	2,64	2,65	14,53	4,54	0,60	0,40	0,994
76	58'	62,27	32,82	2,44	2,48	15,78	4,90	0,60	0,40	1,006
Δ_9 Mase cu 2,66175 % Na_2O (6,471 % Na_2O + K_2O)										
77	27	71,28	22,77	3,05	2,89	14,85	2,80	0,60	0,40	1,58
78	27'	71,77	22,75	2,67	2,80	16,41	3,06	0,59	0,41	1,61
79	36	69,07	24,97	2,94	3,00	14,50	3,09	0,60	0,40	1,41
80	36'	69,59	24,92	2,69	2,81	15,82	3,34	0,59	0,41	1,435
81	44	66,92	27,14	2,99	2,94	14,02	3,35	0,60	0,40	1,27
82	44'	67,41	27,13	2,74	2,72	15,35	3,64	0,60	0,40	1,29
83	51	64,69	29,38	3,06	2,87	13,49	3,61	0,60	0,40	1,14
84	51'	65,23	29,34	2,80	2,64	14,83	3,93	0,62	0,38	1,17
85	57	62,53	31,55	3,13	2,79	12,99	3,86	0,60	0,40	1,27
86	57'	63,09	30,54	2,83	2,55	14,44	4,25	0,63	0,37	1,05

Din tabelul 18 se constată următoarele variații procentuale: pentru:

- Na_2O : 0,42 - 3,13 % ,
- K_2O : 0,26 - 3,00 % ,
- Al_2O_3 : 19,12 - 36,66 % ,
- SiO_2 : 59,24 - 77,48 % .

Din tabelul 18 corelat cu tabelul 16 și 17 rezultă că numai masele cu feldspatul introdus sub formă de riolit de Parva (care are raportul $\frac{\text{Na}_2\text{O}}{\text{K}_2\text{O}} = 0,28$) sînt potasice ; și anume cele din apropierea dreptelor $\Delta_4 - \Delta_6$. Cele care au feldspatii introduși prin sienitul nefelinic ($\frac{\text{Na}_2\text{O}}{\text{K}_2\text{O}} = 1,89$), respectiv feldspat Muntele Rece ($\frac{\text{Na}_2\text{O}}{\text{K}_2\text{O}} = 1,37$), sînt K_2O sodice. Abaterrea maselor sintetizate de la K_2O planul $\frac{x}{y} = 0,6987595$ ce conține masele teoretice este dată în fig. 60. Aceasta pune în evidență dispersia rapoartelor $\frac{\text{Na}_2\text{O}}{\text{K}_2\text{O}}$ din masele sintetizate față de cele teoretice. Comparînd în schimb conținuturile în Al_2O_3 și SiO_2 a maselor experimentale (tabelul 18) cu cele a maselor teoretice (tabelul 2), constatăm că ele sînt foarte apropiate.

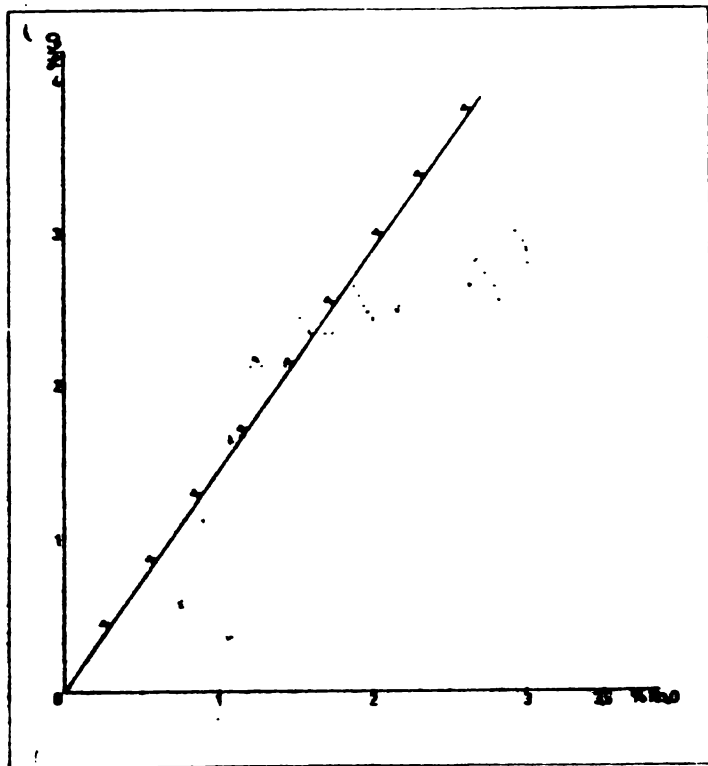


Fig.60 Abaterrea maselor sintetizate de la planul $\frac{X}{Y}$

Microstructura provizorie a maselor de portelan.

Elementele microstructurii provizorii a maselor de portelan (masele crude) calculate din compoziția mineralogică a materiilor prime cât și granulometria maselor și contractia la uscare sînt date în tabelul 19. În același tabel, dăm și procentul de cuarț al maselor crude determinat chimic, microscopic și R_X .

Determinarea prin metoda chimică cu acid fosforic a silicei libere (cuarț) din silicați, se bazează pe acțiunea diferită de solubilizare a acidului fosforic,

în condiții controlate, față de silicați și de cuarț (166).

Proba, adusă la o finețe de sub 60μ (circa 500 mg), se încălzește la 280°C într-un pahar de laborator cu 25 ml acid fosforic 85%. Timpul total de încălzire (ridicarea temperaturii, eliminarea apei, transformarea acidului fosforic în acid pirosulfuric, inclusiv timpul necesar acestuia pentru solubilizarea silicaților, s-a stabilit la 25 minute. În aceste condiții, pierderile de cuarț, prin solubilizare în acid fosforic, nu depășesc 1% din cantitatea totală.

La determinarea silicei libere din materiile prime ceramice, această metodă dă o bună reproductibilitate a rezultatelor.

În schimb, nu se recomandă la masele ceramice arse, deoarece compuşii de temperatură înaltă care se formează (mulit, corindon), fac incertă evaluarea cuarțului din reziduiul obținut, la tratarea materialului cu acid fosforic.

Tabelul 19. Microstructura provizorie a maselor de portelan

Nr. ma- crt. sei loase	Minerale sau compusul argil- micro-feld- Al ₂ O ₃		Compozitia granulometrică (% fractiunea)										Con- trac tie usca re %									
	spa- ti toizi	cal- cu- lat %	Rx %	cel- cu- lat %	R %	micro- chi- mic %	0- 3μ	3- 5μ	5- 7,5μ	7,5- 10μ	10- 12,5μ	12,5- 15μ		15- 17,5μ	17,5- 20μ	20μ						
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	
0	0	39,78	5,32	26,55	-	-	-	28,35	27,5	26,5	24,48	38	10	15	10	8	6	5	3	3	5	6,61
Δ_1 Mase cu 0,3 % Na ₂ O (0,72 % Na ₂ O + K ₂ O)																						
1	5	1,57	1,19	1,19	-	22,50	22,04	73,55	72,7	66	64,40	35	14	12	13	7	5	3	3	3	8	2,0
2	11	1,64	1,24	1,24	-	24,77	23,04	71,11	71,5	65	62,03	39	9	14	11	8	7	5	2	2	5	2,2
3	18	1,60	1,20	1,20	-	27,10	27,0	68,90	67,6	65	61,05	36	14	14	9	7	6	5	2	2	7	2,1
4	26	1,55	1,17	1,17	-	29,48	27,0	6,63	65,7	64	59,3	34	13	13	10	8	6	4	3	3	9	2,0
5	35	1,53	1,16	1,16	-	31,80	31,2	64,35	63,2	62	58,9	33	15	15	11	9	6	4	2	2	5	2,2
Δ_2 Mase cu 0,6 % Na ₂ O (1,44 % Na ₂ O + K ₂ O)																						
6	4	17,10	5,24	2,04	-	12,93	10,6	62,69	61,2	60,0	56,7	45	12	12	9	7	5	4	2	2	4	2,86
7	10	17,05	5,21	2,01	-	15,22	14,08	60,51	59,8	58	53,3	47	12	13	7	5	5	4	2	2	5	3,07
8	17	16,96	5,14	1,94	-	17,57	16,0	58,39	57,3	56	52,4	35	16	17	1,0	7	5	3	3	3	4	2,25
9	25	16,96	5,14	1,94	-	19,83	18,6	56,13	55,6	55	50,5	44	12	12	10	7	4	3	2	2	6	3,15
10	34	16,88	5,08	1,88	-	22,15	21,8	54,01	53,6	50	47,5	44	13	14	10	6	6	2	2	2	3	3,48
11	43	16,87	5,07	1,87	-	24,40	21,10	51,79	49,5	48	47,8	40	14	13	10	7	6	4	1	1	5	4,62
Δ_3 Mase cu 0,9 % Na ₂ O (2,16 % Na ₂ O + K ₂ O)																						
12	3	20,72	7,98	4,78	-	8,46	8,4	58,06	59,0	56,0	51,41	44	13	12	10	5	5	4	3	3	4	2,15
13	9	20,70	7,96	4,76	-	10,72	10,0	55,86	54,7	52,0	48,80	47	14	11	18	6	4	4	1	1	5	3,18
14	16	20,70	7,96	4,76	-	12,96	13,0	53,62	52,7	51	46,60	46	13	13	8	6	5	5	2	2	2	4,65
15	24	20,70	7,96	4,76	-	15,19	15,0	51,39	50,3	50	44,20	47	12	11	10	7	5	3	2	2	3	3,28

./.

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	
16	33	20,70	7,98	4,78	-	17,40	14,5	49,12	49,7	49,7	42,60	66	19	16	6	1	0	1	0	1	0	1	4338
17	42	20,65	7,93	4,73	-	19,70	20,4	46,99	44,8	44,8	40,10	43	12	13	9	6	6	3	3	3	5	3,13	
18	50	20,65	7,93	4,73	-	21,93	20,6	44,76	44,8	44,8	39,90	39	14	15	10	6	4	3	2	7	4,22		

Δ_4 Masse cu 1,20 % Na₂O (2,87 % Na₂O + K₂O)

19	2	24,41	10,76	7,57	-	3,92	3,5	59,34	58,1	58,1	53,8	46	12	13	9	6	5	3	2	4	5,25
20	8	24,41	10,76	7,57	-	6,15	5,8	51,11	50,5	50,5	43,7	47	10	12	10	6	5	4	3	3	3,70
21	15	24,37	10,73	7,53	-	8,40	8,4	48,97	46,5	46,5	41,8	49	13	11	9	6	5	3	2	2	3,10
22	23	24,30	10,68	7,48	-	10,70	10,5	46,84	46,3	46,3	40,0	48	11	12	8	6	3	4	4	4	3,22
23	32	24,23	10,63	7,43	-	12,98	12,1	44,73	43,8	43,8	38,8	48	14	14	9	5	4	3	1,5	1,53,6E	
24	41	24,30	10,68	7,48	-	15,15	13,8	42,39	42,5	42,5	36,0	43	12	15	10	7	4	3	2	4	3,55
25	49	24,30	10,68	7,48	-	17,35	17,2	40,19	40,4	40,4	38,0	43	13	14	11	6	5	2	2	4	4,15
26	56	24,30	10,68	7,48	-	19,58	19,5	37,96	36	36	32,0	38	15	15	12	7	4	2	1	6	3,48

Δ_5 Masse cu 1,48 % Na₂O (3,60 % Na₂O + K₂O)

27	1	27,18	12,86	10,34	0,32	-	-	49,3	48,2	48,2	41,67	48	12	14	11	5	4	2	1	3	4,10
28	1'	27,14	12,80	10,80	-	-	-	49,18	47,6	47,6	41,46	44	12	13	10	7	4	3	2	5	5,28
29	7	27,92	13,42	10,22	-	1,8	1,0	46,64	45,8	45,8	40,90	50	13	11	10	6	4	3	1	2	2,47
30	14	27,94	13,43	10,23	-	3,97	3,6	44,42	44,7	44,7	39,20	50	14	13	9	6	3	2	2	1	2,48
31	22	27,94	13,43	10,23	-	6,18	6,5	42,21	42,3	42,3	40,24	47	13	12	10	5	4	3	2	4	4,20
32	31	27,90	14,40	10,20	-	8,40	8,0	40,10	40,8	40,8	38,87	49	13	12	9	7	4	2	2	2	4,07
33	40	27,90	13,40	10,20	-	10,64	11,0	37,86	37,0	37,0	34,15	46	12	14	10	7	4	1	1	5	3,96
34	48	27,90	13,40	10,20	-	12,85	12,7	35,65	35,1	35,1	33,84	44	14	15	10	6	5	2	1	3	3,90
35	55	27,90	13,40	10,20	-	15,04	13,9	33,46	34	34	30,38	42	15	14	15	6	2	2	2	6	3,73
36	61	27,74	13,20	10,08	-	17,40	17,5	31,50	32	32	28,81	45	13	14	10	6	4	3	1,5	3,5	4,53

Δ_6 Masse cu 1,77 % Na₂O (4,30 % Na₂O + K₂O)

37	6	23,4	10,0	13,60	3,2	2,2	1,8	47,6	46,0	46,0	41,42	49	13	10	9	6	4	3	1	5	2,0
38	6'	25,20	11,81	16,56	-	0,96	0,5	45,47	45,7	45,7	40,77	46	13	12	9	7	5	3	2	3	4,6

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21
39	13	30,75	15,56	13,04	0,32	-	-	40,33	39,7	39	35,10	51	13	12	8	6	4	2	2	2	3,22
40	13'	30,83	15,655	13,25	-	-	-	40,265	39,7	38,5	33,73	47	13	12	8	7	4	3	1	5	4,25
41	21	31,50	16,12	12,92	-	1,76	1,8	37,70	38,0	36	33,85	52	14	13	8	5	3	3	1	1	4,18
42	30	31,52	16,13	12,93	-	3,93	3,5	35,49	33,5	34,0	33,64	48	12	13	9	6	4	4	2	2	4,30
43	39	27,45	13,06	13,25	1,59	8,62	8,5	36,03	35,7	34	31,89	48	13	14	10	6	3	1	2	3	3,91
44	39'	30,56	15,46	13,52	-	6,7	6,5	33,76	30,6	32	30,22	46	16	13	10	6	3	2	1	3	4,48
45	47	27,45	13,06	13,23	1,59	10,84	10,1	33,83	34,0	33	29,24	45	13	13	10	7	4	3	1	4	4,86
46	47'	27,63	13,47	15,04	-	10,63	10,5	33,23	33,0	32	26,80	46	14	13	9	6	5	2	1	4	3,97
47	54	27,45	13,06	13,19	1,57	13,05	12,4	31,68	30,7	30	26,98	43	14	15	12	5	2	1	1	7	4,98
48	54'	28,70	14,18	14,32	-	12,23	11,7	30,57	30,7	30	26,39	42	16	15	11	7	2	0,5	0,5	6	4,0
49	60	27,45	13,06	13,19	1,57	15,27	13,7	29,46	28	28	24,01	40	15	14	10	7	4	3	2	5	4,36
50	60'	27,74	13,54	14,86	-	15,0	14,5	28,86	28,0	27	23,92	42	14	14	11	7	3	2	2	5	3,78

Δ Mase cu 2.07025 % Na₂O (5,03 % Na₂O + K₂O)

51	12	27,00	12,72	16,32	3,20	-	-	40,76	40,0	38,0	34,77	53	8	10	9	7	5	2	2	4	4,12
52	12'	26,20	12,80	20,80	-	2,20	-	37,50	37,1	37	32,44	44	14	12	10	7	4	2	1	6	4,10
53	20	26,89	12,63	16,24	3,20	2,30	2,5	38,74	38,0	36	32,38	40	12	13	18	6	4	3	1	3	4,37
54	20'	26,70	13,18	20,32	-	2,10	1,8	37,70	36,9	35,5	30,32	47	14	12	9	7	4	3	1	3	4,60
55	29	26,89	12,63	16,24	3,20	4,50	3,9	36,54	36,5	35,0	30,40	47	12	12	8	6	5	3	3	4	4,42
56	29'	28,63	14,46	19,21	-	3,23	3,0	34,47	33	34	29,40	46	14	12	10	6	5	2	1	4	4,15
57	38	26,89	12,63	16,24	3,20	6,70	6,2	34,34	34,5	33,0	31,80	45	13	13	10	6	5	3	0,5	4,5	3,65
58	38'	26,90	13,27	20,17	-	6,45	6,5	33,21	33,0	32	28,33	44	13	14	9	6	5	3	2	4	4,15
59	46	26,89	12,63	16,24	3,20	8,90	8,3	32,14	31,5	30,1	26,51	42	14	14	8	8	5	3	1	5	3,23
60	46'	27,94	24,02	19,57	-	8,00	7,8	30,48	30,5	30	26,78	45	14	14	9	5	4	3	2	4	4,65
61	53	26,84	12,60	16,13	3,17	11,20	10,70	30,06	30,0	29	26,26	40	15	14	11	6	4	1	1	8	4,20
62	53'	27,20	13,45	19,95	-	10,70	9,5	28,70	28,0	27	25,29	44	14	14	10	6	4	2	1	5	4,57
63	59	26,84	12,60	16,13	3,17	13,40	13,4	27,46	26,2	25	22,48	40	15	13	9	7	4	2	1	9	4,27
64	59'	29,40	14,50	11,30	-	13,50	13,0	31,30	30,5	30	22,87	44	14	15	9	5	4	2	1	6	5,62

	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	
Ag Mase cu 2,366 % Na ₂ O (5,752 % Na ₂ O + K ₂ O)																							
65	19	26,33	12,21	19,27	4,83	0,37	0,5	36,99	37,0	36,5	30,94	48	13	14	9	4	4	4	1	3	4,07		
66	19'	26,36	13,12	26,26	-	-	-	35,26	34,5	34,0	29,75	46	13	12	8	7	4	2	2	6	4,33		
67	28	26,33	12,21	19,20	4,80	2,60	2,5	34,86	34,5	35	30,3	45	13	12	9	7	4	2	0,5	7,5	4,28		
68	28'	26,36	13,12	25,26	-	2,20	2,0	30,06	29,5	29	25,87	43	14	13	10	5	4	3	2	6	3,43		
69	37	26,33	12,21	19,20	4,80	4,80	4,7	32,66	32,5	32,0	30,50	48	13	13	9	6	3	2	1	5	4,12		
70	37'	26,26	13,12	29,26	-	4,43	4,0	30,73	31	30	23,76	44	13	13	10	6	4	2	2	6	4,18		
71	45	26,33	12,21	19,20	4,80	7,00	6,6	30,46	29,1	30	25,12	43	14	15	7	6	5	3	2	5	3,65		
72	45'	26,67	13,39	24,27	-	6,38	6,2	28,59	27,5	27	22,69	40	14	13	9	7	5	2	2	8	4,57		
73	52	26,33	12,21	19,20	4,80	9,20	9,0	28,26	28,5	26	23,17	42	13	13	9	7	5	2	2	7	3,65		
74	52'	25,74	12,74	25,44	-	9,17	9,0	29,91	28,5	28	20,25	40	18	13	9	6	4	3	1	6	4,87		
75	58	26,55	12,38	19,18	4,70	11,30	10,5	25,89	23,8	22	20,81	43	14	14	9	6	5	3	1	5	3,60		
76	58'	24,86	12,06	26,04	-	11,96	11,5	25,08	24,5	23	20,04	44	11	12	10	7	4	3	1	8	4,72		
Ag Mase cu 2,66175 % Na ₂ O (6,471 % Na ₂ O + K ₂ O)																							
77	27	26,83	12,59	22,17	6,02	-	-	32,39	31,1	30,0	26,77	48	11	12	8	6	4	4	2	5	3,98		
78	27'	26,11	13,25	29,85	-	-	-	30,79	30,5	30	23,26	46	13	12	9	6	4	2	2	6	4,33		
79	36	27,95	13,43	22,06	5,57	1,55	1,5	29,74	29,5	28,5	23,98	52	14	13	8	5	4	0,5	1,5	4,70			
80	36'	26,07	13,25	29,92	-	2,18	2,0	28,58	26,8	26	21,28	44	14	13	10	7	2	1	1	8	3,78		
81	44	27,46	13,07	22,04	5,73	4,05	4,0	27,65	27,5	25,5	22,47	44	13	13	8	6	5	2	1,5	7,5	4,23		
82	44'	25,29	12,70	30,48	-	4,86	4,5	26,67	26,5	25	19,67	48	12	13	10	6	5	1	2	3	4,03		
83	51	26,60	12,41	22,13	6,08	6,80	7,0	25,98	26,2	24	21,13	42	14	14	9	7	4	2	2	6	3,40		
84	51'	24,39	12,00	31,05	-	7,65	7,5	24,91	23,5	23	19,14	42	15	14	10	6	3	2	1	7	4,43		
85	57	25,76	11,78	22,19	6,40	9,50	9,2	24,37	24,3	22	21,95	43	13	13	10	6	4	3	1,5	6,5	3,65		
86	57'	23,40	10,95	23,91	-	10,41	10,3	22,44	21,5	21	20,76	41	16	13	11	7	3	1	1	7	4,60		

Aşa cum rezultă din tabelul 19 , faţă de masa etalon, cu 59,78 % minerale argiloase, masele experimentale au un conţinut de max. 31,52% minerale argiloase. Ca urmare, contracţia la uscare şi capacitatea de fasonare este mult mai redusă. Masele cu o contracţie la uscare sub 3 %, la fasonare, se comportă necorespunzător.

Compoziţia granulometrică a masei etalon şi a celor experimentale este asemănătoare, fracţiunea sub 3μ fiind în proporţia cea mai mare, în majoritatea cazurilor, peste 40%. Excepţie fac masele din grupa Δ_1 care au şi un conţinut mai scăzut, atât în fracţiunea fină, cât şi în minerale argiloase. O corelaţie între contracţia la uscare şi compoziţia granulometrică nu s-a putut stabili. (Excepţie, grupa Δ_1) Se observă însă creşterea contracţiei odată cu creşterea proporţiei de minerale argiloase.

Microstructura definitivă

Caracteristicile microstructurale de bază, cât şi variaţia caracteristicilor de vitrifiere cu temperatura de tratament termic, sînt date în tabelul 20.

Tabelul 20. Microstructura definitivă - caracteristici microstructurale.

Nr. crt.	Nr. masei	Temp. de ardere °C	C a r a c t e r i s t i c a						
			Gr. sp. abs. $\frac{g}{cm^3}$	Gr. sp. apar. $\frac{g}{cm^3}$	$\frac{\gamma_a}{\gamma}$	A %	Pa %	Contra- cţia totală %	Sugreat mm
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0	0 etalon	1350	2,33	2,22	0,952	0,00	0,00	14,15	40,50
<u>Δ_1 Mase cu 0,3 % Na_2O (0,72 % $Na_2O + K_2O$)</u>									
		1300	2,63	1,80	0,684	16,00	28,80	ned.	ned.
1	5	1350	2,61	1,80	0,689	15,70	28,28	ned.	ned.
		1400	2,59	1,79	0,691	15,65	28,00	ned.	ned.
		1300	2,64	1,84	0,696	13,69	25,20	ned.	ned.
2	11	1350	2,63	1,90	0,722	13,23	25,14	ned.	ned.
		1400	2,62	1,92	0,732	13,02	25,00	ned.	ned.
		1300	2,65	1,75	0,660	14,48	25,34	ned.	ned.
3	18	1350	2,63	1,90	0,722	13,33	25,33	ned.	ned.
		1400	2,60	1,95	0,750	11,53	22,50	ned.	ned.
		1300	2,71	1,91	0,704	14,09	26,93	ned.	ned.
4	26	1350	2,68	2,00	0,746	13,02	26,04	ned.	ned.
		1400	2,66	2,05	0,770	11,67	23,94	ned.	ned.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1300	2,80	2,13	0,760	13,47	28,70	ned	ned
5	35	1350	2,75	2,10	0,763	12,45	26,16	ned	ned
		1400	2,73	2,09	0,765	10,99	22,98	ned	ned
Δ_2 Mase cu 0,6 % Na ₂ O (1,44 % Na ₂ O + K ₂ O)									
		1300	2,58	1,86	0,720	13,33	24,80	6,00	7,30
6	4	1350	2,57	1,89	0,735	12,72	24,05	6,80	8,40
		1400	2,56	1,90	0,742	11,80	22,43	10,70	10,70
		1300	2,52	2,14	0,849	4,15	8,90	11,25	12,96
7	10	1350	2,51	2,14	0,852	4,00	8,58	11,50	13,88
		1400	2,49	2,13	0,855	0,46	1,00	12,25	13,90
		1300	2,63	1,90	0,722	14,15	26,90	4,45	8,22
8	17	1350	2,61	1,89	0,724	13,28	25,10	4,60	8,40
		1400	2,52	1,84	0,730	11,85	21,81	5,15	11,80
		1300	2,67	2,00	0,749	12,05	24,10	5,72	51,93
9	25	1350	2,63	1,98	0,752	11,59	22,96	5,90	58,60
		1400	2,57	1,96	0,762	10,92	21,42	7,00	61,60
		1300	2,71	1,99	0,734	12,46	24,80	6,45	4,90
10	34	1350	2,63	1,96	0,745	12,05	23,62	7,70	9,10
		1400	2,62	2,09	0,797	7,22	15,10	7,70	9,70
		1300	2,68	1,95	0,727	13,79	26,90	8,10	6,06
11	43	1350	2,66	2,06	0,774	11,22	23,12	8,35	10,62
		1400	2,65	2,08	0,784	10,70	22,27	8,90	11,00
Δ_3 Mase cu 0,9 % Na ₂ O (2,16 % Na ₂ O + K ₂ O)									
		1300	2,57	2,09	0,813	5,44	11,37	7,90	10,34
12	3	1350	2,500	2,13	0,852	4,50	9,59	9,15	19,54
		1400	2,49	2,31	0,927	0,00	0,00	10,55	20,50
		1300	2,50	2,32	0,928	0,00	0,00	10,25	7,94
13	9	1350	2,47	2,30	0,931	0,00	0,00	11,40	10,94
		1400	2,44	2,33	0,954	0,00	0,00	12,70	14,70
		1300	2,61	1,87	0,716	12,62	23,60	6,85	6,50
14	16	1350	2,59	1,87	0,722	12,52	23,43	6,85	8,50
		1400	2,56	1,92	0,750	12,06	23,17	7,55	8,50
		1300	2,50	2,33	0,932	2,96	6,9	11,40	18,64
15	24	1350	2,49	2,33	0,935	0,24	0,57	11,95	19,52
		1400	2,47	2,32	0,939	0,00	0,00	14,10	20,70

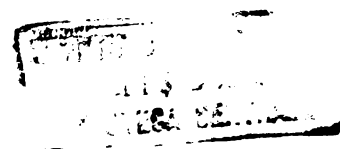
././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1300	2,50	2,40	0,960	0,00	0,00	12,10	22,75
16	33	1350	2,40	2,36	0,983	0,00	0,00	14,15	25,50
		1400	2,37	2,34	0,987	0,00	0,00	14,60	28,90
		1300	2,59	2,43	0,938	2,67	6,50	12,00	13,50
17	42	1350	2,54	2,39	0,940	0,87	2,10	11,80	18,05
		1400	2,51	2,38	0,948	0,34	0,82	13,05	28,30
		1300	2,67	2,43	0,906	3,26	7,90	12,35	17,72
18	50	1350	2,57	2,41	0,937	0,59	1,43	13,75	18,14
		1400	2,44	2,40	0,983	0,00	0,00	13,85	18,62
Δ_4 Mase cu 1,20 % Na ₂ O (2,87% Na ₂ O + K ₂ O)									
		1300	2,53	2,35	0,928	0,00	0,00	15,30	29,64
19	2	1350	2,49	2,30	0,923	0,00	0,00	15,55	34,32
		1400	2,40	2,24	0,930	0,00	0,00	16,35	53,70
		1300	2,57	2,27	0,880	4,43	10,07	13,10	24,58
20	8	1350	2,46	2,23	0,906	3,17	7,09	14,35	26,60
		1400	2,36	2,20	0,932	0,00	0,00	14,55	35,90
		1300	2,48	2,32	0,935	0,35	0,82	13,45	27,84
21	15	1350	2,47	2,30	0,931	0,00	0,00	14,05	29,20
		1400	2,42	2,28	0,942	0,00	0,00	15,95	38,60
		1300	2,54	2,47	0,972	0,00	0,00	14,46	33,75
22	23	1350	2,52	2,43	0,964	0,00	0,00	14,65	34,02
		1400	2,50	2,43	0,972	0,00	0,00	15,20	35,80
		1300	2,56	2,48	0,968	0,00	0,00	13,65	27,50
23	32	1350	2,55	2,47	0,968	0,00	0,00	15,25	37,96
		1400	2,50	2,43	0,972	0,00	0,00	15,60	54,80
		1300	2,56	2,49	0,972	0,00	0,00	13,50	26,16
24	41	1350	2,50	2,40	0,960	0,00	0,00	14,35	28,22
		1400	2,43	2,38	0,979	0,00	0,00	15,45	35,70
		1300	2,57	2,45	0,953	0,00	0,00	13,80	23,00
25	49	1350	2,52	2,42	0,960	0,00	0,00	14,65	26,07
		1400	2,46	2,41	0,979	0,00	0,00	14,90	29,50
		1300	2,57	2,50	0,972	0,00	0,00	12,70	26,32
26	56	1350	2,52	2,46	0,976	0,00	0,00	14,30	26,82
		1400	2,51	2,46	0,980	0,00	0,00	15,30	30,60

.//.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
<u>Δ₅ Masse cu 1,48 % Na₂O (3,60 % Na₂O + K₂O)</u>									
		1300	2,47	2,26	0,914	0,00	0,00	12,45	49,82
27	1	1350	2,42	2,23	0,921	0,00	0,00	14,40	52,20
		1400	2,40	2,22	0,925	0,00	0,00	15,95	54,60
		1300	2,41	2,28	0,946	0,00	0,00	14,75	52,18
28	1'	1350	2,40	2,24	0,933	0,00	0,00	15,05	52,70
		1400	2,35	2,23	0,949	0,00	0,00	16,35	54,00
		1300	2,48	2,42	0,975	0,00	0,00	12,85	36,14
29	7	1350	2,43	2,38	0,979	0,00	0,00	13,85	46,80
		1400	2,41	2,37	0,983	0,00	0,00	14,15	53,30
		1300	2,53	2,33	0,920	0,00	0,00	11,20	40,70
30	14	1350	2,46	2,30	0,934	0,00	0,00	12,20	47,80
		1400	2,40	2,28	0,950	0,00	0,00	13,80	54,76
		1300	2,60	2,31	0,888	0,00	0,00	13,25	41,88
31	22	1350	2,50	2,22	0,888	0,00	0,00	15,25	44,68
		1400	2,59	2,36	0,911	0,00	0,00	16,70	52,28
		1300	2,48	2,34	0,943	0,00	0,00	13,30	39,24
32	31	1350	2,33	2,22	0,952	0,00	0,00	14,15	40,84
		1400	2,30	2,21	0,960	0,00	0,00	16,85	42,76
		1300	2,56	2,39	0,933	0,00	0,00	13,30	36,07
33	40	1350	2,40	2,33	0,970	0,56	1,3	14,70	37,86
		1400	2,39	2,32	0,970	0,00	0,00	16,85	39,54
		1300	2,58	2,45	0,949	0,00	0,00	13,25	32,06
34	48	1350	2,50	2,40	0,960	0,00	0,00	15,00	34,27
		1400	2,46	2,38	0,967	0,00	0,00	15,30	42,52
		1300	2,57	2,45	0,953	0,00	0,00	14,00	30,18
35	55	1350	2,53	2,42	0,956	0,00	0,00	15,35	31,94
		1400	2,51	2,41	0,960	0,00	0,00	16,45	32,12
		1300	2,63	2,58	0,980	0,00	0,00	13,90	30,14
36	61	1350	2,57	2,53	0,984	0,00	0,0	15,75	31,80
		1400	2,50	2,47	0,985	0,00	0,00	16,65	34,02
<u>Δ₆ Masse cu 1,77 % Na₂O (4,30 % Na₂O + K₂O)</u>									
		1300	2,48	2,19	0,883	0,00	0,00	9,55	53,65
37	6	1350	2,32	2,06	0,887	0,00	0,00	11,00	53,80
		1400	2,28	2,03	0,890	0,00	0,00	11,80	62,28

././.



0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1300	2,45	2,24	0,914	0,00	0,00	14,00	47,08
38	6'	1350	2,38	2,23	0,936	0,00	0,00	15,05	54,86
		1400	2,26	2,13	0,942	0,00	0,00	15,90	55,33
		1300	2,65	2,33	0,879	0,00	0,00	13,85	47,65
39	13	1350	2,53	2,32	0,916	0,39	0,92	14,00	47,85
		1400	2,52	2,30	0,912	0,00	0,00	14,90	48,53
		1300	2,40	2,27	0,945	0,00	0,00	15,00	38,46
40	13'	1350	2,39	2,26	0,945	0,00	0,00	15,35	40,78
		1400	2,35	2,24	0,953	0,00	0,00	15,80	50,30
		1300	2,44	2,30	0,942	0,00	0,00	14,55	35,42
41	21	1350	2,43	2,28	0,938	0,00	0,00	15,40	40,92
		1400	2,37	2,26	0,953	0,00	0,00	16,65	43,30
		1300	2,47	2,39	0,967	0,00	0,00	14,55	28,26
42	30	1350	2,46	2,29	0,930	0,00	0,00	15,75	30,46
		1400	2,34	2,27	0,970	0,00	0,00	16,53	34,70
		1300	2,55	2,40	0,941	0,00	0,00	14,00	38,26
43	39	1350	2,38	2,25	0,945	0,00	0,00	14,05	41,88
		1400	2,35	2,24	0,953	0,00	0,00	14,90	45,54
		1300	2,53	2,43	0,960	0,00	0,00	13,00	24,60
44	39'	1350	2,50	2,41	0,964	0,00	0,00	16,05	34,92
		1400	2,46	2,38	0,967	1,26	3,00	16,80	42,62
		1300	2,56	2,30	0,898	0,34	0,80	12,35	40,54
45	47	1350	2,55	2,29	0,898	0,00	0,00	15,25	41,02
		1400	2,50	2,25	0,900	0,00	0,00	14,90	45,54
		1300	2,55	2,42	0,949	0,00	0,00	11,65	26,36
46	47'	1350	2,48	2,36	0,951	0,00	0,00	12,75	32,00
		1400	2,43	2,34	0,962	0,00	0,00	15,75	35,14
		1300	2,55	2,37	0,929	0,00	0,00	14,75	38,55
47	54	1350	2,54	2,36	0,929	0,00	0,00	14,80	41,28
		1400	2,50	2,34	0,936	0,00	0,00	17,35	41,52
		1300	2,54	2,36	0,929	0,00	0,00	14,35	41,50
48	54'	1350	2,53	2,36	0,933	0,00	0,00	15,00	42,36
		1400	2,48	2,33	0,939	0,00	0,00	16,30	46,60
		1300	2,59	2,40	0,926	0,00	0,00	15,90	35,20
49	60	1350	2,56	2,38	0,929	0,00	0,00	15,40	38,54
		1400	2,54	2,37	0,933	0,00	0,00	14,00	42,12
		1300	2,58	2,45	0,949	0,00	0,00	14,00	36,60
50	60'	1350	2,57	2,43	0,945	0,00	0,00	14,60	39,86

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1400	2,50	2,40	0,960	0,00	0,00	16,50	44,90
		Δ_7 Mase cu 2,07025 % Na ₂ O (5,033 % Na ₂ O + K ₂ O)							
		1300	2,42	2,15	0,888	0,00	0,00	11,80	50,64
51	12	1350	2,39	2,10	0,878	0,00	0,00	12,75	56,18
		1400	2,37	1,98	0,835	0,00	0,00	13,80	62,06
		1300	2,47	2,28	0,923	0,00	0,00	13,45	42,16
52	12'	1350	2,25	2,23	0,991	0,00	0,00	13,55	54,22
		1400	2,21	2,09	0,945	0,00	0,00	15,00	58,20
		1300	2,42	2,15	0,888	0,00	0,00	13,25	51,12
53	20	1350	2,41	2,11	0,875	0,00	0,00	14,50	58,36
		1400	2,40	2,08	0,866	0,00	0,00	15,45	58,38
		1300	2,62	2,32	0,885	0,00	0,00	13,05	50,44
54	20'	1350	2,60	2,30	0,884	0,00	0,00	13,35	55,10
		1400	2,48	2,21	0,891	0,00	0,00	13,95	57,90
		1300	2,48	2,23	0,899	0,00	0,00	13,90	55,25
55	29	1350	2,46	2,22	0,902	0,00	0,00	15,30	58,94
		1400	2,41	2,20	0,912	0,00	0,00	15,45	59,56
		1300	2,46	2,30	0,934	0,00	0,00	12,00	45,50
56	29'	1350	2,38	2,29	0,962	0,00	0,00	12,20	46,24
		1400	2,32	2,28	0,982	0,00	0,00	15,30	47,46
		1300	2,60	2,20	0,846	0,00	0,00	12,15	56,50
57	38	1350	2,48	2,19	0,883	0,00	0,00	13,10	57,73
		1400	2,40	2,16	0,900	0,00	0,00	14,85	61,95
		1300	2,44	2,33	0,954	0,00	0,00	13,00	28,66
58	38'	1350	2,43	2,31	0,950	0,00	0,00	13,60	44,62
		1400	2,32	2,29	0,987	0,00	0,00	15,00	60,56
		1300	2,48	2,23	0,899	0,00	0,00	13,70	52,85
59	46	1350	2,46	2,18	0,886	0,00	0,00	14,40	54,20
		1400	2,42	2,17	0,896	0,00	0,00	15,00	59,50
		1300	2,63	2,33	0,885	0,00	0,00	12,70	31,75
60	46'	1350	2,47	2,32	0,939	0,00	0,00	14,25	43,22
		1400	2,45	2,31	0,942	0,00	0,00	16,20	45,70
		1300	2,69	2,34	0,869	0,00	0,00	14,20	41,00
61	53	1350	2,67	2,33	0,872	0,00	0,00	14,90	45,82
		1400	2,66	2,32	0,872	0,30	0,71	15,25	53,20

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1300	2,60	2,39	0,919	0,00	0,00	13,00	37,89
62	53'	1350	2,59	2,35	0,907	0,00	0,00	14,00	37,58
		1400	2,36	2,31	0,978	0,00	0,00	15,05	40,19
		1300	2,53	2,35	0,928	1,48	3,49	13,80	48,92
63	59	1350	2,50	2,34	0,936	0,00	0,00	15,30	46,82
		1400	2,48	2,33	0,939	0,00	0,00	15,80	46,95
		1300	2,68	2,43	0,906	0,00	0,00	15,60	28,28
64	59'	1350	2,63	2,42	0,920	0,00	0,00	16,10	39,74
		1400	2,61	2,41	0,923	0,00	0,00	17,45	40,52
<p>A <u>Massa su 2,366 % Na₂O (5,752 % Na₂O + K₂O)</u></p>									
		1300	2,50	2,16	0,864	0,00	0,00	12,95	52,2
65	19	1350	2,49	2,13	0,855	0,00	0,00	14,05	55,63
		1400	2,42	2,00	0,826	0,00	0,00	14,95	58,77
		1300	2,50	2,28	0,912	0,00	0,00	11,70	54,60
66	19'	1350	2,47	2,25	0,910	0,00	0,00	13,35	56,22
		1400	2,43	2,24	0,921	0,00	0,00	14,50	59,33
		1300	2,42	2,19	0,904	0,00	0,00	13,95	55,57
67	28	1350	2,37	2,16	0,911	0,00	0,00	14,05	55,63
		1400	2,31	2,13	0,922	0,00	0,00	14,75	57,60
		1300	2,47	2,25	0,910	0,00	0,00	12,15	60,88
68	28'	1350	2,37	2,24	0,945	0,00	0,00	12,35	55,18
		1400	2,30	2,21	0,960	0,00	0,00	13,75	57,37
		1300	2,50	2,20	0,880	0,00	0,00	12,95	55,75
69	37	1350	2,95	2,13	0,893	0,00	0,00	13,75	56,63
		1400	2,40	2,16	0,900	0,00	0,00	14,45	58,80
		1300	2,41	2,28	0,946	0,00	0,00	13,95	55,20
70	27'	1350	2,37	2,26	0,953	0,00	0,00	14,90	56,40
		1400	2,31	2,22	0,961	0,00	0,00	15,85	57,32
		1300	2,46	2,21	0,898	0,62	1,39	12,70	53,40
71	45	1350	2,38	2,15	0,903	0,00	0,00	13,65	56,36
		1400	2,32	2,14	0,922	0,00	0,00	14,90	58,78
		1300	2,53	2,27	0,897	0,58	1,33	12,75	55,62
72	45'	1350	2,37	2,24	0,945	0,00	0,00	14,20	59,85
		1400	2,30	2,23	0,969	0,00	0,00	15,00	60,50
		1300	2,62	2,30	0,877	0,00	0,00	12,80	56,90
73	52	1350	2,53	2,22	0,877	0,00	0,00	13,40	56,98
		1400	2,51	2,20	0,880	0,00	0,00	14,40	58,45

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1300	2,59	2,45	0,945	0,00	0,00	14,20	40,38
74	52'	1350	2,46	2,34	0,951	0,00	0,00	15,30	42,30
		1400	2,45	2,34	0,955	0,00	0,00	15,50	43,57
		1300	2,59	2,30	0,888	0,14	0,33	12,15	54,72
75	58	1350	2,45	2,25	0,918	0,00	0,00	13,85	55,82
		1400	2,43	2,24	0,921	0,00	0,00	13,95	58,75
		1300	2,63	2,38	0,904	0,00	0,00	13,45	44,65
76	58'	1350	2,59	2,37	0,915	0,00	0,00	15,10	49,58
		1400	2,52	2,35	0,932	0,00	0,00	17,10	57,48
Δ_9 Mase cu 2,66175 % Na_2O (6,471 % Na_2O + K_2O)									
		1300	2,40	2,18	0,908	0,00	0,00	9,50	50,66
77	27	1350	2,37	2,17	0,915	0,00	0,00	10,50	57,26
		1400	2,22	2,05	0,923	0,00	0,00	13,25	59,24
		1300	2,55	2,22	0,870	0,00	0,00	12,55	51,30
78	27'	1350	2,54	2,21	0,870	0,00	0,00	13,30	54,20
		1400	2,50	2,20	0,880	0,00	0,00	14,25	59,00
		1300	2,46	2,25	0,914	0,00	0,00	13,30	54,35
79	36	1350	2,34	2,16	0,923	0,00	0,00	14,30	58,70
		1400	2,19	2,04	0,931	0,00	0,00	15,65	59,50
		1300	2,42	2,23	0,921	0,00	0,00	11,30	55,37
80	36'	1350	2,39	2,23	0,933	0,00	0,00	11,20	56,18
		1400	2,28	2,20	0,964	0,00	0,00	13,05	59,30
		1300	2,45	2,25	0,918	0,00	0,00	13,55	55,27
81	44	1350	2,39	2,20	0,920	0,00	0,00	14,95	56,87
		1400	2,34	2,17	0,927	0,00	0,00	16,90	58,60
		1300	2,58	2,55	0,988	0,46	1,19	12,85	43,40
82	44'	1350	2,42	2,20	0,909	0,00	0,00	13,40	47,82
		1400	2,32	2,19	0,943	0,00	0,00	14,90	49,28
		1300	2,67	2,29	0,857	0,00	0,00	11,30	45,68
	51	1350	2,50	2,20	0,880	0,00	0,00	13,00	52,28
		1400	2,47	2,19	0,886	0,00	0,00	13,15	60,82
		1300	2,49	2,34	0,939	0,00	0,00	11,05	58,06
84	51'	1350	2,47	2,32	0,939	0,00	0,00	12,10	58,97
		1400	2,46	2,31	0,939	0,00	0,00	13,45	62,00
		1300	2,48	2,27	0,915	0,32	0,74	11,25	57,02
85	57	1350	2,42	2,26	0,933	0,00	0,00	12,55	59,16
		1400	2,37	2,25	0,949	0,00	0,00	13,80	59,54

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
		1300	2,50	2,31	0,924	0,00	0,00	10,02	59,00
86	57'	1350	2,50	2,30	0,920	0,00	0,00	14,20	59,54
		1400	2,47	2,29	0,927	0,00	0,00	16,05	60,04

Din acest tabel rezultă că numai masele din grupele Δ_4 , Δ_9 , cu un conținut de feldspati peste 15%, îndeplinesc caracteristicile de vitrifiere ale porțelanurilor. Intervalul de vitrifiere se lărgeste pe măsură ce crește conținutul de alumina. Contractia totală a maselor din grupele Δ_4 - Δ_9 este asemănătoare cu masele de porțelan industriale. Săgeata maselor de porțelan din grupele Δ_8 - Δ_9 este exagerată, peste 40 mm, ceea ce arată că vitrifierea are loc la temperaturi sub 1300°C, datorită cantităților mari de oxizi fondanți din compoziția lor.

Compoziția mineralogică la echilibru, determinată prin calcul, comparată cu cea determinată semicantitativ cu ajutorul difractometrului, este dată în tabelul 21.

Tabelul 21. Microstructura definitivă - compoziția mineralogică.

Nr. crt	Nr. ma se	Temp. de ar- dere °C	C o m p o z i ț i a m i n e r a l o g i c ă									
			la echilibru, calculată					determinată difractometric				
			%mu- lit	%si- lice	%sti- clă	%mu- lit	%alu- mină	% cuart	%cris- total	Total fază cris- tali- nă %	Total sticlă %	
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	
0	0	1350	20,70	-	79,30	18,40	-	1,50	1,50	19,90	80,10	
etalon												
Δ_1 Mase cu 0,3 % Na ₂ O (0,72 % Na ₂ O + K ₂ O)												
		1300	31,30	54,30	14,40	3,00	13,40	15,80	24,80	57,00	43,00	
1	5	1350	31,11	52,21	16,80	6,00	12,00	12,00	24,80	54,80	45,20	
		1400	30,70	48,59	20,69	7,00	10,60	9,20	24,60	51,40	48,60	
		1300	34,47	51,23	14,30	4,80	20,50	20,20	29,90	75,40	24,60	
2	11	1350	34,26	49,15	16,59	6,40	19,40	17,80	29,77	73,37	26,30	
		1400	33,84	45,31	20,85	9,10	15,60	11,60	35,40	71,70	28,30	
		1300	37,66	48,04	14,30	4,40	24,40	23,10	23,40	75,30	24,70	
3	18	1350	37,47	45,95	16,58	4,70	23,80	17,40	27,10	73,00	27,00	
		1400	37,05	42,10	20,85	10,60	20,60	11,20	29,80	72,20	27,80	
		1300	40,86	44,84	14,30	4,20	24,00	22,30	23,10	73,60	26,40	
4	26	1350	40,60	42,76	16,59	6,00	20,80	12,80	23,50	63,10	36,90	
		1400	40,23	38,91	20,86	8,10	21,60	11,20	19,35	60,25	39,75	

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
		1300	44,07	41,64	18,09	3,50	23,00	16,40	20,60	63,50	36,50
5	35	1350	43,86	39,55	16,59	6,20	17,40	10,00	25,10	58,70	41,30
		1400	43,43	35,71	20,86	9,00	16,80	7,50	22,10	55,40	44,60
<u>Δ_2 Masse cu 0,6 % Na₂O (1,44 % Na₂O + K₂O)</u>											
		1300	27,36	43,94	28,70	14,20	10,40	25,00	22,80	72,40	27,6
6	4	1350	26,96	39,78	33,26	16,10	10,20	17,80	25,70	69,80	30,2
		1400	26,14	32,28	41,58	16,50	8,40	11,00	26,60	62,90	37,10
		1300	30,56	40,74	28,70	14,20	9,60	16,40	17,40	57,60	42,4
7	10	1350	30,16	36,58	33,26	15,50	8,40	11,20	19,70	54,80	45,20
		1400	29,34	29,08	41,58	16,00	5,80	3,10	12,50	37,40	62,60
		1300	33,76	37,56	28,68	14,00	15,20	19,40	20,00	68,60	31,40
8	17	1350	33,35	33,41	33,24	14,80	14,80	16,00	19,40	65,00	35,00
		1400	32,53	25,87	41,60	19,60	8,90	8,70	24,30	61,50	38,50
		1300	36,96	34,36	28,68	11,20	16,20	19,60	19,40	66,40	33,60
9	25	1350	36,55	30,20	33,24	15,20	14,00	14,20	22,80	66,20	33,80
		1400	35,73	22,67	41,60	19,80	10,20	10,80	24,50	65,30	34,70
		1300	40,16	31,16	28,68	12,20	15,80	18,20	26,90	37,10	26,90
10	34	1350	39,76	27,00	33,24	19,20	15,80	13,20	23,30	70,90	29,10
		1400	38,93	19,47	41,60	19,20	13,00	13,20	18,30	63,70	36,30
		1300	43,36	27,98	28,68	10,20	13,00	11,60	15,00	49,80	50,20
11	43	1350	42,95	23,82	33,23	11,30	11,10	9,40	15,90	47,70	52,30
		1400	42,12	16,27	41,60	15,90	10,50	6,40	14,70	47,50	52,50
<u>Δ_3 Masse cu 0,9 % Na₂O (2,16 % Na₂O + K₂O)</u>											
		1300	23,51	33,19	43,30	13,00	8,00	19,00	22,20	62,20	37,80
12	3	1350	22,95	26,97	50,08	17,10	7,00	13,40	23,30	60,80	39,20
		1400	21,77	16,18	62,05	18,90	4,80	6,30	29,90	59,90	40,10
		1300	26,71	30,00	43,29	16,90	6,90	11,90	24,20	59,90	40,10
13	9	1350	26,15	23,77	50,08	16,40	6,80	8,20	19,60	51,00	49,00
		1400	24,97	12,99	62,04	21,40	4,80	5,70	16,50	48,40	51,60
		1300	29,90	26,79	43,29	14,00	12,00	18,30	22,20	66,50	33,50
14	16	1350	29,35	20,57	50,08	15,40	11,60	15,00	20,60	62,60	37,40
		1400	28,17	9,78	62,05	17,80	6,80	9,20	14,20	48,00	52,00
		1300	33,11	23,62	43,27	12,20	9,90	11,10	23,50	56,70	43,30
15	24	1350	32,54	17,40	50,06	14,00	8,80	7,50	16,70	47,00	53,00
		1400	31,36	6,70	62,07	15,90	7,50	3,80	17,30	44,50	55,50

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
		1300	36,32	20,39	43,29	12,90	6,20	6,70	9,00	34,80	63,20
16	33	1350	35,75	14,17	50,08	13,50	5,80	3,80	10,00	33,10	66,90
		1400	34,57	3,38	62,05	15,60	5,00	2,10	9,10	31,80	68,20
		1300	39,51	17,22	43,27	16,30	18,20	12,00	22,04	68,90	31,10
17	42	1350	38,94	11,00	50,06	19,50	17,80	10,40	14,40	62,10	37,90
		1400	37,78	0,42	61,80	17,40	10,40	6,60	15,70	48,10	51,90
		1300	42,72	14,03	43,27	6,05	18,30	6,60	10,00	41,40	58,60
18	50	1350	42,14	7,80	50,06	12,60	17,90	5,30	3,70	39,50	60,50
		1400	41,13	-	58,87	20,05	10,50	1,00	3,25	34,80	65,20

Δ_4 Mase cu 1,20 % Na₂O (2,87 % Na₂O + K₂O)

		1300	19,65	22,50	57,85	15,80	3,40	12,40	15,00	46,60	53,40
19	2	1350	18,92	14,22	66,86	16,00	3,30	9,60	17,10	46,00	54,00
		1400	17,41	0,50	82,09	16,40	3,00	4,00	16,40	39,80	60,20
		1300	22,86	19,22	57,92	17,50	5,80	13,80	17,50	54,60	45,40
20	8	1350	22,14	10,95	66,91	17,30	5,00	11,60	18,40	52,30	47,70
		1400	20,79	-	79,21	17,70	4,30	3,40	14,00	39,40	60,60
		1300	26,06	16,06	57,88	17,60	7,70	9,80	12,90	47,00	53,00
21	15	1350	25,33	7,79	66,88	16,30	6,70	8,00	11,30	42,30	57,70
		1400	24,14	-	75,86	16,80	5,80	2,70	9,40	34,70	65,30
		1300	29,06	13,05	57,88	14,50	9,00	8,60	12,40	44,5	55,50
22	23	1350	28,53	4,59	66,88	14,00	7,50	5,20	15,30	42,00	58,00
		1400	27,50	-	72,50	15,90	4,10	3,80	9,30	33,10	66,90
		1300	32,46	9,66	57,88	13,60	11,30	7,50	8,80	41,2	58,80
23	32	1350	31,74	1,59	66,67	16,00	9,90	5,30	10,20	41,40	58,60
		1400	30,86	-	69,14	21,20	7,60	3,20	8,40	40,40	59,60
		1300	35,66	6,46	57,88	16,90	13,60	7,60	11,60	49,70	50,30
24	41	1350	34,97	-	65,03	22,10	12,20	4,50	8,40	47,20	52,80
		1400	34,23	-	65,77	18,40	10,00	3,20	5,80	37,40	62,60
		1300	38,86	3,26	57,88	14,20	16,80	8,30	14,20	53,50	46,50
25	49	1350	38,28	-	61,72	26,50	13,20	4,1	3,00	46,80	53,20
		1400	37,58	-	62,41	22,60	12,90	4,20	2,90	42,60	57,40
		1300	42,08	1,00	58,92	20,00	18,30	4,90	6,20	49,40	50,60
26	56	1350	41,60	-	58,40	22,20	17,00	4,40	4,10	47,70	52,30
		1400	40,95	-	59,05	25,80	14,40	1,90	2,00	44,10	55,90

Δ_5 Mase cu 1,48 % Na₂O (3,60%Na₂O + K₂O)

		1300	15,79	11,79	72,43	9,00	-	5,80	13,00	27,80	72,20
1		1350	14,91	1,81	83,28	14,40	-	2,00	3,80	20,20	79,80

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11.
		1400	13,83	-	86,17	14,20	-	2,00	3,60	19,80	80,20
		1300	15,79	11,79	72,43	18,20	-	8,8	7,50	34,50	65,50
28	1'	1350	14,91	1,81	83,28	8,70	-	2,6	3,40	24,70	75,30
		1400	13,83	-	86,17	19,30	-	1,8	3,00	24,10	75,90
		1300	19,00	8,49	72,51	16,20	0,80	5,90	6,80	29,70	70,30
29	7	1350	17,17	0,28	81,15	16,40	0,00	4,80	5,80	27,00	73,00
		1400	17,22	-	82,78	15,20	-	2,20	2,30	19,70	80,30
		1300	22,20	5,29	72,51	15,70	3,50	5,40	10,10	34,70	65,30
30	14	1350	21,47	-	78,53	14,80	3,20	2,00	4,30	24,30	75,70
		1400	20,58	-	79,42	15,00	2,20	3,00	3,00	23,20	76,80
		1300	25,41	2,16	72,43	16,70	6,40	5,20	2,80	31,10	68,90
31	22	1350	24,78	-	75,22	18,40	6,00	3,60	2,00	30,00	70,00
		1400	23,94	-	76,06	19,80	4,40	2,50	1,80	28,50	71,50
		1300	28,67	0,69	70,64	15,60	7,90	4,50	6,00	34,00	66,00
32	31	1350	28,09	-	71,91	18,70	7,60	3,40	3,00	32,70	67,30
		1400	27,30	-	72,70	20,70	6,00	3,00	2,50	32,20	67,80
		1300	31,96	-	68,04	18,70	10,00	3,90	2,40	35,00	65,00
33	40	1350	31,40	-	68,60	18,00	9,00	2,30	2,1	31,40	68,60
		1400	30,66	-	69,34	17,60	6,20	1,00	2,20	27,00	73,00
		1300	35,29	-	64,71	19,00	11,80	3,80	1,40	36,00	64,00
34	48	1350	34,71	-	65,29	18,00	10,60	2,20	2,50	33,30	66,70
		1400	34,02	-	65,98	20,70	8,70	3,00	-	32,40	67,60
		1300	38,60	-	61,40	20,00	13,60	3,00	2,90	39,50	60,50
35	55	1350	38,01	-	61,99	17,50	10,60	2,60	2,90	33,60	66,40
		1400	37,36	-	62,64	19,40	10,90	1,80	-	32,10	67,90
		1300	41,93	-	58,07	12,90	17,00	5,40	7,30	42,60	57,40
36	61	1350	41,38	-	58,68	20,20	13,20	1,00	1,00	35,40	64,60
		1400	40,72	-	59,28	11,90	10,90	0,80	1,00	24,60	75,40
Δ <u>Masse ou 1,77 % Na₂O (4,30 % Na₂O + K₂O)</u>											
		1300	15,01	0,61	84,37	14,20	-	6,60	3,80	24,60	75,40
37	6	1350	14,28	-	85,72	13,40	-	4,20	3,00	20,60	79,40
		1400	13,33	-	86,67	9,50	-	1,80	1,40	12,70	87,30
		1300	15,01	0,61	84,37	14,40	-	3,20	4,40	22,00	78,00
38	6'	1350	14,28	-	85,72	15,30	-	2,70	2,00	20,00	80,00
		1400	13,33	-	86,67	15,80	-	2,00	0,60	18,40	81,60
		1300	18,53	-	81,47	11,00	-	6,50	9,50	27,00	73,00
39	13	1350	17,86	-	82,14	11,60	-	3,00	4,90	19,50	80,50
		1400	16,97	-	83,03	10,40	-	2,90	4,10	17,40	81,60

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
		1300	18,53	-	81,47	18,30	-	4,80	1,60	24,70	75,30
40	13'	1350	17,86	-	82,14	17,69	-	2,40	,30	21,30	78,70
		1400	16,97	-	83,03	16,99	-	0,80	0,50	17,30	82,70
		1300	21,87	-	78,13	18,70	-	4,50	1,00	24,20	75,80
41	21	1350	21,19	-	78,81	15,60	-	2,00	5,00	20,60	79,40
		1400	20,35	-	79,65	16,30	-	1,60	0,50	18,40	81,60
		1300	25,20	-	74,80	17,00	3,40	4,70	1,00	26,10	73,90
42	30	1350	24,50	-	75,50	17,60	3,40	2,00	2,60	25,00	75,00
		1400	23,70	-	76,30	19,20	3,20	1,20	-	23,60	76,40
		1300	28,42	-	71,58	15,20	6,80	2,50	0,50	25,00	75,00
43	39	1350	27,69	-	72,31	16,90	5,00	1,90	--	23,80	76,20
		1400	26,94	-	73,06	16,90	3,60	0,90	-	21,40	78,60
		1300	28,42	-	71,58	13,10	6,00	2,60	0,80	22,50	77,60
44	39'	1350	27,69	-	72,31	15,00	5,00	2,00	-	22,00	78,00
		1400	26,94	-	73,06	15,40	4,60	1,00	-	21,00	79,00
		1300	31,75	-	68,25	10,80	8,40	2,10	-	21,30	78,70
45	47	1350	31,01	-	68,99	12,00	7,60	1,40	-	21,00	79,00
		1400	30,30	-	69,70	12,90	4,60	0,70	-	18,20	81,80
		1300	31,75	-	68,25	21,00	10,00	3,60	-	34,60	65,40
46	47'	1350	31,01	-	68,99	13,80	6,60	1,00	-	21,40	78,60
		1400	30,30	-	69,70	13,60	6,00	1,00	-	20,60	79,40
		1300	35,08	-	64,92	13,40	12,00	3,40	-	28,80	71,20
47	54	1350	34,32	-	65,68	11,50	7,80	1,60	-	20,90	79,10
		1400	33,67	-	66,33	10,20	6,80	0,80	-	17,80	82,20
		1300	35,08	-	64,92	7,00	10,00	2,50	-	19,50	80,50
48	54'	1350	34,32	-	65,68	9,50	6,00	1,00	-	16,50	83,50
		1400	33,67	-	66,33	10,20	5,00	0,80	-	16,00	84,00
		1300	38,41	-	61,59	21,60	10,80	2,40	-	34,80	65,00
49	60	1350	37,64	-	62,36	20,80	10,00	2,00	-	32,80	67,20
		1400	37,03	-	62,97	14,90	8,60	2,20	-	24,70	75,30
		1300	38,41	-	61,59	7,80	11,00	2,00	-	20,80	79,20
50	60'	1350	37,64	-	62,63	10,60	7,50	1,20	-	19,30	80,70
		1400	37,03	-	62,97	12,70	6,00	-	-	18,70	81,30

Δ_7 Mase cu 2,07025 % Na_2O (5,03 % Na_2O + K_2O)

		1300	14,90	-	85,10	15,00	-	3,60	1,30	19,90	80,10
51	12	1350	14,06	-	85,94	14,50	-	2,70	1,20	18,40	81,60
		1400	13,15	-	86,65	15,00	-	1,30	0,90	17,20	82,20

././.

=====											
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11

Δ ₇ Mase ou 2,07025 % Na ₂ O(5,03 % Na ₂ O + K ₂ O)											
		1300	14,90	-	85,10	15,00	-	3,60	1,30	19,90	80,10
51	12	1350	14,06	-	85,94	14,50	-	2,70	1,20	18,40	81,60
		1400	13,15	-	86,65	15,00	-	1,30	0,90	17,20	82,20
		1300	14,90	-	85,10	14,00	-	4,90	1,00	19,90	80,10
52	12'	1350	14,06	-	85,94	14,00	-	2,40	0,80	17,20	82,80
		1400	13,15	-	86,65	15,10	-	1,20	-	16,30	83,70
		1300	18,23	-	81,77	17,30	-	3,60	0,80	21,70	78,30
53	20	1350	17,38	-	82,62	15,40	-	2,80	0,50	18,70	81,30
		1400	16,25	-	83,48	15,70	-	1,20	-	16,90	83,10
		1300	18,23	-	81,77	18,70	-	3,40	-	22,10	77,90
54	20'	1350	17,38	-	82,62	17,10	-	2,60	-	19,70	80,30
		1400	16,25	-	83,48	16,00	-	1,20	-	17,20	82,80
		1300	21,57	-	78,43	17,60	-	4,20	3,00	24,80	75,20
55	29	1350	20,70	-	79,30	15,40	3,00	1,50	-	19,90	80,10
		1400	19,89	-	80,11	13,50	3,00	0,80	-	17,30	82,70
		1300	21,57	-	78,43	14,00	2,60	2,60	-	19,20	80,80
56	29'	1350	20,70	-	79,30	15,60	2,00	1,20	-	18,80	81,20
		1400	19,89	-	80,11	15,20	1,50	1,00	-	17,70	82,30
		1300	24,90	-	75,10	14,80	5,60	4,20	0,60	25,20	74,80
57	38	1350	24,02	-	75,98	15,50	5,00	2,00	0,60	23,10	26,90
		1400	23,26	-	76,74	16,30	-	1,80	-	18,10	81,90
		1300	24,90	-	75,10	15,60	6,40	3,00	-	25,00	75,00
58	38'	1350	24,02	-	75,98	15,80	6,40	1,80	-	24,00	76,00
		1400	23,26	-	76,74	17,10	5,80	1,00	-	23,90	76,10
		1300	28,23	-	71,77	15,30	6,50	2,60	-	24,40	75,60
59	46	1350	27,34	-	72,66	16,10	6,00	2,20	-	24,30	75,70
		1400	26,63	-	73,37	15,20	5,00	1,00	-	21,20	78,80
		1300	28,23	-	71,77	20,70	5,90	3,20	-	29,80	70,20
60	46'	1350	27,34	-	72,66	20,70	5,50	1,80	-	28,00	72,00
		1400	26,63	-	73,37	21,00	5,30	1,20	-	27,50	72,50
		1300	31,56	-	68,44	17,50	9,60	2,60	-	29,70	70,30
61	53	1350	30,66	-	69,34	17,60	9,00	2,50	-	29,10	70,90
		1400	30,00	-	70,00	17,60	8,40	2,00	-	28,00	72,00
		1300	31,56	-	68,44	17,20	9,00	2,80	-	29,00	71,00
62	53'	1350	30,66	-	69,34	17,40	8,80	1,00	-	27,20	72,80
		1400	30,00	-	70,00	18,70	4,40	0,60	-	23,70	74,30

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
		1300	34,90	-	65,10	13,40	11,30	2,40	-	27,10	72,40
63	59	1350	33,98	-	66,02	15,40	10,00	1,30	-	26,70	73,30
		1400	33,36	-	66,67	17,00	8,60	1,00	-	26,60	73,40
		1300	34,90	-	65,10	17,70	12,30	2,10	-	32,10	67,90
64	59'	1350	33,98	-	66,02	16,20	11,60	1,40	-	29,20	70,80
		1400	33,36	-	66,64	17,40	10,30	1,20	-	28,90	71,10
Δ_8 <u>Mase cu 2,366 % Na₂O(5,752 % Na₂O + K₂O)</u>											
		1300	14,72	-	85,28	14,80	-	3,80	1,00	19,60	80,40
65	19	1350	13,72	-	86,28	14,10	-	2,00	0,70	16,80	83,20
		1400	13,15	-	81,15	13,70	-	1,00	0,50	15,20	84,80
		1300	14,72	-	85,28	15,60	-	3,20	0,50	19,30	80,70
66	19'	1350	13,72	-	86,28	12,70	-	1,20	-	13,90	86,10
		1400	13,15	-	85,15	12,60	-	0,80	-	13,40	86,60
		1300	18,06	-	81,94	12,20	-	2,20	0,60	15,00	85,00
67	28	1350	17,04	-	82,96	12,20	-	1,60	0,50	14,30	85,70
		1400	16,52	-	83,78	12,00	-	0,80	-	12,80	87,20
		1300	18,06	-	81,94	12,40	-	2,40	0,50	15,30	84,70
68	28'	1350	17,04	-	82,96	12,80	-	1,20	0,50	14,50	85,50
		1400	16,52	-	83,78	13,80	-	0,60	-	14,40	85,60
		1300	21,39	-	78,61	13,00	4,20	2,40	0,70	20,30	79,70
69	37	1350	20,37	-	79,63	13,40	3,50	2,00	0,70	19,60	80,40
		1400	19,89	-	80,41	13,40	2,60	1,10	-	17,10	82,90
		1300	21,39	-	78,61	14,20	4,40	2,50	-	21,10	78,90
70	37'	1350	20,37	-	79,63	15,50	3,80	1,50	-	20,80	79,20
		1400	19,89	-	80,41	15,00	3,60	0,80	-	19,40	80,60
		1300	24,73	-	75,27	14,90	6,50	1,60	-	23,00	77,00
71	45	1350	23,69	-	76,31	15,70	5,60	1,50	-	22,80	77,20
		1400	23,26	-	77,04	16,80	4,80	0,90	-	22,50	77,50
		1300	24,73	-	75,27	12,80	5,80	1,70	-	20,30	79,70
72	45'	1350	23,69	-	76,31	14,40	4,90	1,00	-	20,30	79,70
		1400	23,26	-	77,04	15,10	4,40	0,50	-	20,00	80,00
		1300	28,06	-	71,94	12,60	0,00	3,00	-	24,60	75,40
73	52	1350	27,01	-	72,99	14,40	7,00	2,00	-	23,40	76,60
		1400	26,63	-	73,66	16,20	6,00	1,00	-	23,20	76,80
		1300	28,06	-	71,94	14,70	9,00	2,80	-	26,50	73,50
74	52'	1350	27,01	-	72,99	16,10	8,40	1,60	-	26,10	73,90
		1400	26,63	-	73,66	18,40	6,80	0,80	-	26,00	74,00

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
		1300	31,39	-	68,61	18,60	10,20	1,80	-	30,60	69,40
75	58	1350	30,34	-	69,66	16,20	9,70	1,50	-	27,40	72,60
		1400	30,00	-	70,29	12,80	9,00	1,20	-	23,00	73,00
		1300	31,39	-	68,61	15,10	11,30	1,60	-	28,00	72,00
76	58'	1350	30,34	-	69,66	15,60	10,80	1,20	-	27,60	72,40
		1400	30,00	-	70,29	19,70	7,20	0,60	-	27,50	72,50
Δ Mase cu 2,66175 % Na_2O (6,471 % Na_2O + K_2O)											
		1300	14,56	-	85,44	16,20	-	3,80	0,80	20,80	79,20
77	27	1350	13,40	-	86,60	15,30	-	1,80	1,00	18,10	81,90
		1400	12,85	-	87,43	14,10	-	1,00	1,30	16,40	83,60
		1300	14,56	-	85,44	13,60	-	2,00	-	15,60	84,40
78	27'	1350	13,40	-	86,60	13,40	-	1,00	-	14,40	85,60
		1400	12,85	-	87,43	13,20	-	0,80	-	14,00	86,00
		1300	17,92	-	82,08	16,50	-	2,20	-	18,70	81,30
79	36	1350	16,75	-	83,25	15,80	-	1,00	-	16,80	83,20
		1400	16,22	-	84,03	15,30	-	0,90	-	16,20	83,80
		1300	17,92	-	82,08	13,50	-	1,70	-	15,20	84,80
80	36'	1350	16,75	-	83,25	13,20	-	1,30	-	14,50	85,50
		1400	16,22	-	84,03	13,80	-	0,60	-	14,40	85,60
		1300	21,24	-	78,76	15,80	3,60	1,70	-	21,10	78,90
81	44	1350	20,06	-	79,94	15,60	3,20	1,40	-	20,20	79,80
		1400	19,59	-	80,67	15,50	2,50	1,00	-	19,00	81,00
		1300	21,24	-	78,76	15,30	4,30	2,80	-	22,40	77,60
82	44'	1350	20,06	-	79,94	16,80	4,20	1,00	-	22,00	78,00
		1400	19,59	-	80,67	17,60	3,10	0,60	-	21,30	78,70
		1300	24,56	-	75,44	14,70	6,40	1,40	-	22,90	77,10
83	51	1350	23,38	-	76,62	14,80	6,00	1,40	-	22,20	77,80
		1400	22,96	-	77,31	15,90	5,60	0,50	-	22,00	78,00
		1300	24,56	-	75,44	12,80	7,00	1,40	-	21,20	78,80
84	51'	1350	23,38	-	76,62	13,40	6,50	0,50	-	20,40	79,60
		1400	22,96	-	77,31	14,40	5,60	0,20	-	20,20	79,80
		1300	27,89	-	72,11	14,00	7,80	1,80	-	23,60	76,40
85	57	1350	26,70	-	73,30	15,40	6,00	0,80	-	22,20	77,80
		1400	26,05	-	73,95	15,30	5,00	0,70	-	21,00	79,00
		1300	27,89	-	72,11	12,40	10,20	2,20	-	24,80	75,20
86	57'	1350	26,70	-	73,30	13,00	9,80	0,80	-	23,60	76,40
		1400	26,05	-	73,95	13,80	8,60	0,50	-	22,90	77,10

In tabelul 22 dăm variația indicelui de echilibru și a compoziției chimice a fazei vitroase, cu temperatura de tratament termic.

Tabelul 22. Indicele de echilibru și compoziția chimică a fazei sticloase.

Nr ort	Nr ma- sei	%cuart în masa crudă	Temp. de ar- dere o ₀	cuart + cris- toba- lit. %	indice de e- chi- libru	Compoziția fazei sticloase					
						SiO ₂ %	Al ₂ O ₃ %	Na ₂ O %	K ₂ O %	Na ₂ O K ₂ O	SiO ₂ Al ₂ O ₃
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
0	0	36,5	1350	1,50	0,959	80,10	14,08	2,71	3,11	0,87	5,69
Δ_1 Mase cu 0,3 % Na ₂ O (0,72 % Na ₂ O + K ₂ O)											
			1300	40,60	0,442	79,29	19,15	0,96	0,60	1,60	4,14
1	5	72,7	1350	36,20	0,494	81,33	16,58	0,92	0,57	1,61	4,94
			1400	33,80	0,535	86,74	11,79	0,91	0,56	1,62	7,35
			1300	50,10	0,300	87,86	9,17	1,87	1,10	1,70	9,68
2	11	71,5	1350	47,57	0,335	89,12	8,18	1,70	1,00	1,70	10,89
			1400	47,00	0,343	83,04	14,37	1,63	0,96	1,70	5,77
			1300	46,50	0,313	93,24	3,77	1,90	1,09	1,74	24,73
3	18	67,6	1350	44,50	0,342	92,37	4,89	1,74	1,00	1,74	18,89
			1400	41,00	0,394	96,30	1,04	1,69	0,97	1,74	92,60
			1300	45,40	0,309	82,87	14,40	1,74	0,99	1,76	5,75
4	26	65,7	1350	36,30	0,448	85,53	12,85	1,04	0,58	1,79	6,70
			1400	30,55	0,536	89,59	8,60	1,16	0,65	1,78	10,42
			1300	37,00	0,415	77,23	20,80	1,26	0,71	1,77	3,71
5	35	63,20	1350	35,10	0,445	71,01	27,25	1,11	0,63	1,76	2,61
			1400	29,60	0,532	76,32	22,07	1,03	0,58	1,78	3,46
Δ_2 Mase cu 0,6 % Na ₂ O (1,44 % Na ₂ O + K ₂ O)											
			1300	47,80	0,219	86,47	8,74	2,69	2,10	1,28	9,89
6	4	61,2	1350	43,50	0,289	91,49	4,14	2,45	1,92	1,28	22,10
			1400	37,60	0,386	90,06	6,37	2,00	1,57	1,27	14,13
			1300	33,80	0,435	83,99	12,83	1,79	1,39	1,29	6,55
7	10	59,8	1350	30,90	0,483	85,33	11,65	1,70	1,32	1,29	7,32
			1400	15,60	0,739	85,15	12,70	1,21	0,94	1,29	6,70
			1300	39,40	0,312	91,52	4,11	2,50	1,87	1,34	22,27
8	12	57,3	1350	30,40	0,382	90,29	5,91	2,17	1,63	1,33	15,28
			1400	33,00	0,424	84,78	11,76	1,98	1,48	1,34	7,21

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	39,00	0,299	79,65	16,39	2,26	1,70	1,33	4,86
9	25	55,6	1350	37,00	0,335	81,76	14,31	2,25	1,68	1,34	5,71
			1400	35,30	0,365	80,82	15,35	2,19	1,64	1,34	5,27
			1300	45,10	0,169	56,43	39,53	2,33	1,71	1,36	1,43
10	34	53,6	1350	36,50	0,319	64,44	6,18	1,95	1,43	1,36	10,43
			1400	31,50	0,412	82,14	14,28	2,07	1,51	1,37	5,75
			1300	26,60	0,463	69,74	27,65	1,51	1,10	1,37	2,52
11	43	49,5	1350	25,30	0,489	68,83	28,67	1,45	1,05	1,38	2,40
			1400	21,10	0,574	74,11	23,39	1,45	1,05	1,38	3,19
<p>Δ₃ Masse cu 0,9 % Na₂O (2,16 % Na₂O + K₂O)</p>											
			1300	41,20	0,302	58,25	37,39	1,94	2,42	0,80	1,56
12	3	59	1350	36,70	0,378	88,66	6,18	2,30	2,86	0,80	14,35
			1400	36,20	0,386	86,64	8,31	2,25	2,80	0,80	10,43
			1300	36,10	0,340	83,16	11,93	2,19	2,72	0,81	6,97
13	9	54,7	1350	27,80	0,492	85,25	10,71	1,80	2,24	0,80	7,96
			1400	22,20	0,594	82,98	11,08	2,65	3,29	0,81	7,49
			1300	40,50	0,232	81,67	12,30	2,69	3,34	0,81	6,64
14	16	52,7	1350	35,60	0,325	85,21	9,39	2,41	2,99	0,81	9,07
			1400	23,40	0,556	83,44	12,68	1,73	2,15	0,80	6,58
			1300	34,60	0,313	72,86	22,47	2,08	2,59	0,80	3,24
15	24	50,3	1350	24,20	0,519	78,23	17,96	1,70	2,11	0,81	4,36
			1400	21,10	0,581	79,33	17,03	1,62	2,02	0,80	4,66
			1300	15,70	0,684	73,69	23,21	1,38	1,72	0,80	3,17
16	33	49,7	1350	13,80	0,723	74,40	22,58	1,35	1,67	0,81	3,30
			1400	11,20	0,775	75,93	21,11	1,32	1,64	0,80	3,60
			1300	34,40	0,232	84,16	9,37	2,90	3,57	0,81	8,98
17	42	44,8	1350	24,80	0,446	92,03	2,67	2,37	2,93	0,81	34,47
			1400	20,30	0,547	76,97	19,12	1,77	2,14	0,83	4,03
			1300	16,60	0,629	75,96	20,58	1,57	1,89	0,83	3,69
18	50	44,8	1350	9,00	0,799	83,29	13,36	1,52	1,83	0,83	6,23
			1400	4,25	0,905	81,35	15,54	1,41	1,70	0,83	51,23
<p>Δ₄ Masse cu 1,20 % Na₂O (2,87 % Na₂O + K₂O)</p>											
			1300	27,40	0,528	84,00	10,73	2,15	3,12	0,69	7,83
19	2	58,1	1350	26,70	0,540	84,28	10,52	2,12	3,08	0,69	8,01
			1400	20,40	0,649	85,87	9,46	1,90	2,77	0,69	9,08
			1300	31,30	0,380	84,97	9,14	2,31	3,58	0,65	9,30
20	8	50,5	1350	31,00	0,386	83,03	11,12	2,29	3,56	0,64	7,47
			1400	17,40	0,655	86,25	9,24	1,77	2,74	0,65	9,33

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	22,70	0,512	86,15	8,60	2,08	3,17	0,66	10,02
21	15	46,5	1350	19,30	0,585	85,92	9,88	1,66	2,54	0,65	8,70
			1400	12,10	0,731	85,18	10,64	1,65	2,53	0,65	8,01
			1300	21,00	0,546	81,37	13,75	1,93	2,95	0,65	5,92
22	23	46,3	1350	22,40	0,516	78,26	16,92	1,91	2,91	0,66	4,62
			1400	13,10	0,717	78,74	17,22	1,60	2,44	0,64	4,57
			1300	16,30	0,628	78,76	16,80	1,76	2,68	0,66	4,69
23	32	43,8	1350	15,50	0,646	82,36	13,01	1,83	2,80	0,65	6,33
			1400	11,60	0,735	85,07	10,38	1,80	2,75	0,65	8,20
			1300	19,20	0,549	83,22	11,37	2,15	3,26	0,66	7,52
24	41	42,5	1350	12,90	0,697	88,11	6,76	2,04	3,09	0,66	13,03
			1400	9,00	0,798	82,21	13,38	1,75	2,66	0,66	6,14
			1300	22,50	0,443	79,87	14,28	2,54	3,51	0,67	5,59
25	49	40,4	1350	7,10	0,824	92,24	2,65	2,05	3,06	0,67	34,81
			1400	7,10	0,824	87,19	8,09	1,89	2,83	0,67	10,77
			1300	11,10	0,694	88,32	6,31	2,15	3,22	0,67	14,00
26	56	36,04	1350	8,50	0,764	91,01	3,69	2,12	3,18	0,67	24,66
			1400	3,90	0,892	89,89	5,24	1,95	2,92	0,67	17,15
<p>Δ Mase ou 1,48 % Na_2O ($3,60 \text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$)</p>											
			1300	18,80	0,610	77,74	17,53	1,79	2,94	0,61	4,43
27	1	48,2	1350	12,80	0,739	83,26	12,06	1,77	2,91	0,61	6,90
			1400	5,60	0,884	82,85	12,41	1,79	2,95	0,61	6,68
			1300	16,30	0,658	85,44	0,34	1,88	3,29	0,57	9,10
28	1'	47,6	1350	6,00	0,874	80,98	15,11	1,42	2,49	0,57	5,36
			1400	4,80	0,899	88,66	6,95	1,60	2,79	0,57	12,76
			1300	12,70	0,716	82,52	12,64	1,75	3,09	0,57	6,53
29	7	45,8	1350	10,60	0,769	82,27	13,07	1,69	2,97	0,57	6,29
			1400	4,50	0,902	82,80	12,97	1,53	2,70	0,57	6,38
			1300	15,50	0,653	81,39	13,39	1,88	3,34	0,56	6,08
30	14	14,7	1350	6,30	0,859	82,71	12,79	1,62	2,88	0,56	6,47
			1400	6,00	0,866	85,23	10,14	1,67	2,96	0,56	8,41
			1300	8,00	0,811	84,43	10,62	1,79	3,16	0,57	7,95
31	22	42,3	1350	5,60	0,868	85,84	9,29	1,76	3,11	0,57	9,24
			1400	4,30	0,908	85,31	9,92	1,72	3,05	0,56	8,60
			1300	10,50	0,743	81,56	13,29	1,86	3,29	0,57	6,14
32	31	40,8	1350	6,40	0,843	84,78	10,17	1,83	3,22	0,57	8,34
			1400	5,50	0,865	84,63	10,34	1,81	3,22	0,56	8,18

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	6,30	0,830	84,49	10,26	1,91	3,34	0,57	8,23
33	40	37,0	1350	4,40	0,881	83,13	11,89	1,81	3,17	0,57	6,99
			1400	3,20	0,914	79,90	15,43	1,70	2,97	0,57	5,18
			1300	5,20	0,852	83,96	10,70	1,95	3,39	0,58	7,85
34	48	35,1	1350	4,70	0,864	81,73	13,15	1,87	3,25	0,58	6,22
			1400	3,00	0,915	82,03	12,91	1,85	3,21	0,58	6,35
			1300	5,90	0,826	83,63	10,73	2,05	3,59	0,57	7,79
35	55	34,0	1350	5,50	0,848	77,87	16,99	1,87	3,27	0,57	4,58
			1400	1,80	0,947	80,80	14,17	1,83	3,20	0,57	5,70
			1300	12,70	0,603	75,95	18,12	2,19	3,74	0,59	4,19
36	61	32	1350	2,00	0,937	81,01	13,71	1,95	3,33	0,59	5,01
			1400	1,80	0,944	72,64	22,84	1,67	2,85	0,59	3,18
<p>Δ_5 Masse ou 1,77 % Na_2O (4,30 % Na_2O + K_2O)</p>											
			1300	10,40	0,774	81,65	13,05	2,67	2,63	1,02	6,26
37	6	46	1350	5,20	0,887	82,30	12,80	2,47	2,43	1,02	6,43
			1400	3,20	0,930	80,28	15,15	2,30	2,27	1,01	5,30
			1300	7,60	0,834	83,09	12,12	2,14	2,65	0,81	6,86
38	6'	45,7	1350	4,70	0,897	83,91	11,30	2,14	2,65	0,81	7,43
			1400	2,60	0,943	84,65	10,65	2,10	2,60	0,81	7,95
			1300	16,00	0,597	74,76	19,62	1,99	3,63	0,55	3,81
39	18	39,7	1350	7,90	0,801	77,65	17,26	1,80	3,29	0,55	4,50
			1400	7,00	0,824	77,18	17,86	1,75	3,21	0,55	4,32
			1300	6,40	0,839	83,62	10,92	1,90	3,56	0,53	7,66
40	13'	39,7	1350	3,70	0,907	82,63	12,21	1,79	3,37	0,53	6,77
			1400	1,30	0,968	82,08	1,301	1,71	3,20	0,53	4,77
			1300	5,50	0,855	80,13	14,46	1,83	3,58	0,51	5,54
41	21	38,0	1350	5,00	0,868	78,23	16,61	1,75	3,41	0,51	4,71
			1400	2,10	0,945	79,43	15,55	1,70	3,32	0,51	5,11
			1300	5,70	0,830	79,63	14,82	1,88	3,67	0,51	5,37
42	30	33,5	1350	4,00	0,881	80,50	14,04	1,85	3,61	0,51	5,73
			1400	1,20	0,964	82,09	12,54	1,82	3,55	0,51	6,55
			1300	3,00	0,916	79,81	14,81	2,27	3,11	0,75	5,39
43	39	35,7	1350	1,90	0,947	79,39	15,33	2,23	3,05	0,73	5,18
			1400	0,90	0,975	78,24	16,64	2,16	2,96	0,73	4,70
			1300	3,40	0,889	77,53	17,23	1,86	3,38	0,55	4,50
44	39'	30,6	1350	2,00	0,935	78,14	16,66	1,84	3,36	0,55	4,69
			1400	1,00	0,968	78,28	16,58	1,82	3,32	0,55	4,72

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	2,10	0,938	76,00	18,88	2,16	2,96	0,73	4,03
45	47	34,0	1350	1,40	0,959	76,17	18,73	2,15	2,95	0,73	4,07
			1400	0,70	0,794	74,10	20,97	2,08	2,85	0,73	3,53
			1300	3,60	0,891	84,97	9,01	2,44	3,58	0,68	9,43
46	47'	33,0	1350	1,00	0,970	76,59	18,40	2,03	2,98	0,68	4,16
			1400	1,00	0,970	75,88	19,16	2,01	2,95	0,68	3,96
			1300	3,40	0,881	78,01	16,31	2,40	3,28	0,73	4,78
47	54	30,7	1350	1,60	0,948	73,26	21,65	2,15	2,94	0,73	3,38
			1400	0,80	0,974	71,91	23,19	2,07	2,83	0,73	3,10
			1300	2,50	0,919	72,55	22,52	1,90	3,03	0,63	3,22
48	54'	30,7	1350	1,00	0,968	70,89	24,36	1,83	2,92	0,63	2,91
			1400	0,80	0,974	70,47	24,81	1,82	2,90	0,63	2,84
			1300	2,40	0,915	79,83	13,92	2,68	3,57	0,75	5,73
49	60	28	1350	2,00	0,929	78,38	15,56	2,60	3,46	0,75	5,04
			1400	1,20	0,958	74,21	20,30	2,36	3,13	0,75	3,66
			1300	2,00	0,929	71,42	23,62	2,00	2,96	0,68	3,02
50	60'	28	1350	1,20	0,958	70,04	25,08	1,97	2,91	0,68	2,79
			1400	-	-	70,27	24,89	1,95	2,89	0,67	2,82
<p>Δ <u>Mase cu 2,07025 % Na₂O (5,033 % Na₂O + K₂O)</u></p>											
			1300	4,90	0,878	81,41	12,74	2,72	3,13	0,87	6,39
51	12	40,0	1350	3,90	0,803	81,31	12,94	2,67	3,08	0,87	6,28
			1400	2,20	0,945	82,01	12,32	2,64	3,03	0,87	6,66
			1300	5,90	0,841	80,86	13,60	2,51	3,03	0,83	5,95
52	12'	37,1	1350	3,20	0,914	81,49	13,15	2,43	2,93	0,83	6,20
			1400	1,20	0,968	82,63	12,07	2,40	2,90	0,83	6,85
			1300	4,40	0,885	80,34	13,71	2,77	3,18	0,87	5,86
53	20	38,0	1350	3,30	0,914	79,40	14,87	2,67	3,06	0,87	5,34
			1400	1,20	0,969	80,09	14,30	2,61	3,00	0,87	5,60
			1300	3,40	0,908	81,88	12,42	2,53	3,17	0,80	6,59
54	20'	36,9	1350	2,60	0,930	80,99	13,48	2,45	3,08	0,80	6,01
			1400	1,20	0,968	80,61	14,02	2,38	2,99	0,79	5,75
			1300	7,20	0,803	76,91	16,89	2,89	3,31	0,87	4,55
55	29	36,5	1350	1,50	0,959	80,10	14,08	2,71	3,11	0,87	5,69
			1400	0,80	0,979	79,07	15,30	2,62	3,01	0,87	5,17
			1300	2,60	0,922	78,76	15,64	2,33	3,27	0,71	5,04
56	29'	33	1350	1,20	0,964	79,54	14,89	2,32	3,25	0,71	5,34
			1400	1,00	0,970	78,86	15,65	2,28	3,21	0,71	5,04

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	4,80	0,861	78,65	15,11	2,91	3,33	0,87	5,21
57	38	34,5	1350	2,60	0,925	79,10	14,82	2,83	3,25	0,87	5,34
			1400	1,80	0,948	74,97	19,33	2,66	3,04	0,88	3,88
			1300	3,00	0,910	80,86	13,20	2,63	3,31	0,79	6,13
58	38'	33,0	1350	1,80	0,946	81,30	12,85	2,59	3,26	0,79	6,33
			1400	1,00	0,970	81,77	12,38	2,59	3,26	0,79	6,61
			1300	2,60	0,918	77,66	16,16	2,88	3,30	0,87	4,81
59	46	31,5	1350	2,20	0,931	77,78	16,05	2,88	3,29	0,88	4,85
			1400	1,00	0,969	76,57	17,50	2,77	3,16	0,88	4,38
			1300	3,20	0,896	80,88	12,70	2,74	3,68	0,74	6,37
60	46'	30,5	1350	1,80	0,941	80,81	12,94	2,67	3,58	0,75	6,24
			1400	1,20	0,961	80,96	12,83	2,65	3,56	0,74	6,31
			1300	2,60	0,914	79,50	13,87	3,10	3,53	0,88	5,73
61	53	30,0	1350	2,50	0,917	78,93	14,50	3,07	3,50	0,88	5,44
			1400	2,00	0,934	79,52	13,92	3,07	3,49	0,88	5,71
			1300	2,80	0,900	78,88	14,84	2,75	3,53	0,78	5,32
62	53'	28,0	1350	1,00	0,965	79,31	14,56	2,68	3,45	0,77	5,45
			1400	0,60	0,979	75,34	18,85	2,54	3,27	0,78	4,00
			1300	2,40	0,909	75,51	18,10	2,99	3,40	0,88	4,17
63	59	26,2	1350	1,30	0,951	75,84	17,80	2,98	3,38	0,88	4,26
			1400	1,00	0,962	75,53	18,12	2,97	3,38	0,88	4,17
			1300	2,10	0,932	80,09	13,39	2,96	3,56	0,83	5,98
64	59'	30,5	1350	1,40	0,955	78,08	15,57	2,88	3,47	0,83	5,01
			1400	1,20	0,961	77,87	15,90	2,83	3,40	0,83	4,90
<p>Δ_8 <u>Mase ou 2,366 % Na₂O (5,752 % Na₂O + K₂O)</u></p>											
			1300	4,80	0,870	79,41	13,99	3,30	3,30	1,00	5,68
65	19	37,0	1350	2,70	0,927	79,25	14,31	3,22	3,22	1,00	5,54
			1400	1,50	0,960	79,55	14,20	3,125	3,125	1,00	5,60
			1300	3,70	0,893	80,67	13,17	2,91	3,25	0,90	6,13
66	19'	34,5	1350	1,20	0,965	79,47	14,76	2,73	3,04	0,90	5,38
			1400	0,80	0,977	79,50	14,76	2,71	3,03	0,89	5,39
			1300	2,80	0,919	75,78	18,01	3,105	3,105	1,00	4,23
67	28	34,5	1350	2,10	0,939	75,98	17,86	3,08	3,08	1,00	4,25
			1400	0,80	0,977	75,37	18,65	2,99	2,99	1,00	4,04
			1300	2,90	0,902	76,25	17,84	2,82	3,09	0,91	4,27
68	28'	29,5	1350	1,70	0,943	77,07	17,14	2,76	3,03	0,91	4,50
			1400	0,60	0,980	77,67	16,48	2,79	3,06	0,91	4,71

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	3,10	0,905	77,39	15,97	3,33	3,31	1,01	4,85
69	37	32,5	1350	2,70	0,917	77,08	16,34	3,30	3,28	1,01	4,72
			1400	1,10	0,966	76,68	16,94	3,20	3,18	1,01	4,53
			1300	2,50	0,919	78,95	14,74	2,98	3,33	0,89	5,34
70	37'	31	1350	1,50	0,951	79,48	14,24	2,97	3,31	0,90	5,58
			1400	0,80	0,974	79,14	14,69	2,92	3,25	0,90	5,39
			1300	1,60	0,945	78,53	14,60	3,44	3,43	1,00	5,38
71	45	29,5	1350	1,50	0,949	78,16	14,99	3,43	3,42	1,00	5,21
			1400	0,90	0,969	78,23	14,94	3,42	3,41	1,00	5,24
			1300	1,70	0,938	78,30	15,82	2,74	3,14	0,87	4,95
72	45'	27,5	1350	1,00	0,963	77,25	16,50	2,91	3,34	0,87	4,68
			1400	0,50	0,982	77,34	16,44	2,90	3,32	0,87	4,70
			1300	3,00	0,895	76,28	16,70	3,52	3,50	1,00	4,57
73	52	28,5	1350	2,00	0,930	75,75	17,34	3,46	3,45	1,00	4,37
			1400	1,00	0,965	76,19	16,94	3,45	3,44	1,00	4,50
			1300	2,80	0,302	78,23	15,03	3,24	3,50	0,93	5,20
74	52'	28,5	1350	1,00	0,944	78,91	14,39	3,22	3,48	0,93	5,48
			1400	0,80	0,972	78,97	14,33	3,22	3,48	0,93	5,51
			1300	1,80	0,924	80,14	12,12	3,86	3,88	0,99	6,61
75	58	23,8	1350	1,50	0,937	76,86	15,85	3,64	3,65	1,00	4,85
			1400	1,20	0,950	74,10	19,03	3,43	3,44	1,00	3,89
			1300	1,60	0,935	78,34	14,83	3,39	3,44	0,99	5,28
76	58'	24,5	1350	1,20	0,951	78,26	14,94	3,37	3,43	0,98	5,24
			1400	0,60	0,975	77,38	15,83	3,37	3,42	0,99	4,89
			Δ <u>Mase cu 2,66175 % Na₂O (6,471 % Na₂O + K₂O)</u>								
			1300	4,60	0,852	78,43	14,07	3,85	3,65	1,05	5,57
77	27	31,1	1350	2,80	0,910	78,36	14,39	3,72	3,53	1,05	5,45
			1400	2,30	0,926	77,76	15,13	3,65	3,46	1,05	5,14
			1300	2,00	0,934	78,13	15,39	3,16	3,32	0,05	5,08
78	27'	30,5	1350	1,00	0,968	78,27	15,34	3,12	3,27	0,95	5,10
			1400	0,80	0,974	78,21	15,43	3,10	3,26	0,95	5,07
			1300	2,20	0,926	76,55	16,14	3,62	3,69	0,98	4,74
79	36	29,5	1350	1,00	0,966	76,47	16,39	3,53	3,61	0,98	4,67
			1400	0,90	0,970	76,21	16,70	3,51	3,58	0,98	4,56
			1300	1,70	0,937	75,56	17,96	3,17	3,31	0,96	4,21
80	36'	26,8	1350	1,30	0,952	75,49	18,08	3,14	3,29	0,95	4,18
			1400	0,60	0,978	76,13	17,44	3,14	3,29	0,95	4,37

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
			1300	1,70	0,938	77,02	15,46	3,79	3,73	1,02	4,98
81	44	27,5	1350	1,40	0,349	76,68	15,88	3,75	3,69	1,02	4,83
			1400	1,00	0,964	76,00	16,68	3,69	3,63	1,02	4,56
			1300	2,80	0,895	77,71	15,26	3,53	3,50	1,01	5,09
82	44'	26,5	1350	1,00	0,963	79,06	13,04	3,51	3,49	1,01	5,67
			1400	0,60	0,978	78,59	14,47	3,48	3,46	1,01	5,43
			1300	1,80	0,932	76,19	16,12	3,97	3,72	1,07	4,73
83	51	26,2	1350	1,40	0,947	75,99	16,39	3,93	3,69	1,07	4,64
			1400	0,50	0,981	76,55	16,85	3,92	3,68	1,07	4,83
			1300	1,40	0,941	76,41	16,69	3,55	3,35	1,06	4,58
84	51'	23,5	1350	0,50	0,979	76,56	16,60	3,52	3,32	1,06	4,61
			1400	0,20	0,992	76,39	16,79	3,51	3,31	1,06	4,55
			1300	1,80	0,926	74,32	17,93	4,10	3,65	1,12	4,15
85	57	24,3	1350	0,80	0,968	73,77	18,62	4,02	3,59	1,12	3,96
			1400	0,70	0,972	72,81	19,70	3,96	3,53	1,12	3,70
			1300	2,20	0,898	76,31	16,54	3,76	3,39	1,11	4,61
86	57'	21,5	1350	0,80	0,963	76,72	16,24	3,70	3,34	1,11	4,72
			1400	0,50	0,977	76,12	16,90	3,67	3,31	1,11	4,50

In condiții de echilibru, compoziția chimică a fazelor vitroase din masele calculate variază cu temperatura echilibrului. La masele de porțelan mai bogate în Al_2O_3 , odată cu creșterea temperaturii de echilibru, crește și conținutul de Al_2O_3 din fazele vitroase. Ca stare, și proprietățile acestor mase față de cele din zona bogată în SiO_2 , vor diferi mult.

In condiții industriale, așa cum rezultă din tabelul 22, pentru temperaturile considerate, masele din grupele $\Delta 5$ până la $\Delta 9$ se apropie mai bine de echilibru decât masele din grupele $\Delta 1$ la $\Delta 4$. Compoziția chimică a fazelor vitroase și aciditatea acestora, reflectată în raportul $\frac{SiO_2}{Al_2O_3}$, variază mult cu temperaturile de ardere.

Având în vedere proporția diferită a fazelor vitroase (tabelul 21) și natura diferită a acestora (tabelul 22) ne așteptăm la o mare variație a proprietăților fizico-mecanice. (166)

Știința microstructurilor poate fi considerată ca o disciplină aparte. Ea face legătura între disciplinele: procese ceramice și fizica ceramică. Așa cum am amintit, ceramicile tradiționale au structuri foarte complexe; sînt heterogene, cu multiple faze.

///.

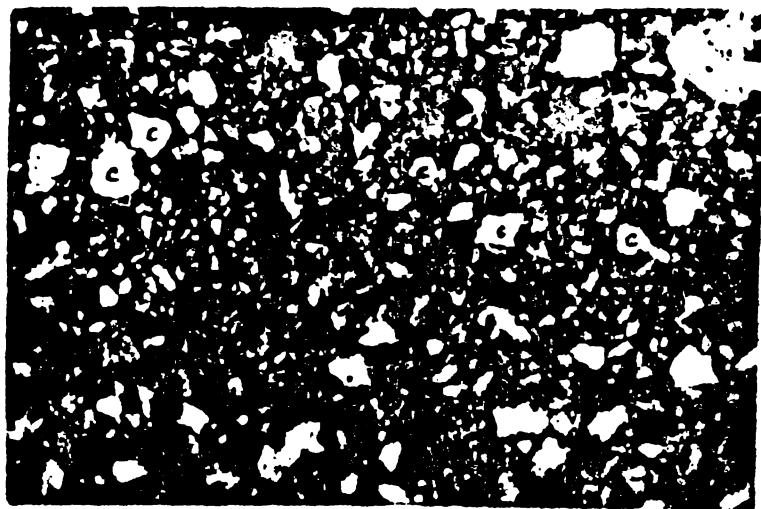


Fig.61.a Microfotografia
secțiunii masei de porțelan etalon, biscuit
(x 200, N+).
c = cuarț.



Fig.61.b. Microfotografia
masei de porțelan etalon
arsă la 1300°C.
(x1000, N ||)
c = cuarț.



Fig.61.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan etalon arsă la
1350°C.
(x1000, N ||)
c = cuarț.

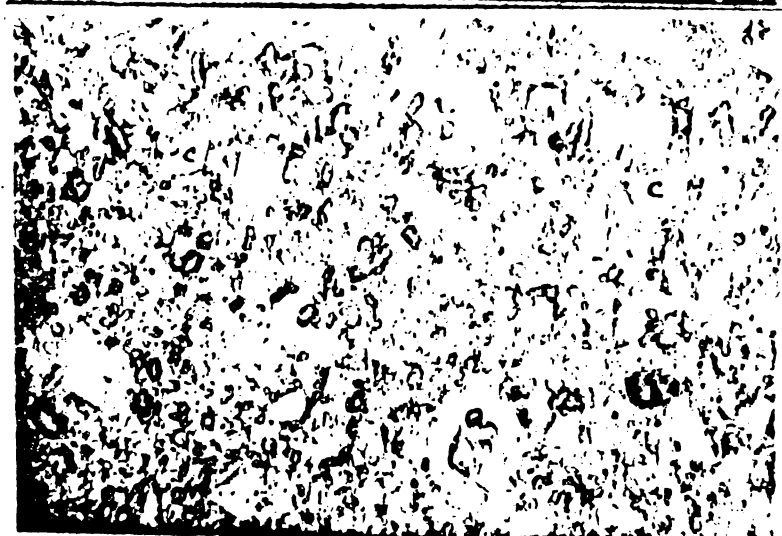


Fig.61.d. Microfotografia
secțiunii masei etalon
arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț.
Q = cuarț fisurat cu
margine de sticlă.



Masă reprezentativă din grupa Δ ,
Fig.62.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.35, arsă la 1300°C .
(x 110, N //)
p = pori

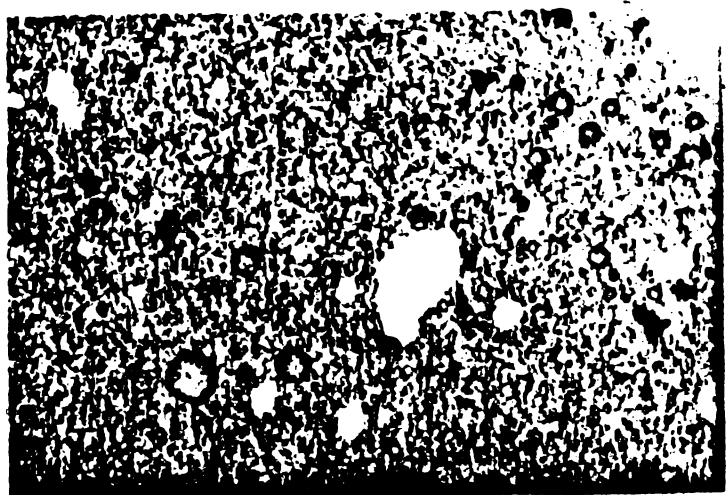


Fig.62.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.35, arsă la 1350°C .
(x 110, N //)
p = pori.

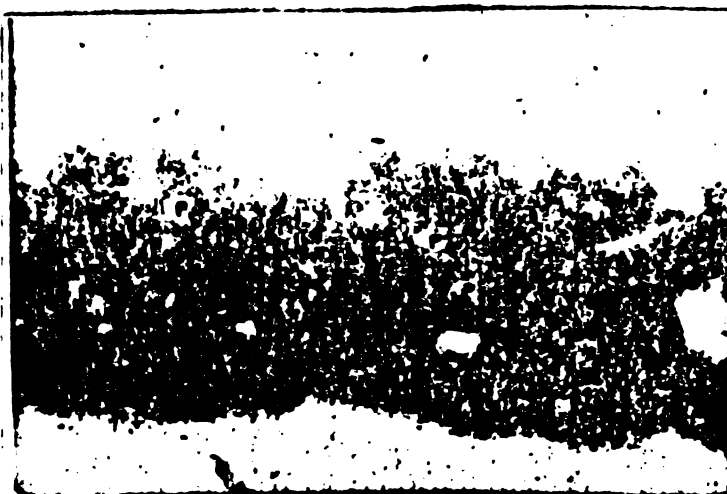
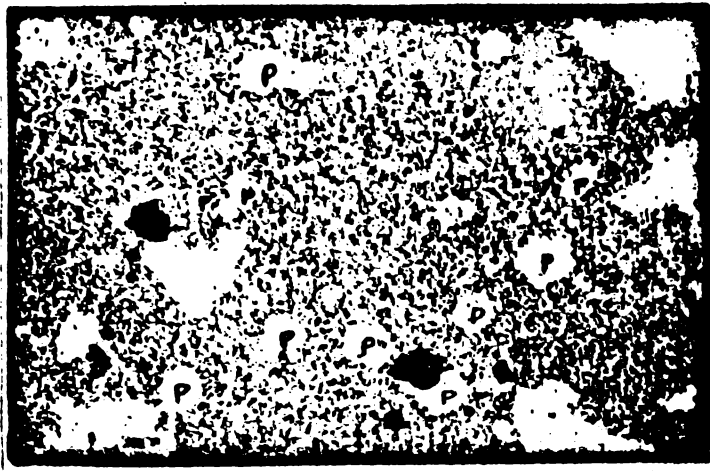


Fig.62.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.35, arsă la 1400°C .
(x 110, N //)
p = pori.



Masă reprezentativă din grupa Δ_2
Fig.63.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.25, arsă la 1300°C
(x 110; N ||)
p = pori.

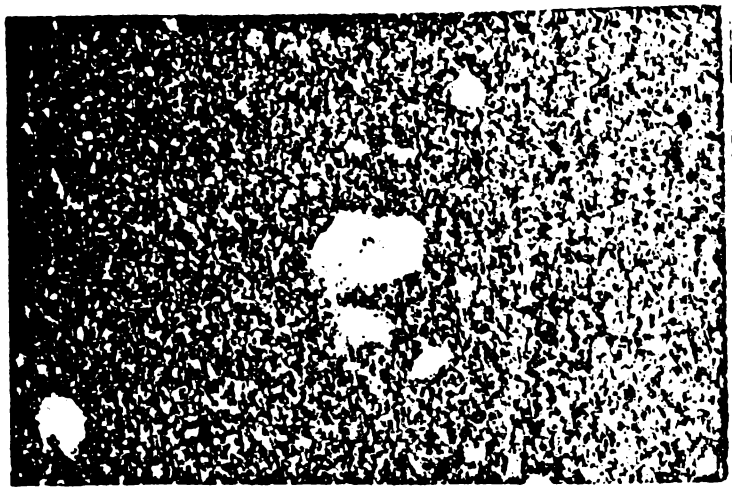
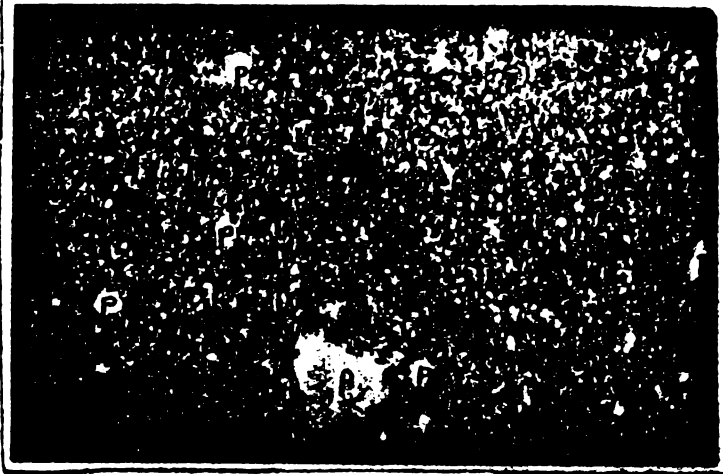


Fig.63.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.25, arsă la 1350°C.
(x 110; N ||)
p = pori.



Fig.63.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.25, arsă la 1400°C.
(x 110; N ||)
p = pori.



Masă reprezentativă din grupa Δ_3
Fig.64.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.42, arsă la 1300°C
(x 110 ; N ||)
p = pori.

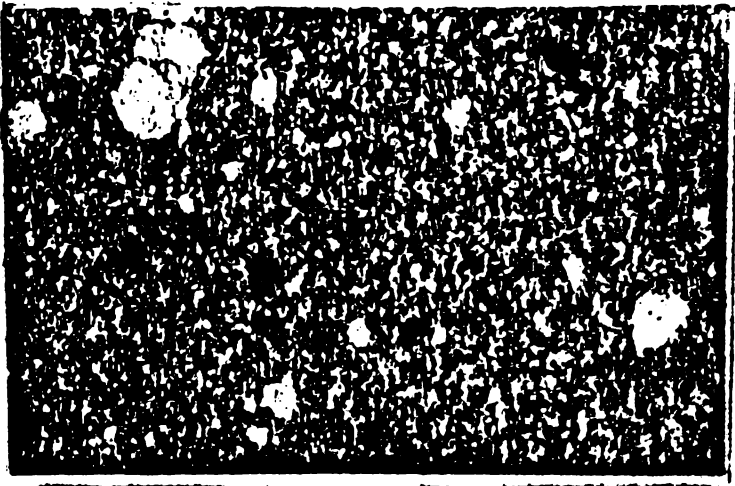


Fig.64.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.42, arsă la 1350°C .
(x 110, N ||)
p = pori

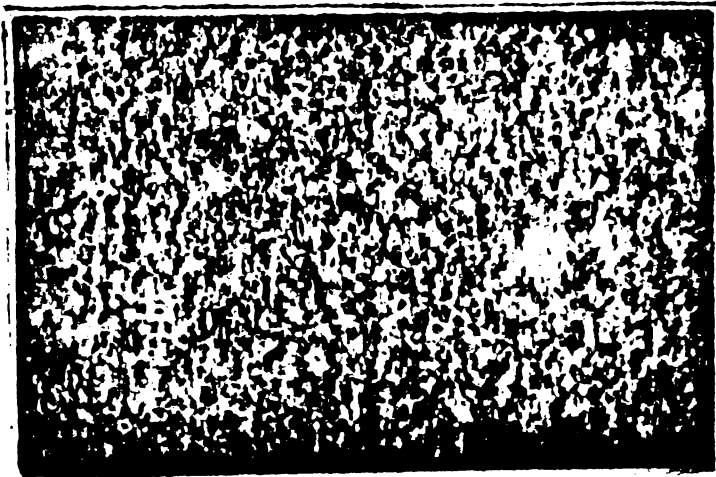
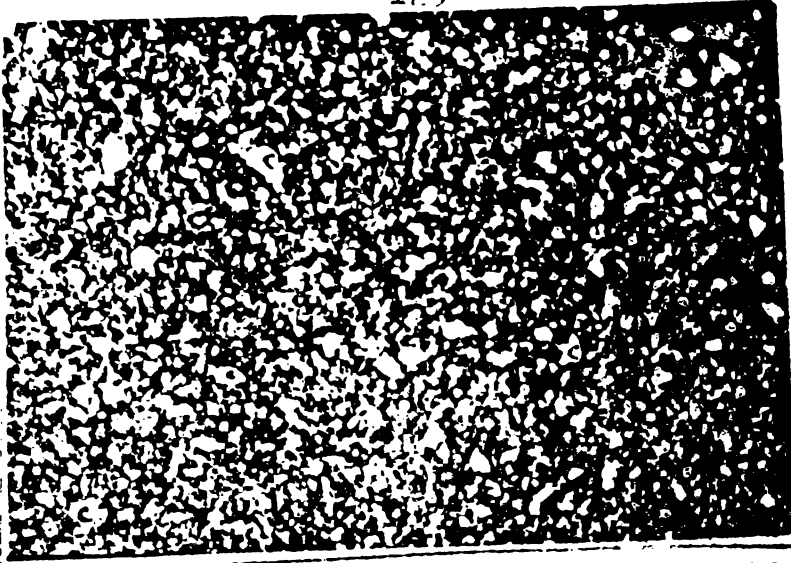


Fig.64.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.42, arsă la 1400°C .
(x 110, N ||)
p = pori



Mase de porțelan din grupa Δ_4 ,

Fig.65.a. Microfotografia secțiunii masei de porțelan nr.2, biscuit (x 200, N+)
c = cuarț

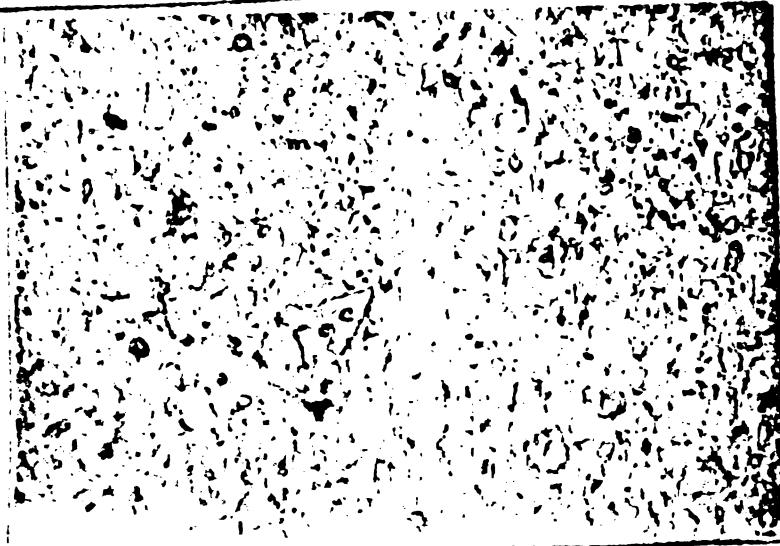


Fig.65.b. Microfotografia secțiunii masei de porțelan nr.2, arsă la 1300°C (x 1000, N ||)
c = cuarț
m = mulit
a = alumină

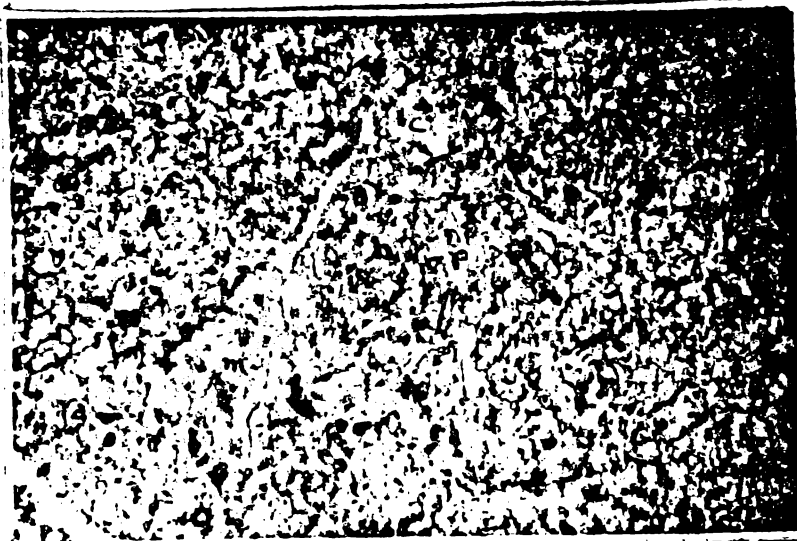


Fig.65.c. Microfotografia secțiunii masei de porțelan nr.2, arsă la 1350°C (x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț
m = mulit format în relicvă de mică



Fig.65.d. Microfotografia secțiunii masei de porțelan arsă la 1400°C (x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț cu striuri marginale
m = mulit

Mase de porțelan din
grupa Δ_4

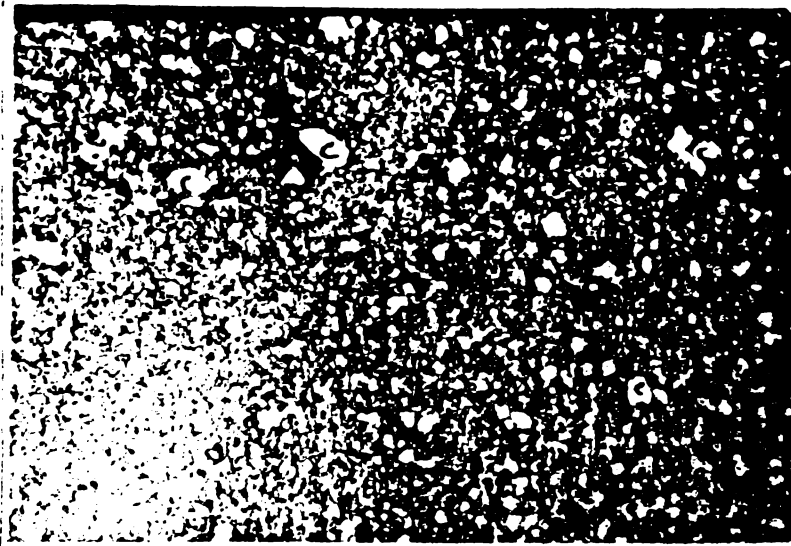


Fig.66.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.8, biscuit. .

(x 200, N +)

c = cuarț



Fig.66.b.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.8, arsă la 1300°C

(x 1000, N ||)

a = alumina

c = cuarț

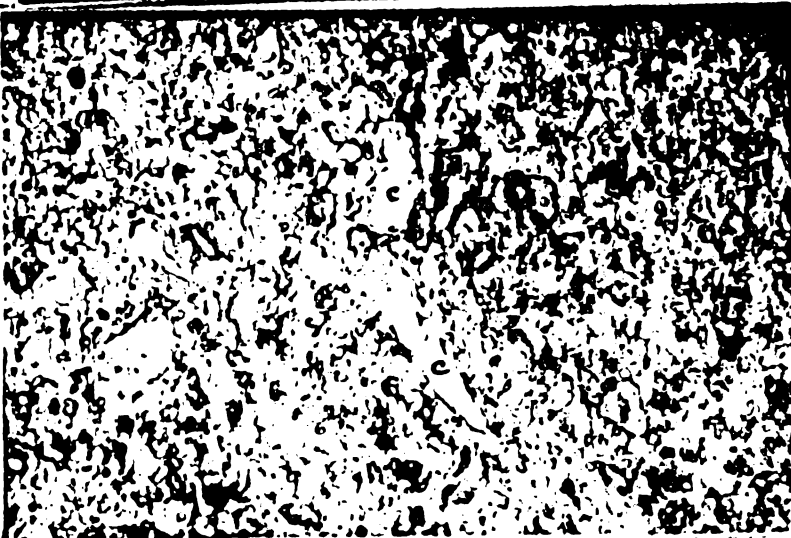


Fig.66.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.8, arsă la 1350°C

(x 1000, N ||)

a = alumina

c = cuarț

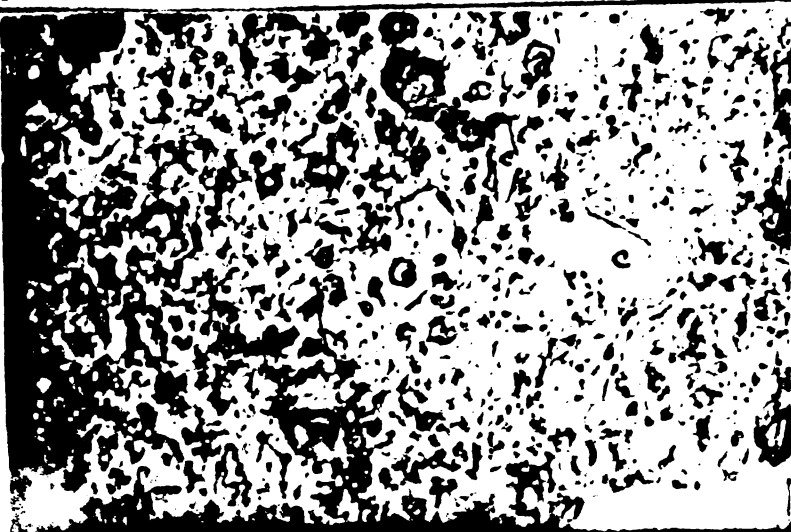
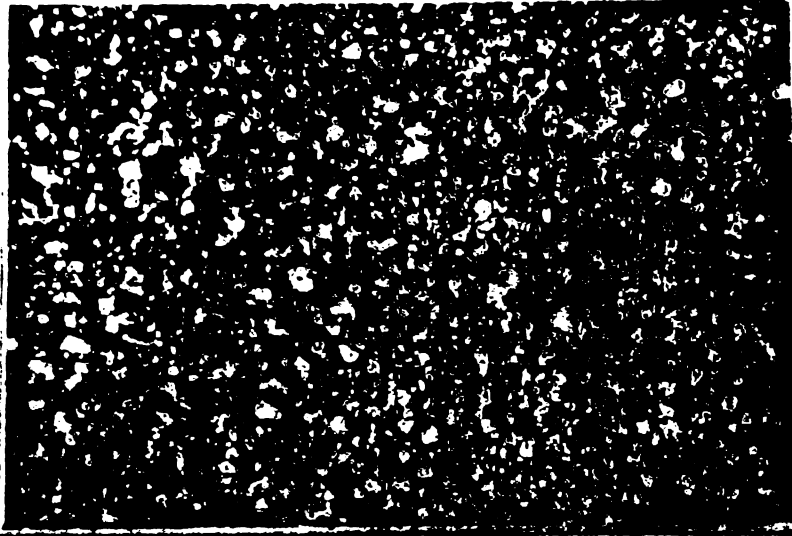


Fig.66.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.8, arsă la 1400°C

(x 1000, N ||)

a = alumina

c = cuarț



Mase de porțelan din
grupa Δ_4

Fig.67.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.15, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț
m = mice



Fig.67.b. Microfotografia
masei de porțelan nr.15,
arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
p = pori
m = mulit



Fig.67.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.15, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț

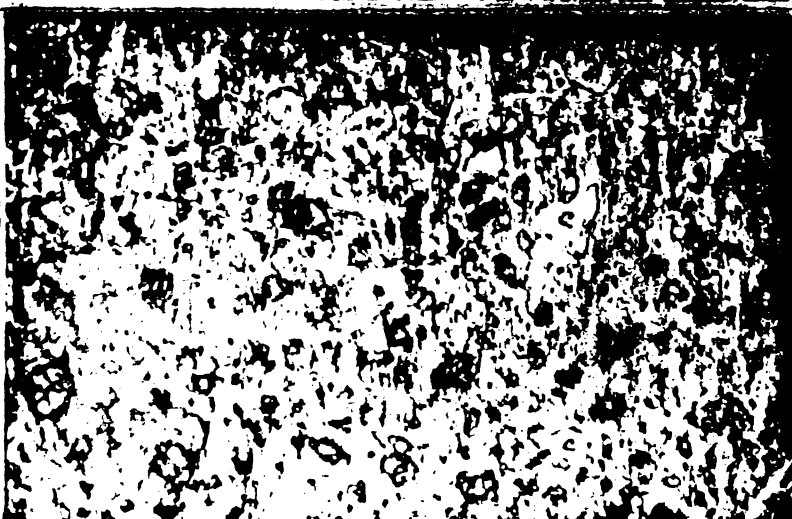


Fig.67.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.15, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț

Mase de porțelan din
grupa Δ_4

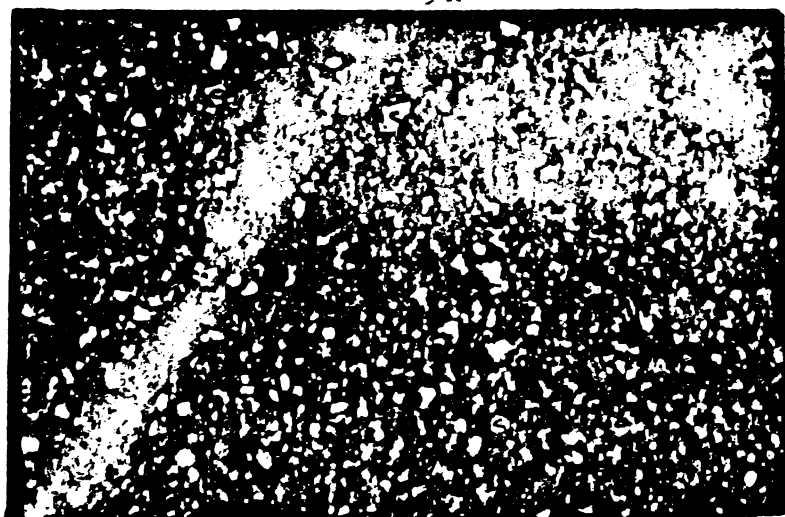


Fig.68.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.23, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț



Fig.68.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.23, arsă la 1300°C
(x 1000, N //)
a = alumină
m = mulit
f = feldspat topit cu mulit
dispus paralel
p = pori



Fig.68.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.23, arsă la 1350°C
(x 1000, N //)
a = alumină
m = mulit
p = pori

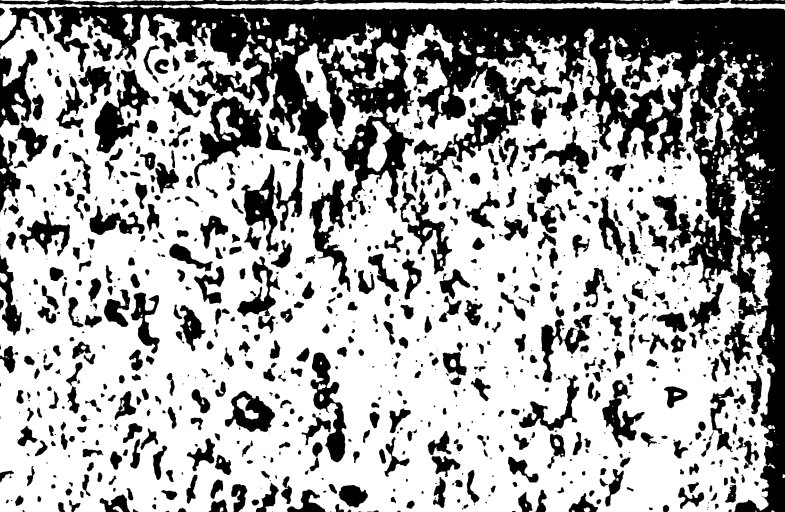
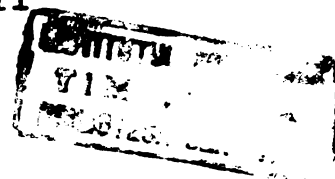
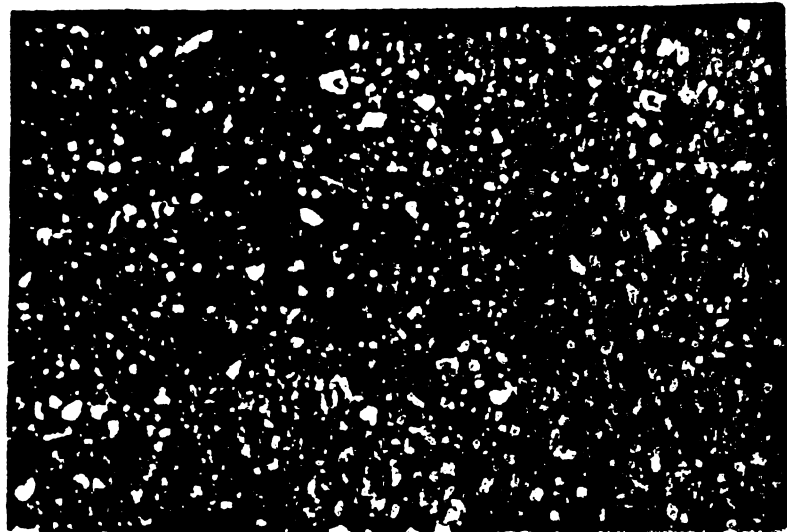


Fig.68.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.23, arsă la 1400°C
(x 1000, N //)
m = mulit
c = cuarț
p = pori





Mase de porțelan din
grupa Δ_4

Fig.69.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.32, biscuit

(x 200; N +)

c = cuarț

M = mîce

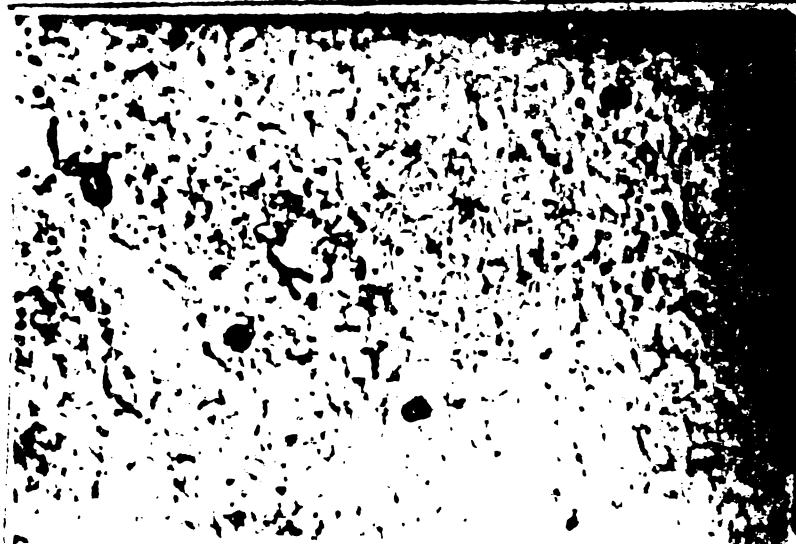


Fig.69.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.32, arsă la 1300°C

(x 1000, N ||)

m = mulit format pe seama
feldspatului topit



Fig.69.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.32, arsă la 1350°C

(x 1000, N ||)

a = alumină

c = cuarț

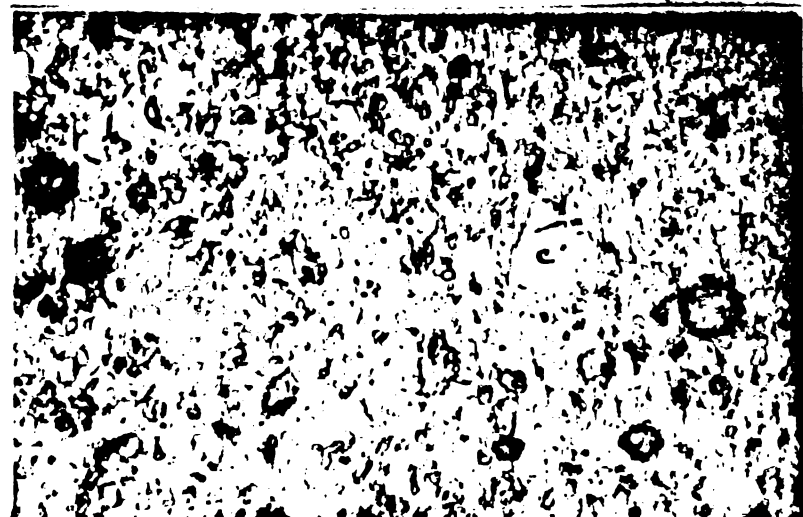
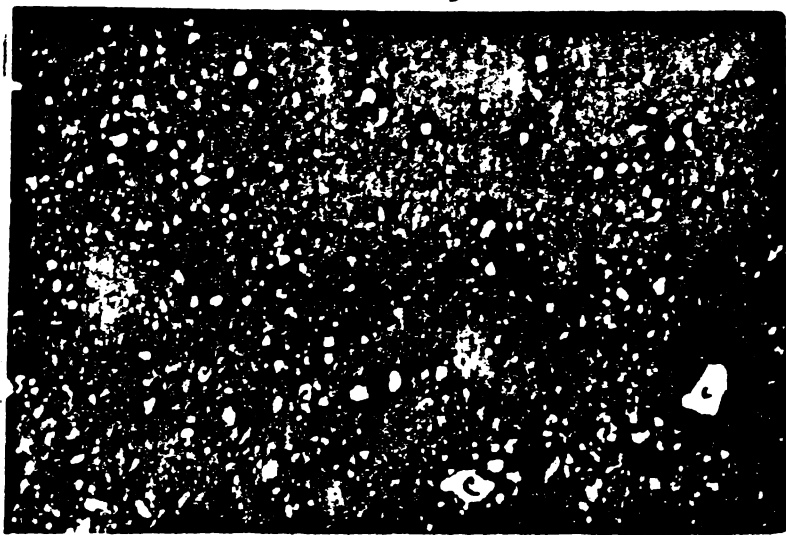


Fig.69.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.32, arsă la 1400°C

(x 1000, N ||)

a = alumină

c = cuarț cu striații marginale



Mase de porțelan din
grupa Δ_4

Fig.70.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.41, biscuit .

(x 200, N+)

c = cuarț

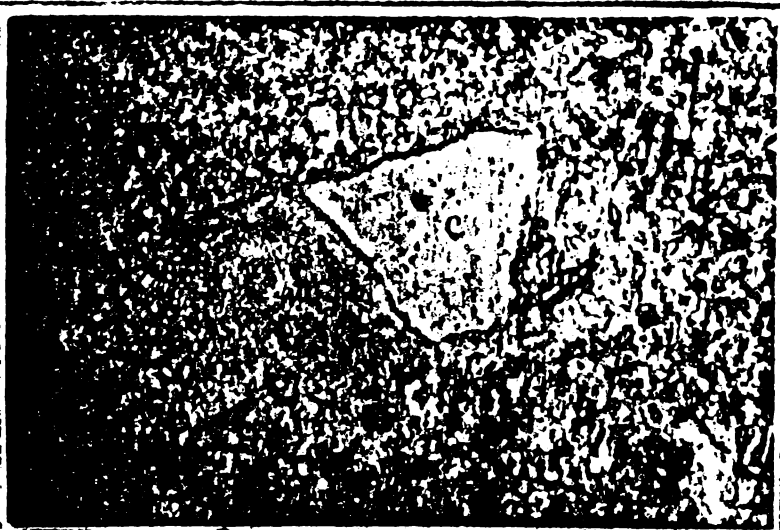


Fig.70.b.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.41, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)

c = cuarț în contact cu
sticlă feldspatică +
mulit(m)

a = alumina



Fig.70.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.41, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)

m = mulit secundar

a = alumina

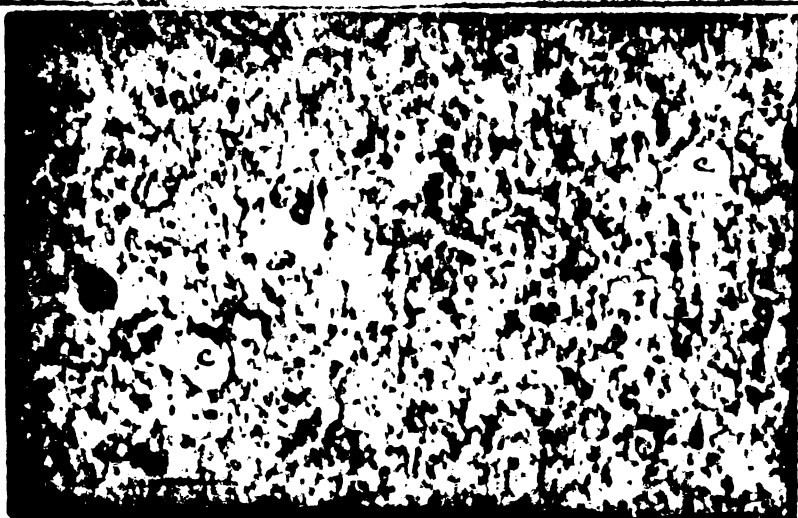
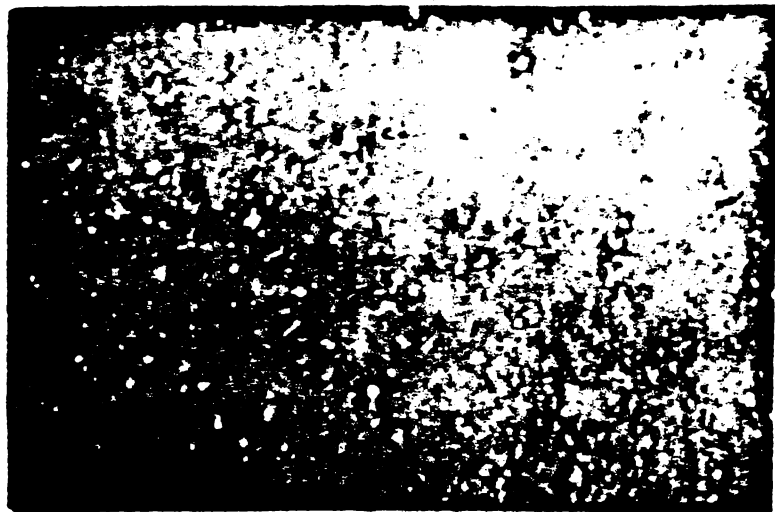


Fig.70.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.41, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)

a = alumina

c = cuarț



Mase de porțelan din
grupa Δ_4

Fig.71.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.49, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

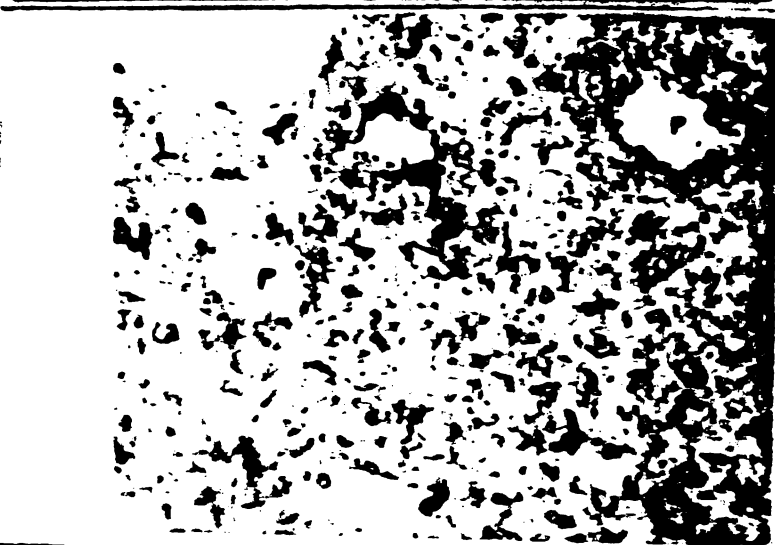


Fig.71.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.49, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = mulit secundar
p = pori
a = alumină

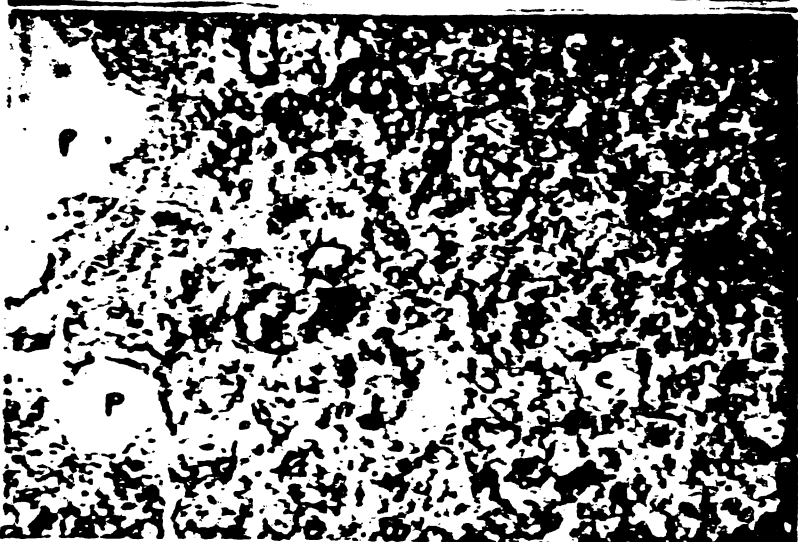


Fig.71.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.49, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț
p = pori
m = mulit în sticlă feldspatică



Fig.71.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.49, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț
m = mulit granular
a = alumină



Mase de porțelan din
grupa Δ_4

Fig.72.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.56, biscuit,
(x 200, N +)
c = cuarț

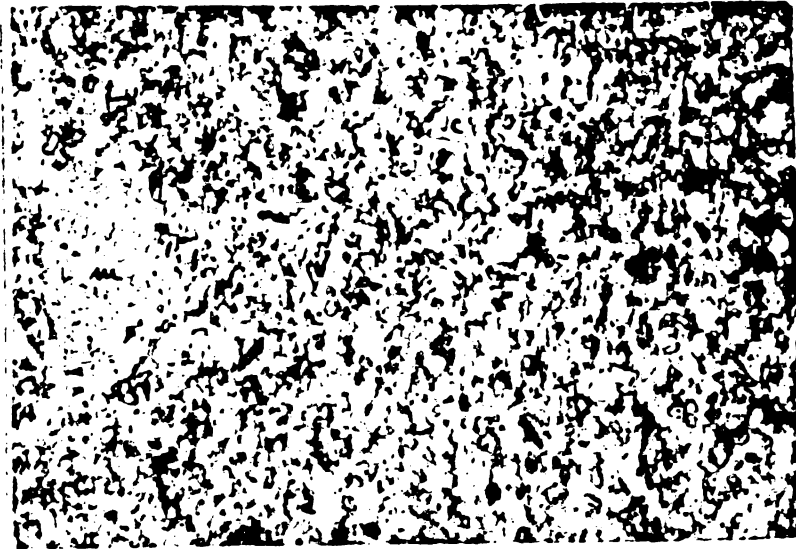


Fig.72.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.56, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
m = mulit
c = cuarț

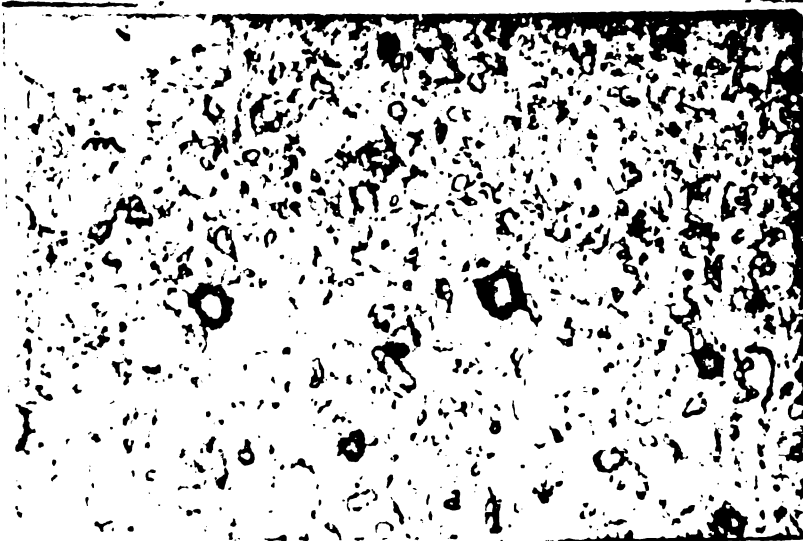
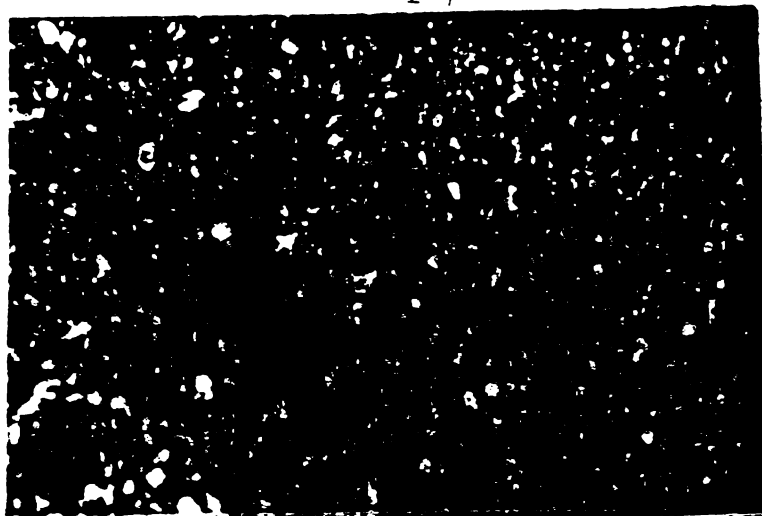


Fig.73.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.56, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
m = mulit



Fig.73.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.56, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
m = mulit



Mase de porțelan din
grupa Δ_5

Fig.74.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.1, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț
M = mice

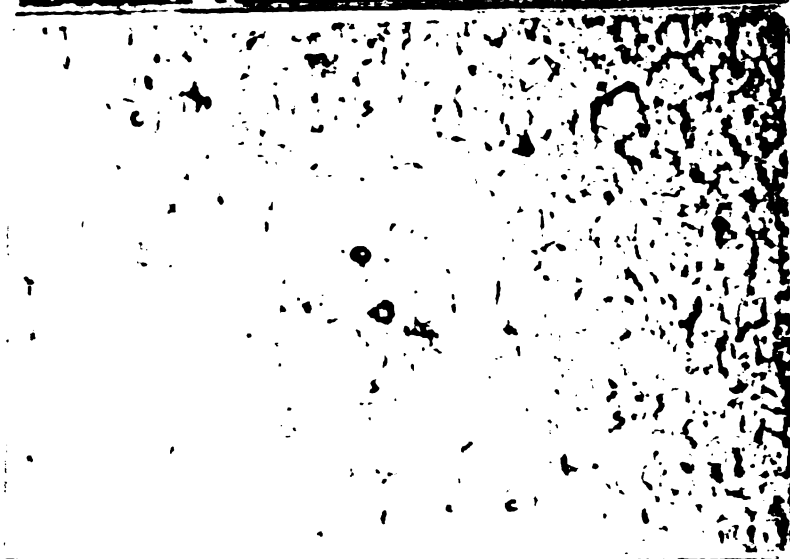


Fig.74.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.1, arsă la 1300°C
(x 1000, N //)
c = cuarț
m = mulit
s = sticlă

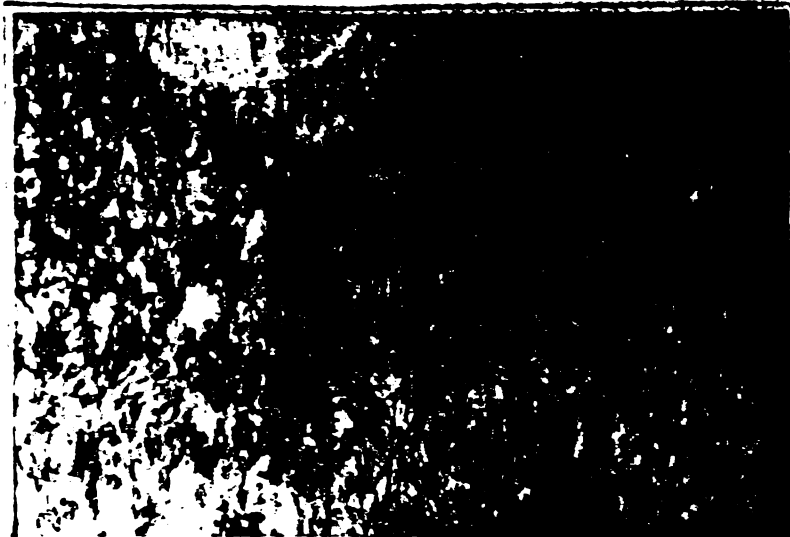


Fig.74.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.1, arsă la 1350°C
(x 1000, N //)
c = cuarț
m = mulit secundar
p = pori



Fig.74.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.1, arsă la 1400°C
(x 1000, N //)
m = mulit format în relieve
de mice
p = pori

Mase de porțelan din
grupa Δ_5

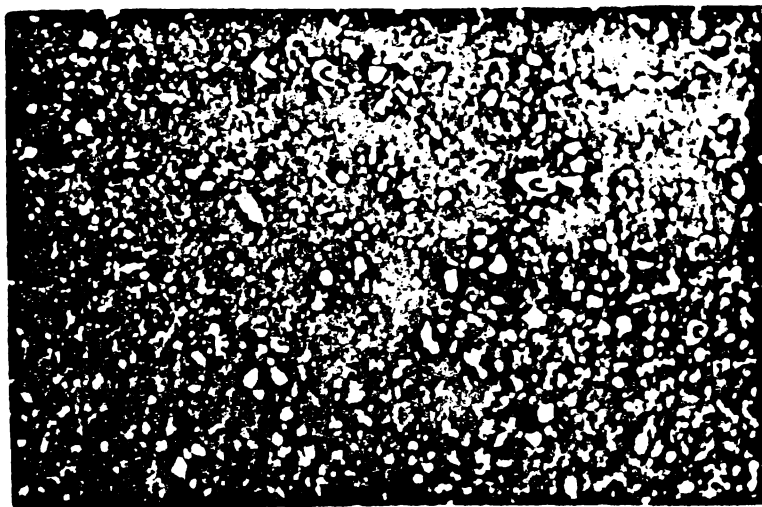


Fig.75.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.7, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț
M = mice

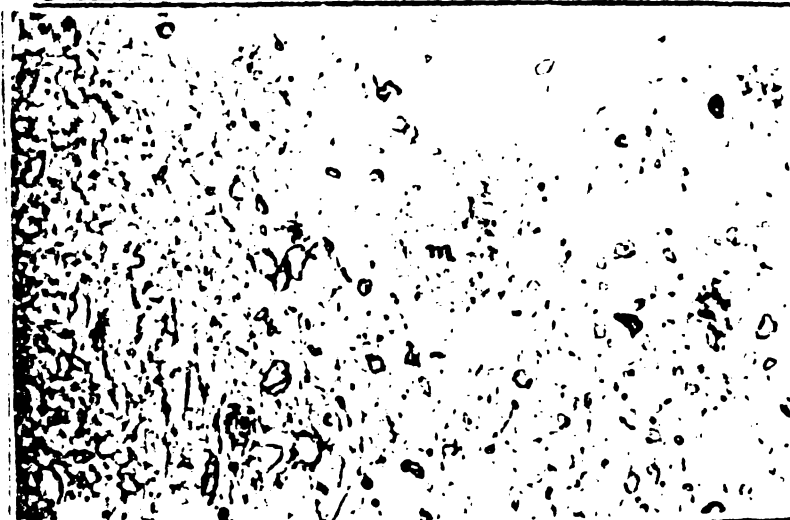


Fig.75.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.7, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț
m = mulit
s = sticlă



Fig.75.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.7, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
o = cuarț
s = sticlă

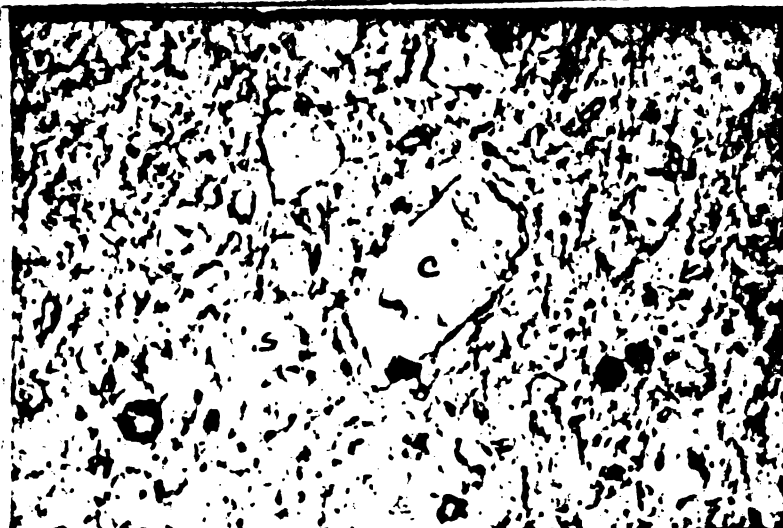


Fig.75.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.7, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
o = cuarț corodat
m = mulit
s = sticlă

Mase de porțelan din
grupa Δ_5

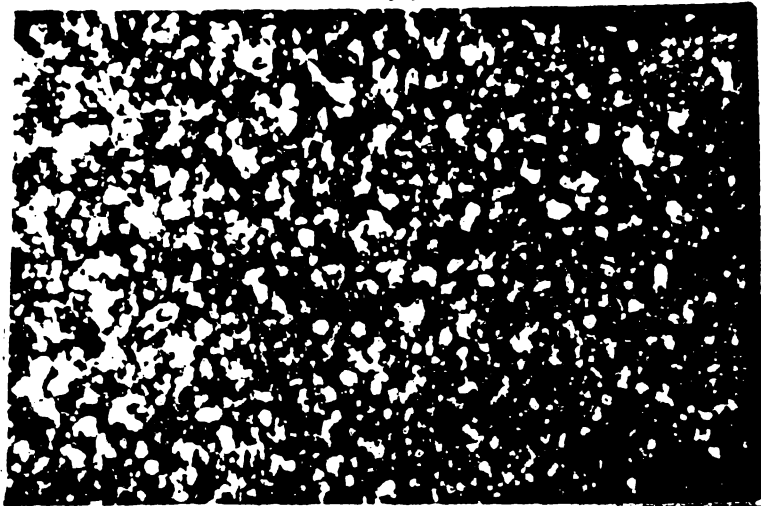


Fig.76.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.14, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț

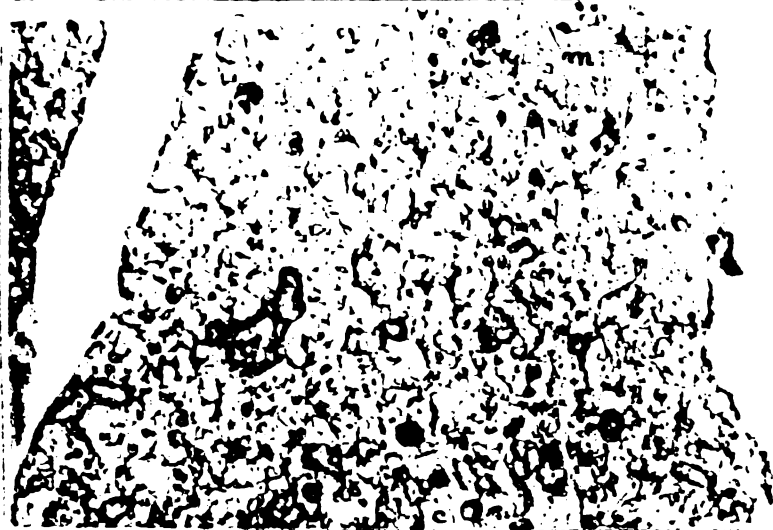


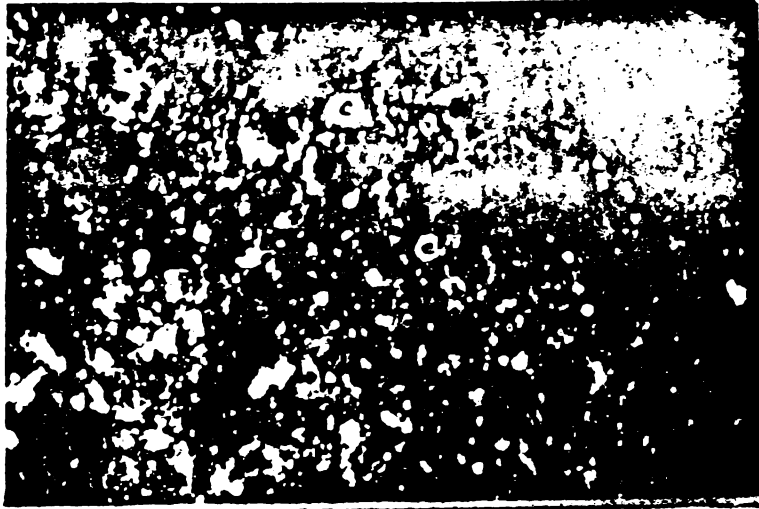
Fig.76.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.14, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
m = mulit
c = cuarț



Fig.76.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.14, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț



Fig.76.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.14, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț
m = mulit



Mase de porțelan din
grupa Δ_5

Fig.77.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.22, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț
M = muscovit



Fig.77.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.22, arsă la 1300°C
(x 1000, N II)
a = alumina
m = mulit



Fig.77.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.22, arsă la 1350°C
(x 1000, N II)
a = alumina
c = cuarț

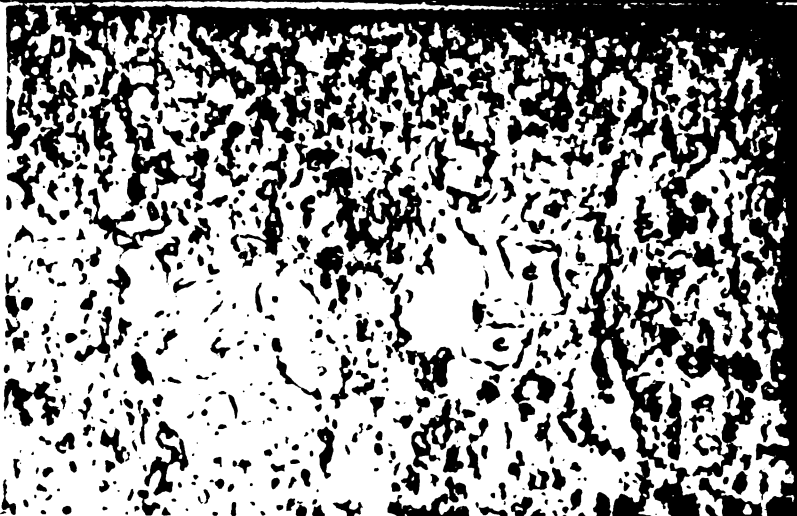


Fig.77.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.22, arsă la 1400°C
(x 1000, N II)
c = cuarț
a = alumina

Mase de porțelan din
grupa Δ_5

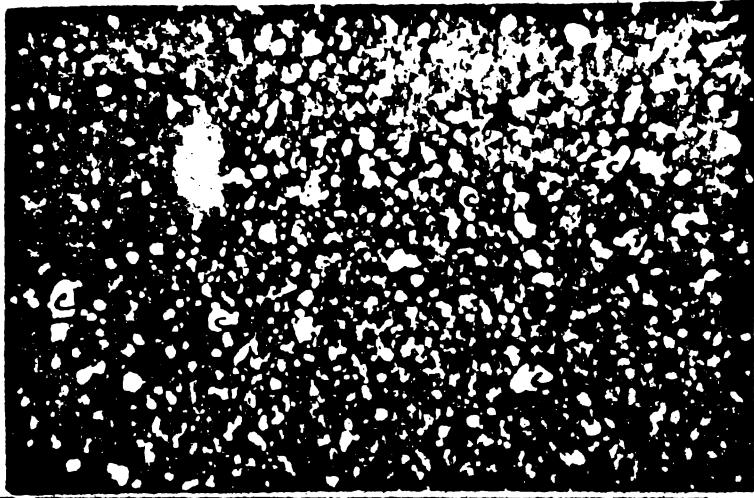


Fig.78.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.31, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

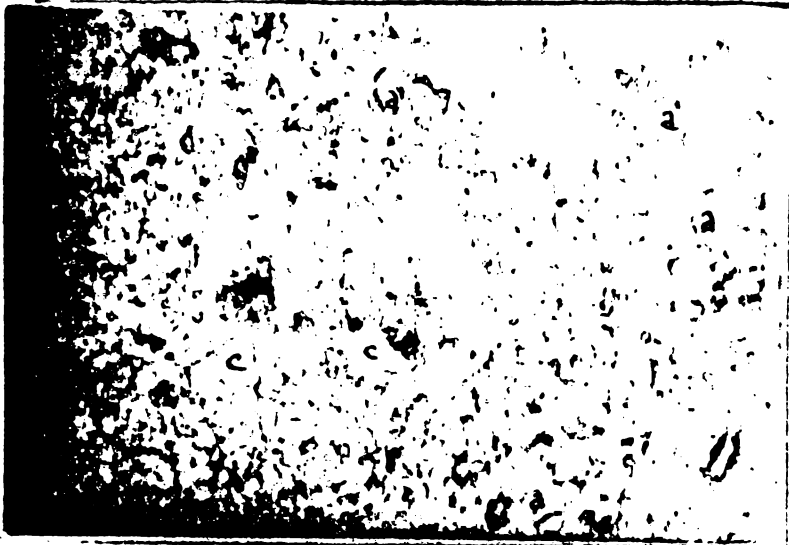


Fig.78.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.31, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț

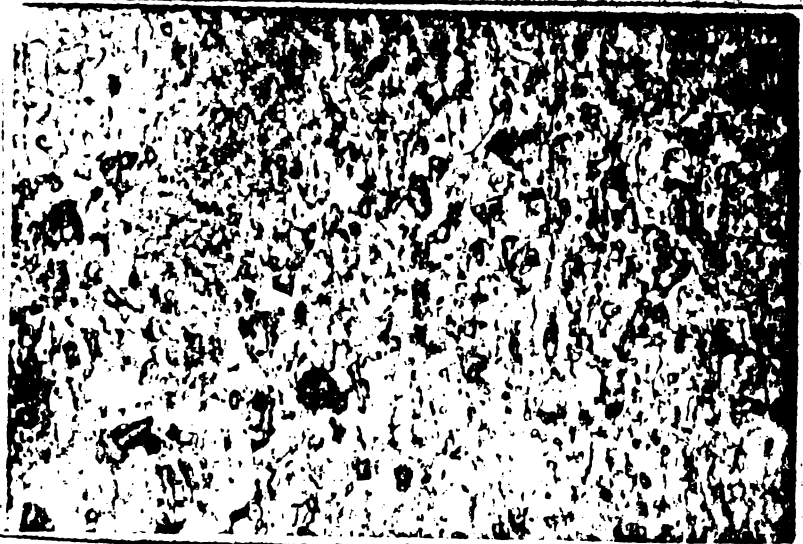


Fig.78.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.31, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț
m = mulit



Fig.78.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.31, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț corodat cu stri-
uri marginale



mase de porțelan din
grupă Δ_5

Fig.79.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.40, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

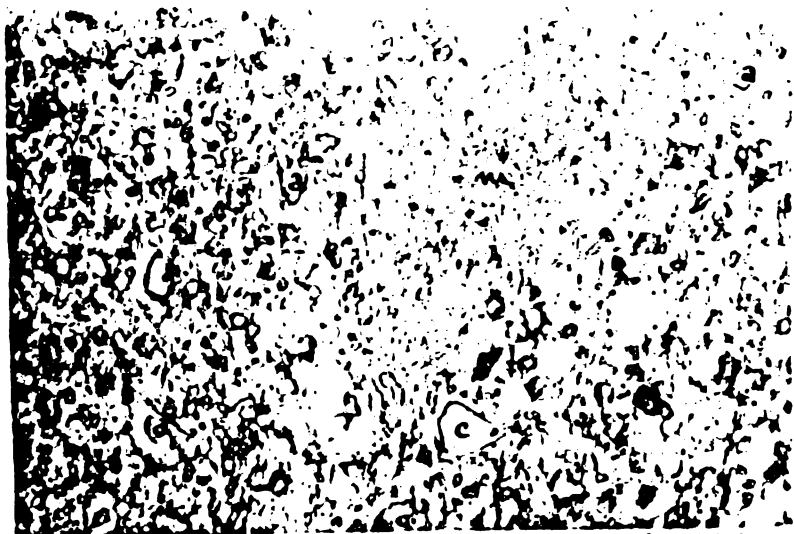


Fig.79.b.Microfotografia
masei de porțelan nr.40,
arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = mulit + sticlă feldspatică, — pseudomorfoză
după feldspat
c = cuarț
a = alumina

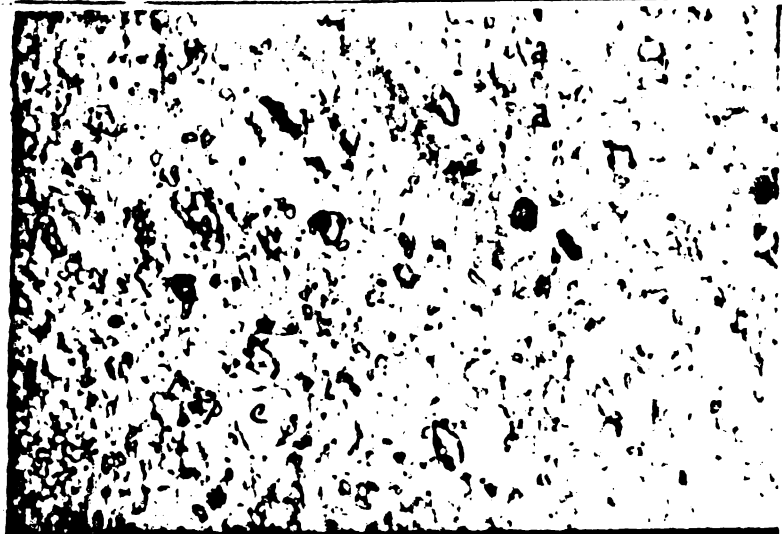


Fig.79.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.40, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = mulit în relieve de
mică
c = cuarț
a = alumina

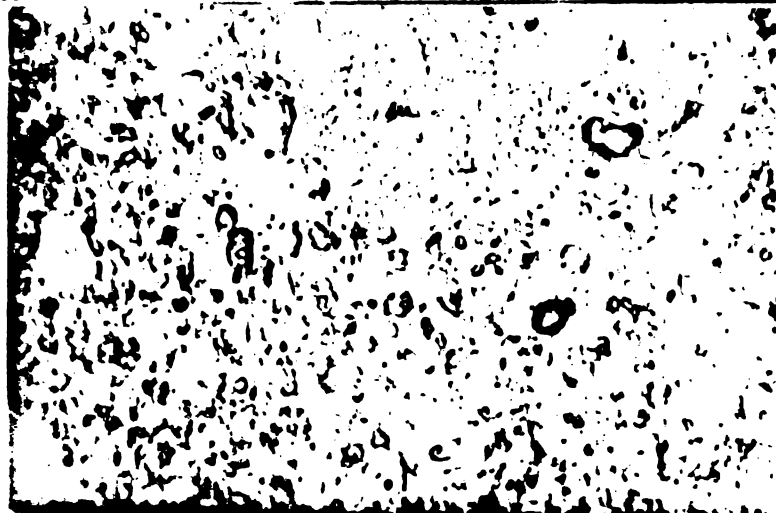


Fig.79.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.40, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
c = cuarț
a = alumina

Mase de porțelan din
grupă

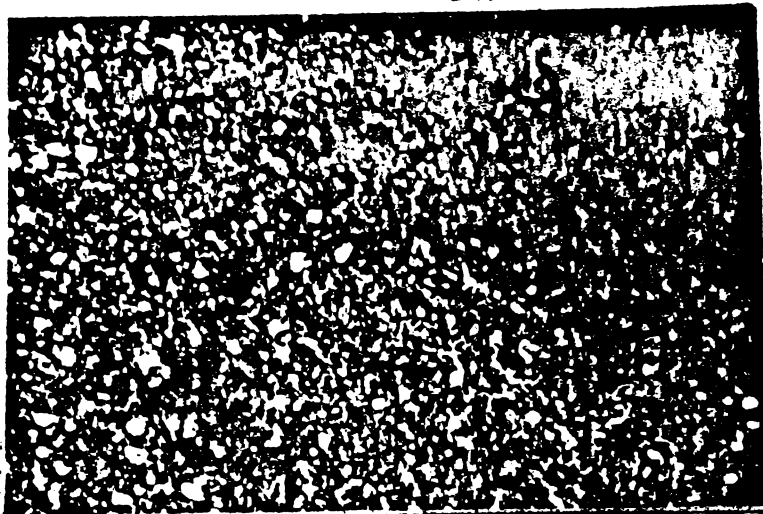


Fig.80.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.48, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

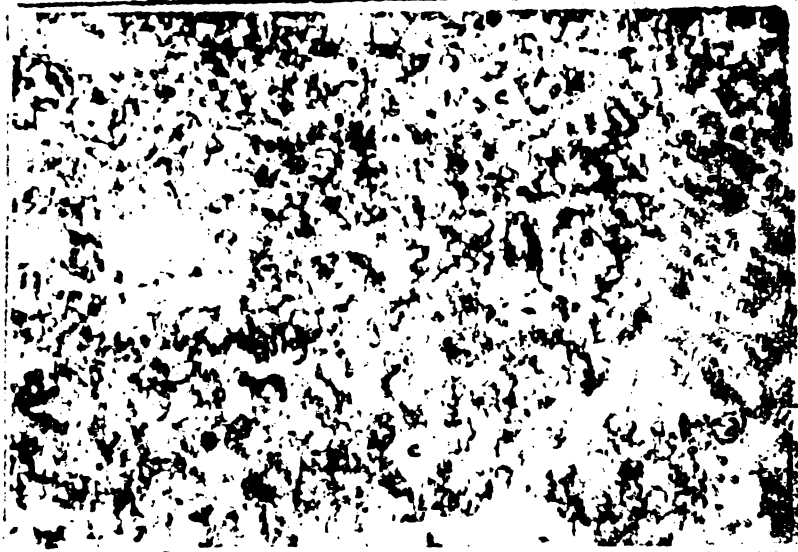


Fig.80.b.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.48, arsă la 1300°C.
(x 1000, N ||)
c = cuarț
a = alumina

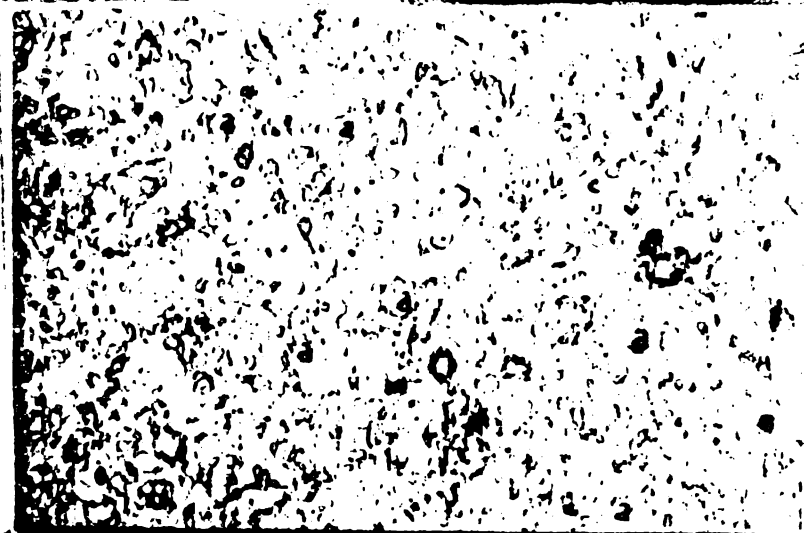


Fig.80.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.48, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = alumina
c = cuarț

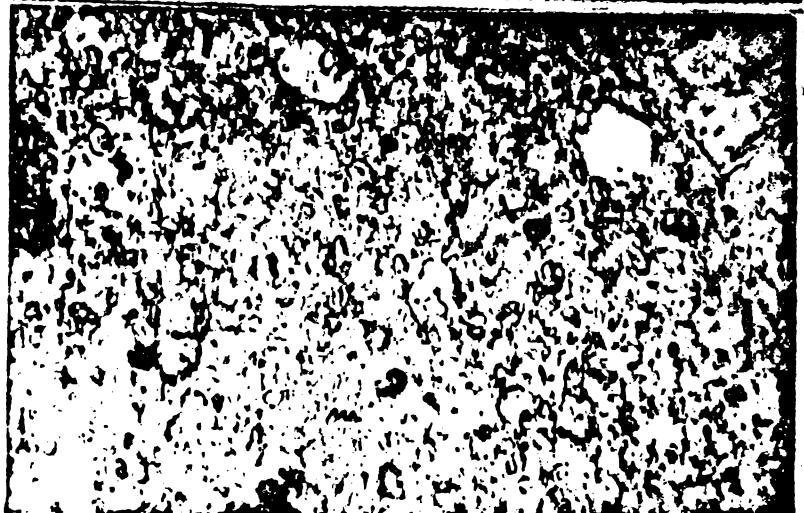


Fig.80.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.48, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumina

Mase de porțelan din
grupa Δ_5

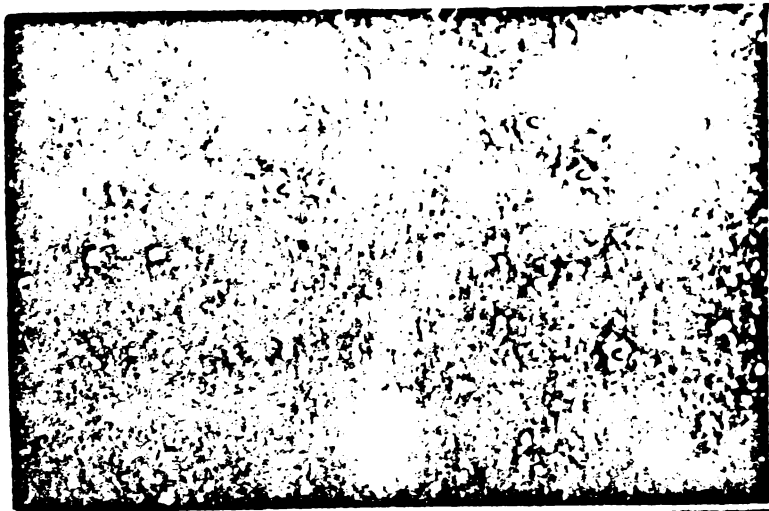


Fig.81.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.55, biscuit
(x 200, N +).
c = cuarț

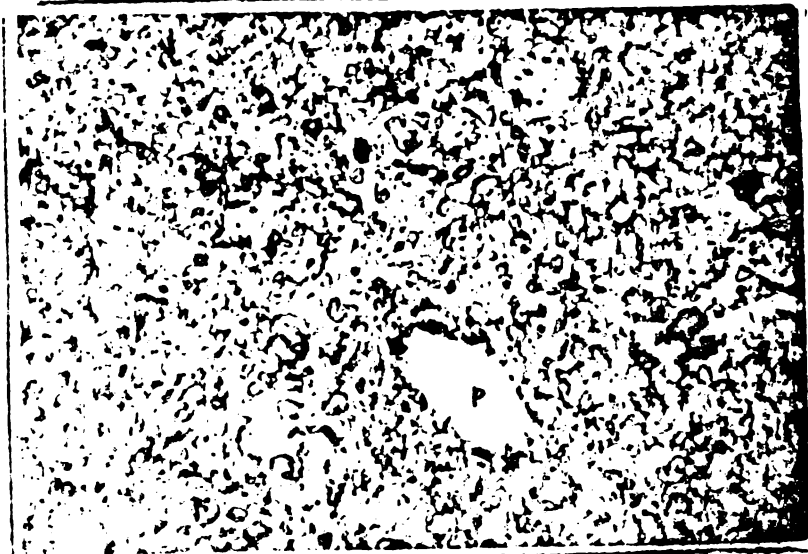


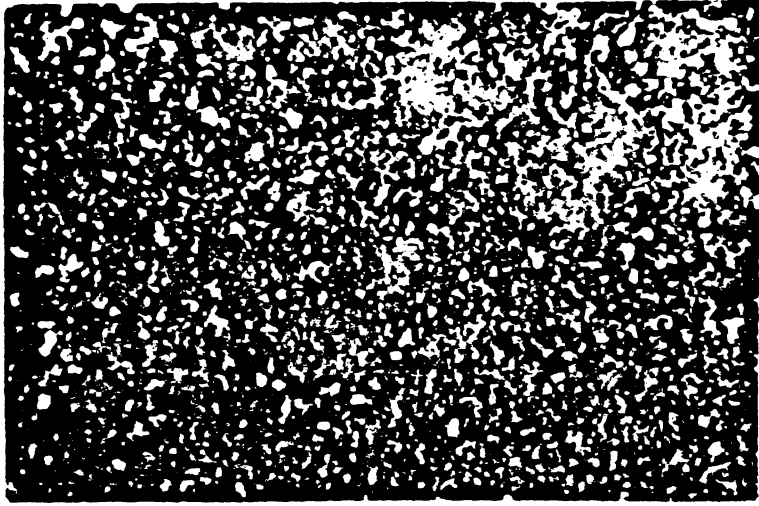
Fig.81.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.55, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumină
p = pori



Fig.81.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.55, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț
m = mulit
a = alumină
p = pori



Fig.81.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.55, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumină
p = pori



Mase de porțelan din
grupa Δ_5

Fig.82.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.61, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț



Fig.82.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.61, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumină

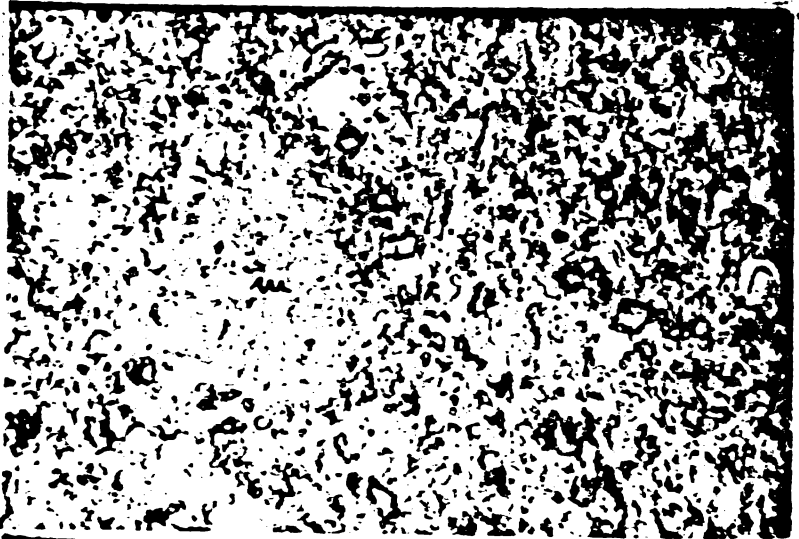
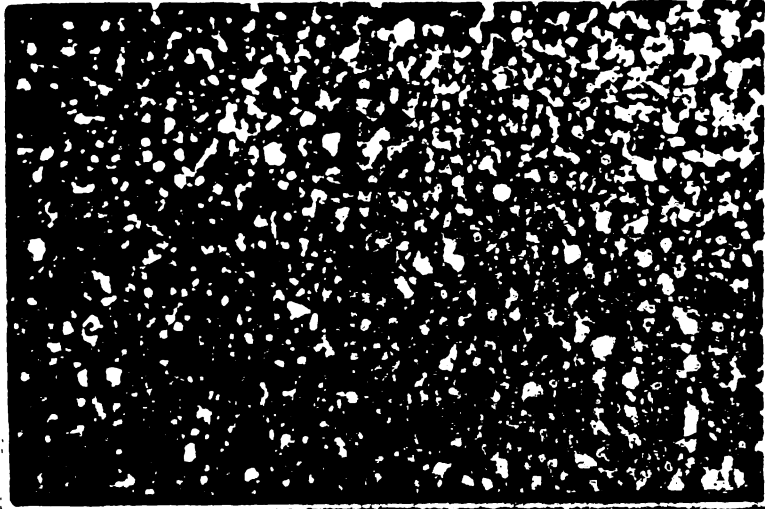


Fig.82.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.61, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = pseudomorfoză de mulit
după feldspat



Fig.82.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.61, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
c = cuarț



Mase de porțelan din
grupa Δ_6

Fig.83.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.6, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

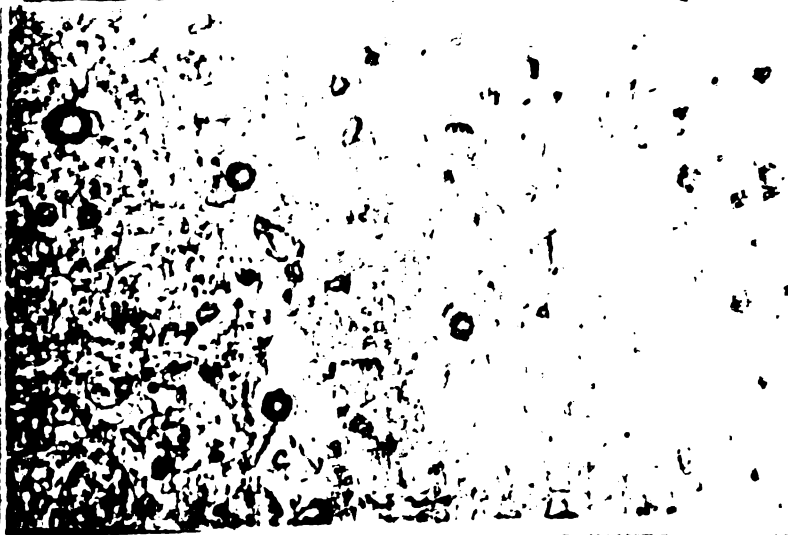


Fig.83.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.6, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
m = mulit
c = cuarț

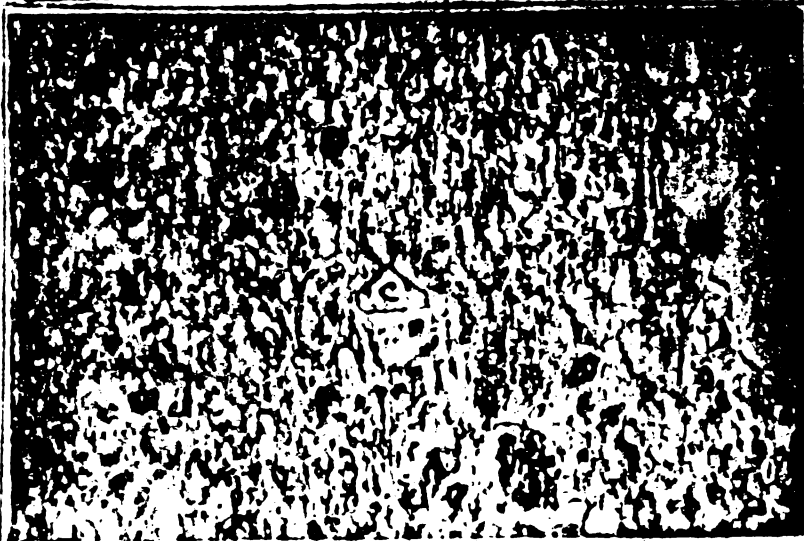


Fig.83.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.6, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumină
m = mulit
c = cuarț



Fig.83.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.6, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț, marginal topit
m = mulit
p = pori

Mase de porțelan din
grupa Δ_6

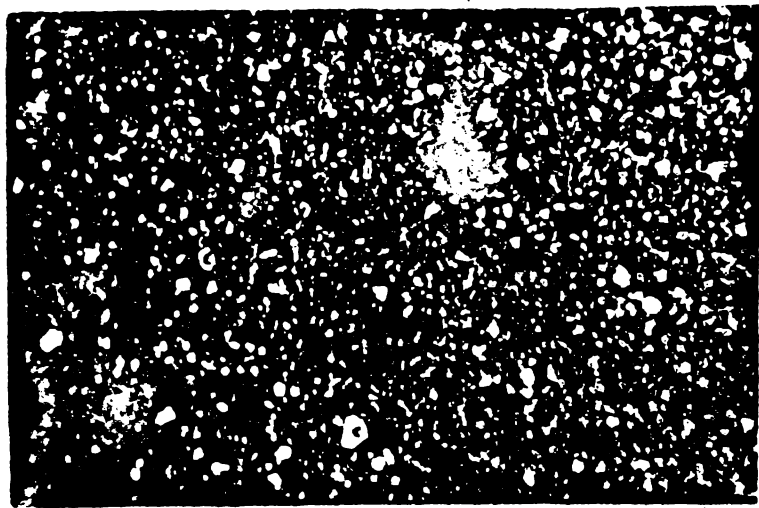


Fig.84.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.13, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț
M = mice

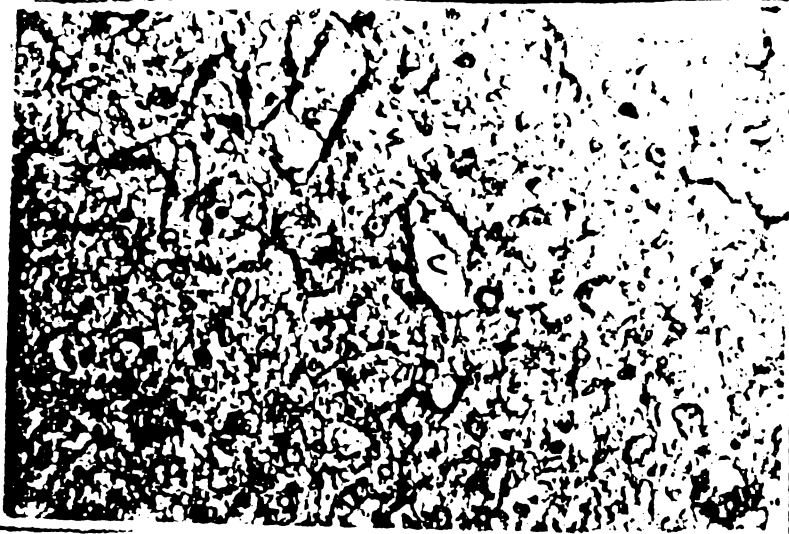


Fig.84.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.13, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț
s = sticlă feldspatică

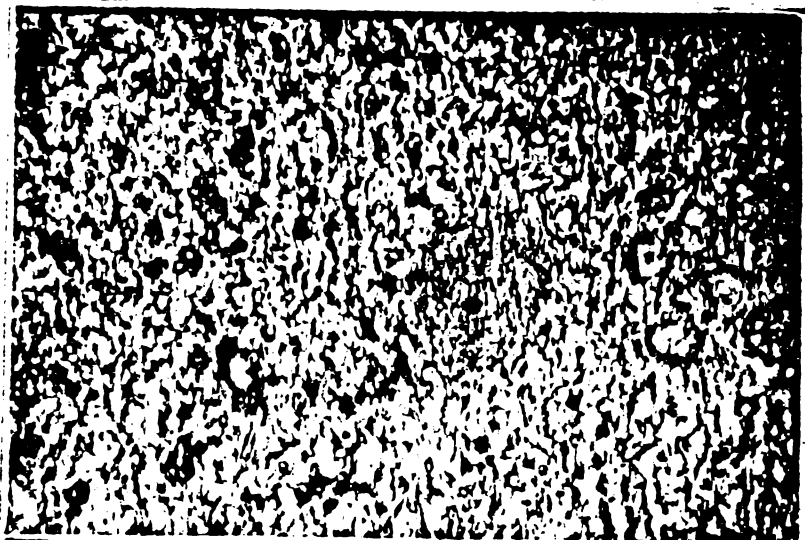


Fig.84.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.13, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
s = sticlă feldspatică



Fig.84.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.13, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
c = cuarț
s = sticlă feldspatică

Mase de porțelan din
grupa Δ_6

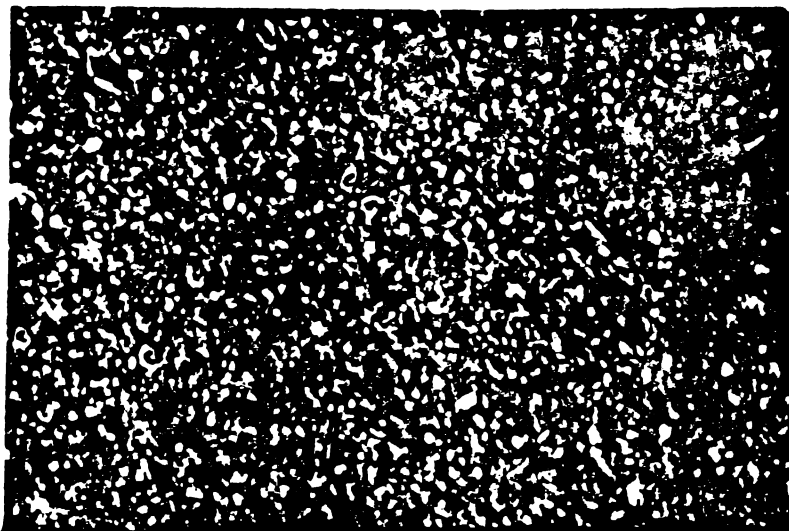


Fig.85.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.21, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț
m = mice

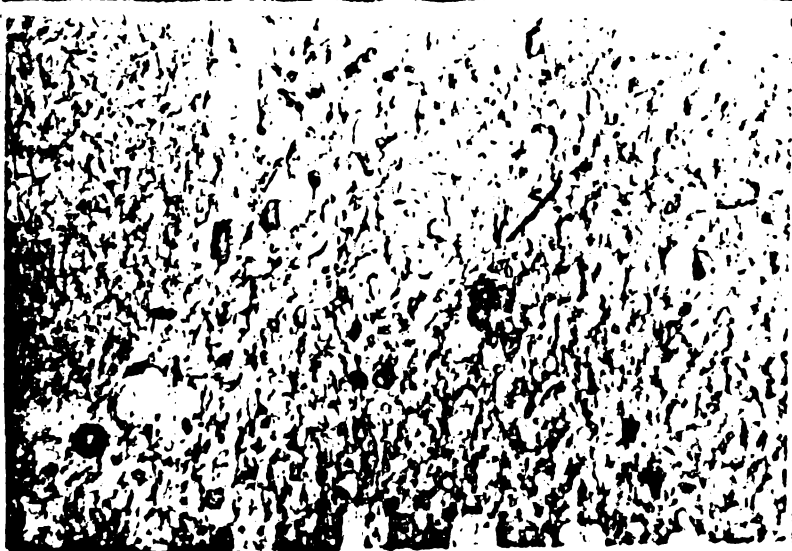


Fig.85.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.21, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = mulit format după
feldspat
c = cuarț



Fig.85.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.21, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
c = cuarț corodat
p = pori



Fig.85.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.21, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
m = mulit în masă fundamen-
tală. vitroasă
c = cuarț, topit marginal
și risurat .



Mase de porțelan din
grup Δ_6

Fig.86.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr. 30, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț



Fig.86.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.30, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumina
m = mulit
s = sticlă

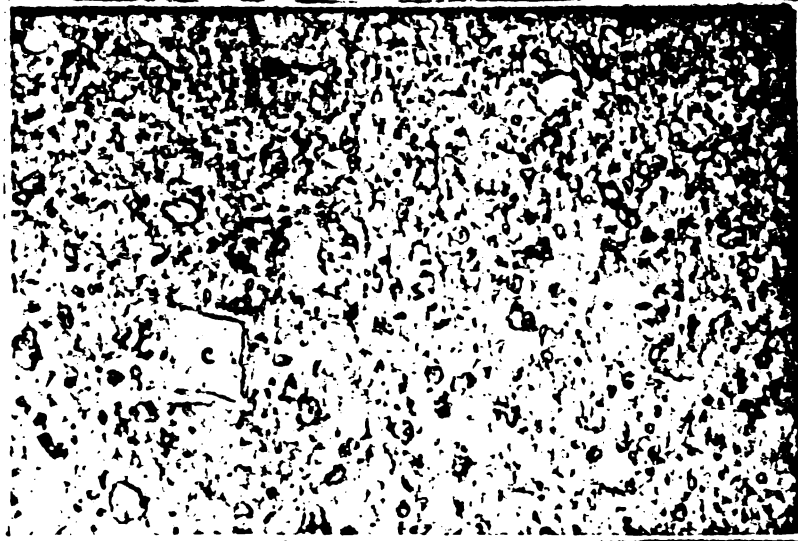


Fig.86.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.30, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumina
c = cuarț cu margine de
sticlă
s = sticlă

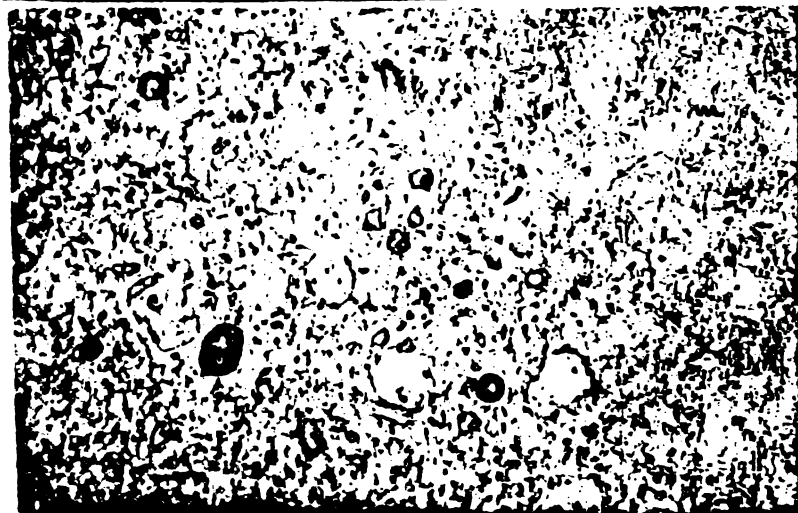


Fig.86.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.30, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumina
c = cuarț
m = mulit

Mase de porțelan din
grupa Δ_6



Fig.87.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.39, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

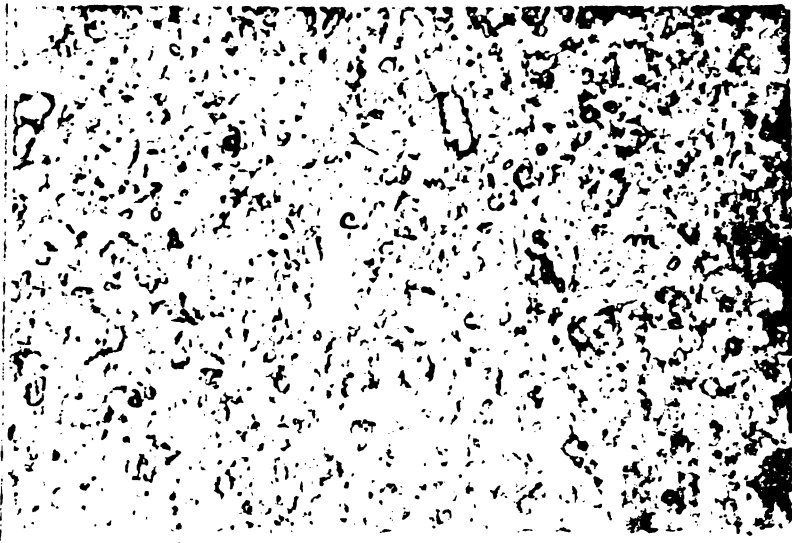


Fig.87.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.39, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
a = alumina
c = cuarț
m = mulit

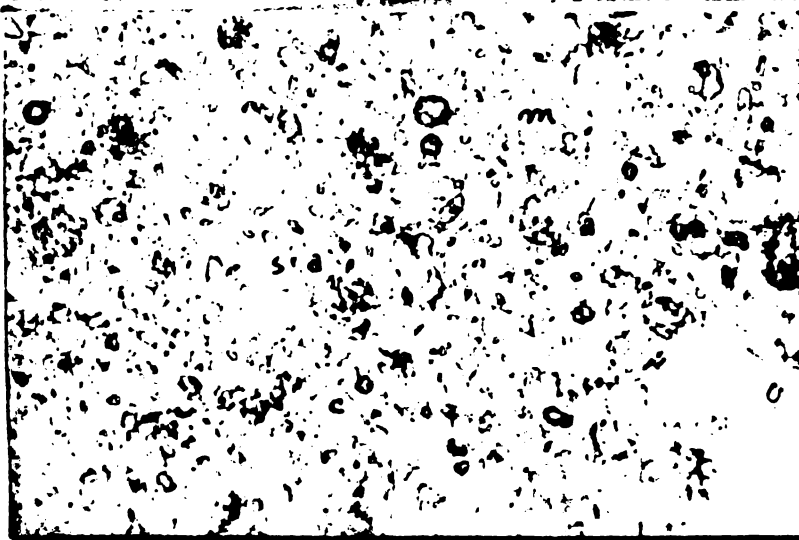


Fig.87.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.39, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
a = alumina
c = cuarț cu margine topită
s = sticlă

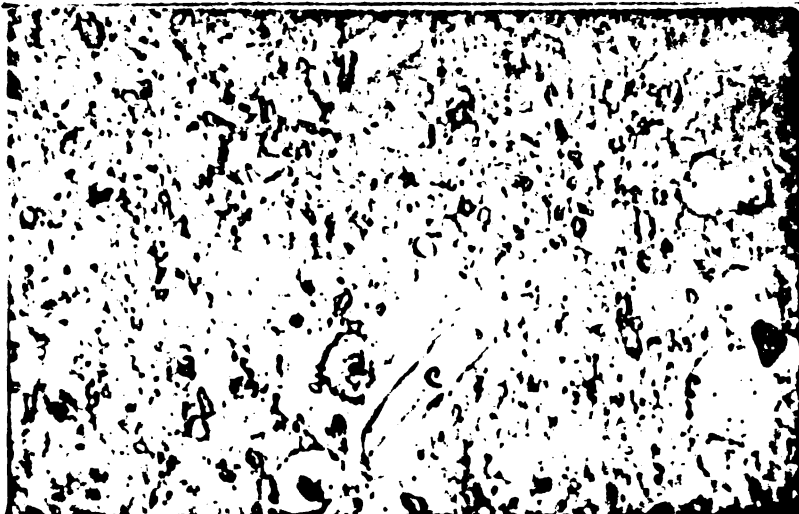


Fig.87.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr.39, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
a = alumina
c = cuarț cu margine de
fază vitroasă

Mase de porțelan din
grupa Δ_6

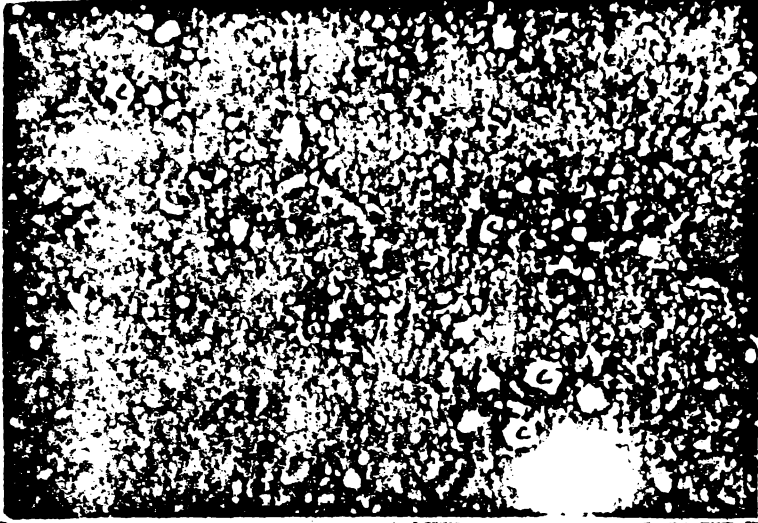


Fig.88.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.47, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

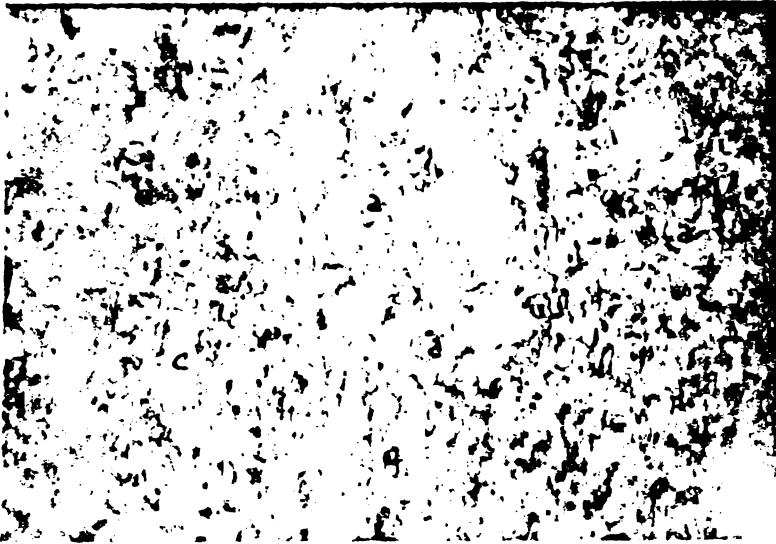


Fig.88.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.47, arsă la 1300°C
(x 1000, N II)
a = alumina
c = cuarț

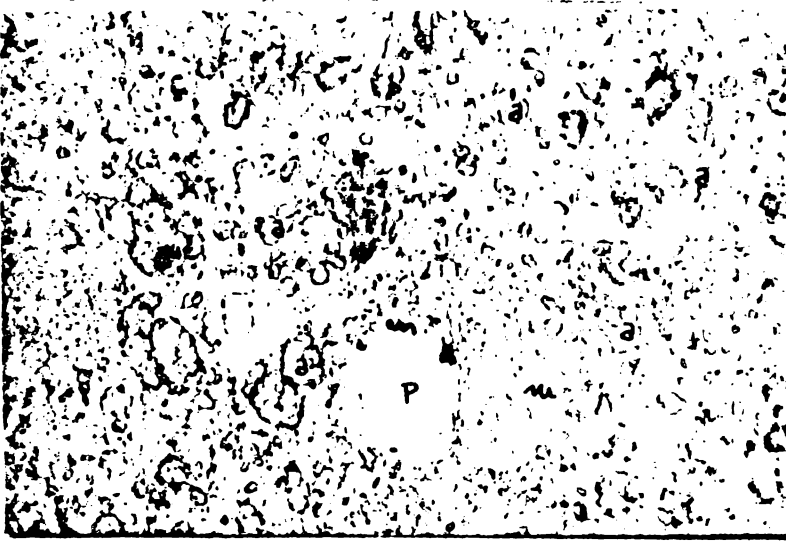


Fig.88.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.47, arsă la 1350°C
(x 1000, N II)
a = alumina
m = mulit
p = pori

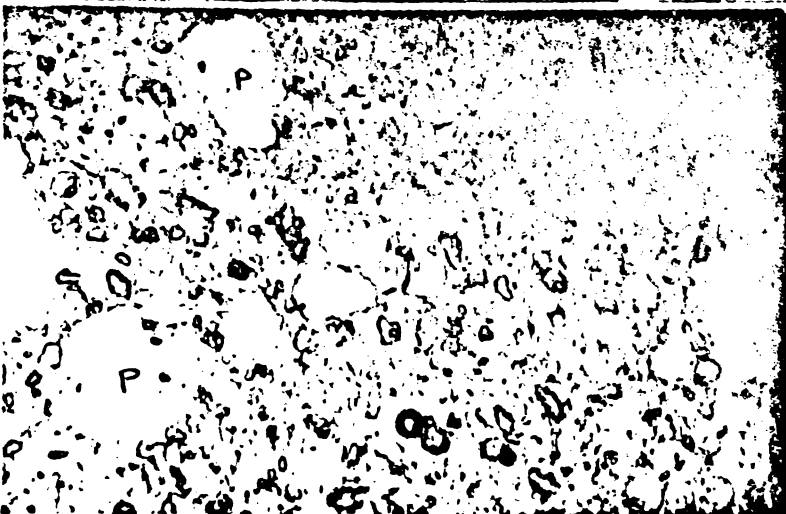


Fig.88.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.47, arsă la 1400°C
(x 1000, N II)
a = alumina
p = pori

Mase de porțelan din
grupa Δ_6

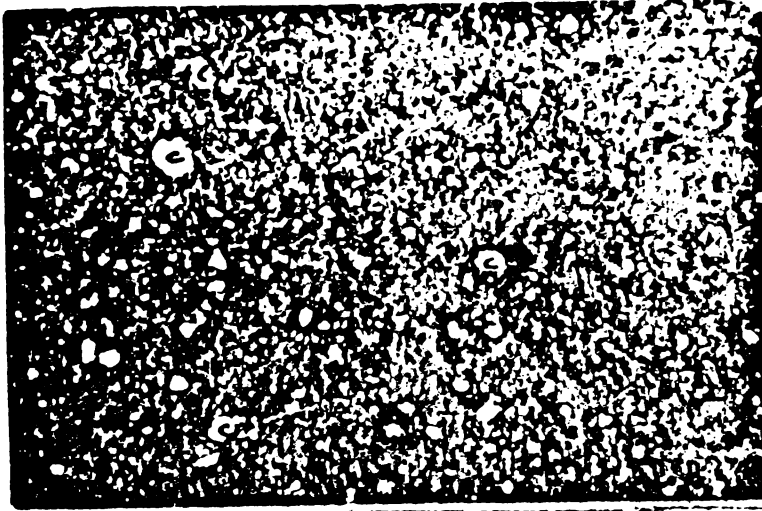


Fig.89.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.54, biscuit
(x 200, N +)
c = cuarț

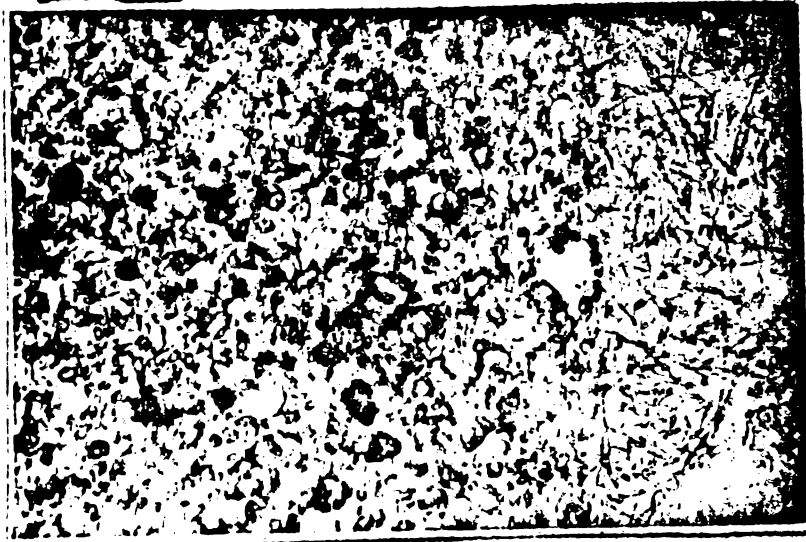


Fig.89.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.54, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = pseudomorfoză de mulit
după feldspat
a = alumina

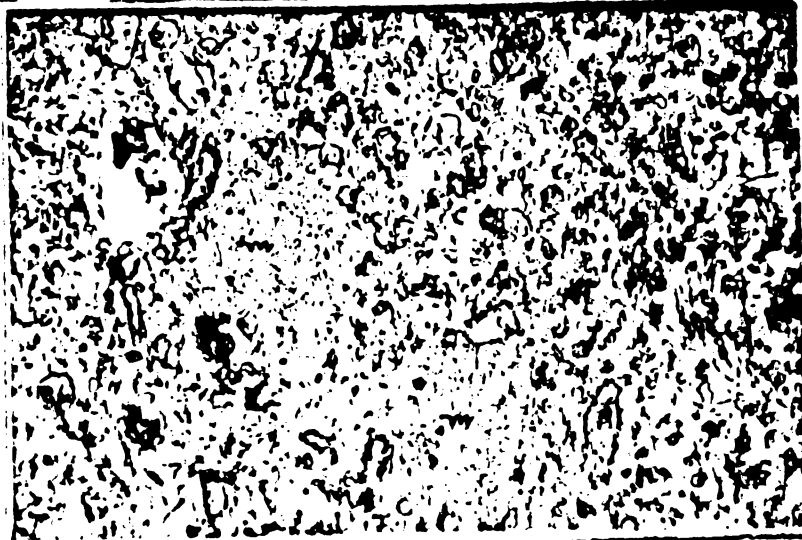
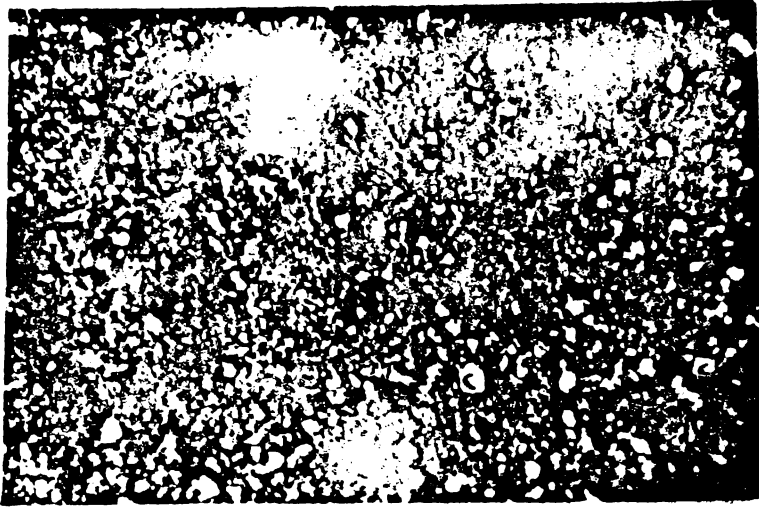


Fig.89.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.54, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumina



Fig.89.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.54, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumina
p = pori

INSTITUTUL POLITEHNIC
TIMIȘOARA
INDUSTRIEI CERAMICE



Mase de porțelan din
grupa Δ_6

Fig.90.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr. 60, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț

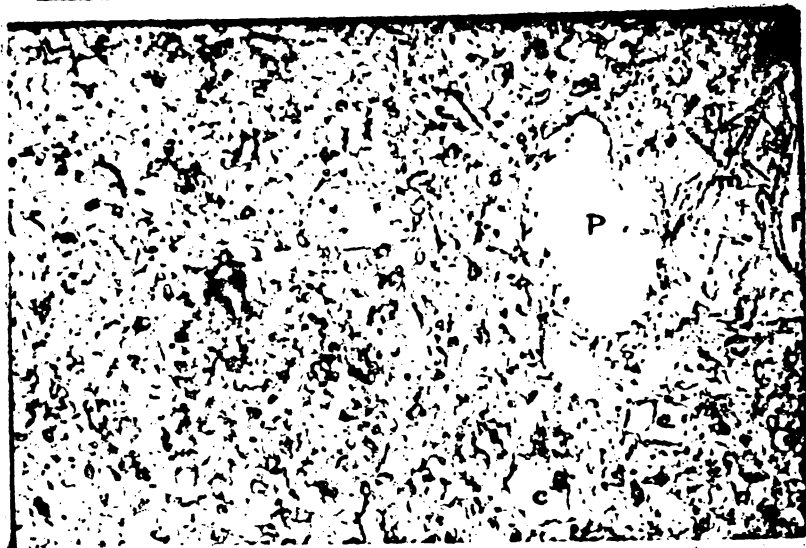


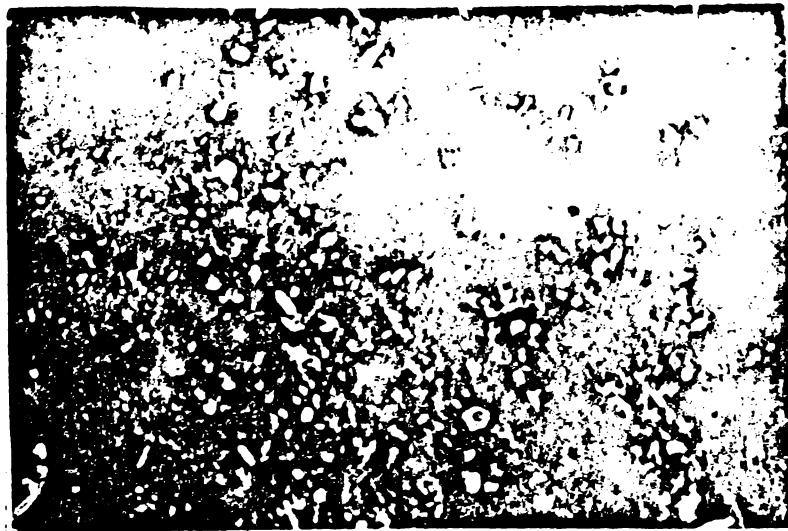
Fig.90.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.60 , arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumină
p = pori
c = cuarț



Fig.91.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.60, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumină
p = pori



Fig.91.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.60, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)
m = mulit
a = alumină



Mase de porțelan din
grupa Δ_7

Fig.91.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.12, biscuit

(x 200, N+)

c = cuarț

M = mice

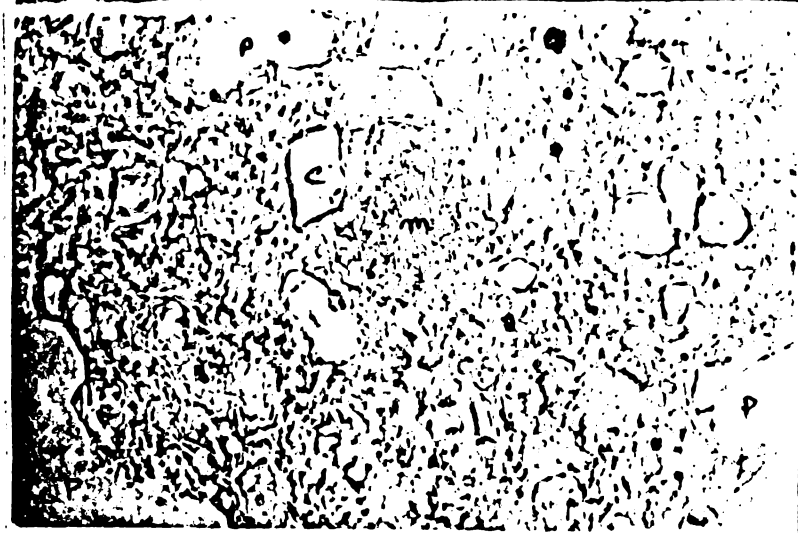


Fig.91.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.12, arsă la 1300°C

(x 1000, N ||)

c = cuarț

m = mulit — pseudomorfoză
după feldspat

p = pori

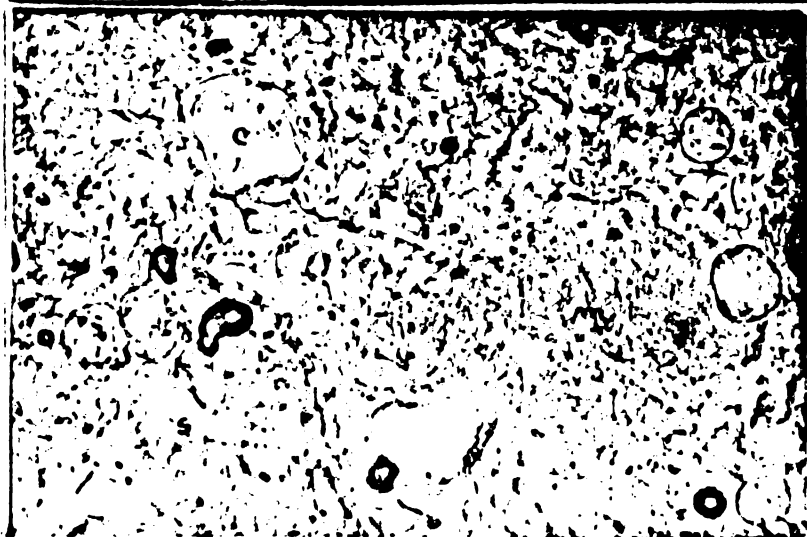


Fig.91.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.12, arsă la 1350°C

(x 1000, N ||)

c = cuarț cu margine de
sticlă,

m = mulit + sticlă feldspatică — pseudomorfoză
după feldspat

s = sticlă



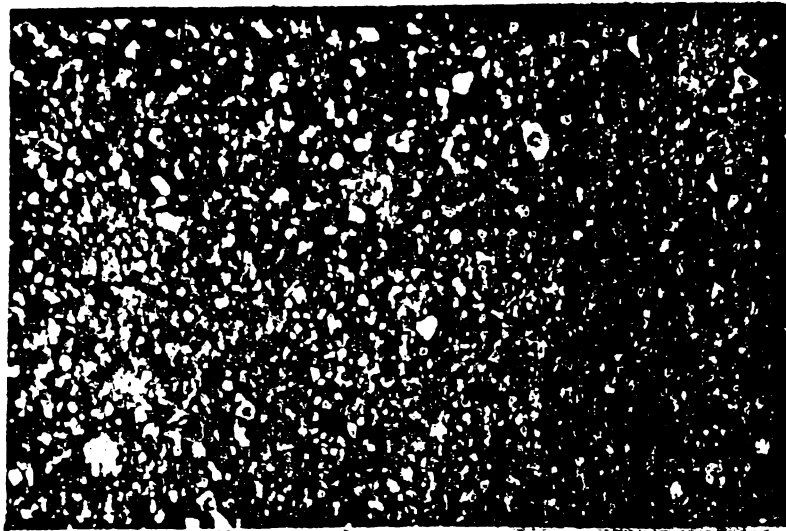
Fig.91.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.12, arsă la 1400°C

(x 1000, N ||)

c = cuarț topit, fisurat

p = pori

s = sticlă



Mase de porțelan din
grupa Δ_7

Fig.92.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.20, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț

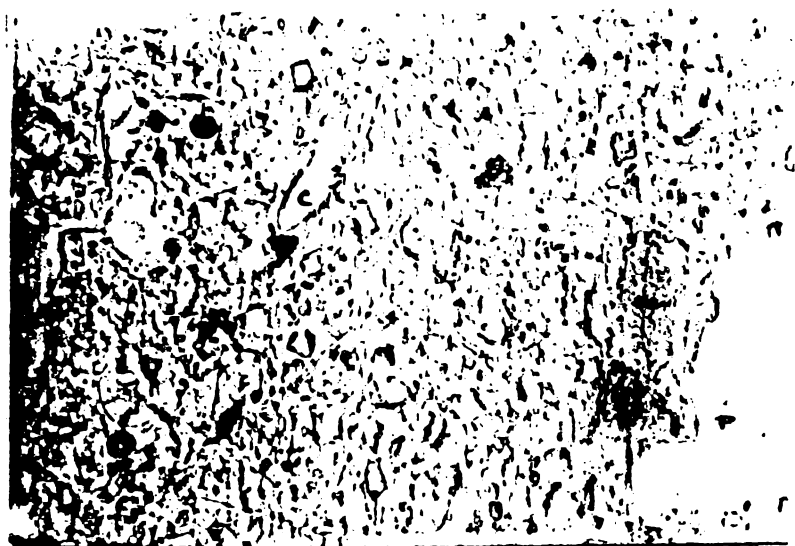


Fig.92.b.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.20, arsă la 1300°C
(x 1000, N II)
c = cuarț
p = pori
m = mulit, format în sticlă
feldspatică



Fig.92.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.20, arsă la 1350°C
(x 1000, N II)
c = cuarț cu margine de
sticlă
m = mulit
p = pori



Fig.92.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.20, arsă la 1400°C
(x 1000, N II)
m = mulit
s = sticlă
c = cuarț
p = pori

Mase de porțelan din
grupa Δ_7



Fig.93.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.29, biscuit
(x 200, N+)

c = cuarț

m = mică

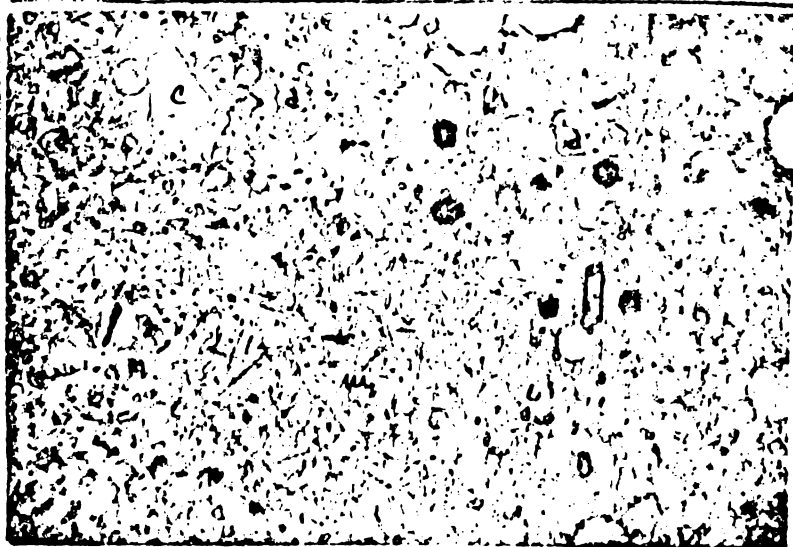


Fig.93.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.29, arsă la 1300°C
(x 1000, N ||)

c = cuarț

a = alumină

m = mulit în sticlă
feldspatică



Fig.93.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.29, arsă la 1350°C
(x 1000, N ||)

c = cuarț, marginal topit

p = pori

m = mulit

a = alumină



Fig.93.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.29, arsă la 1400°C
(x 1000, N ||)

a = alumină

m = mulit

s = sticlă

p = pori

Mase de porțelan din
grupa Δ_7

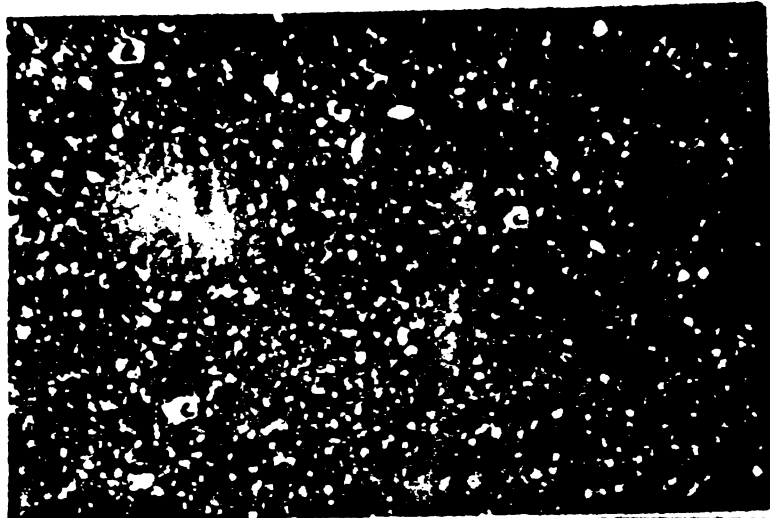


Fig.94.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.59, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț



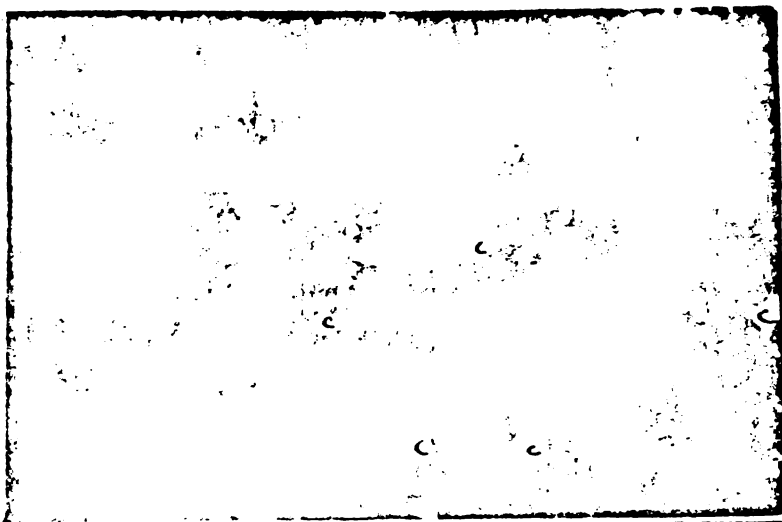
Fig.94.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.59, arsă la 1300°C
(x 1000, N II)
m = mulit
p = pori



Fig.94.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.59, arsă la 1350°C
(x 1000, N II)
c = cuarț
a = alumină
m = mulit



Fig.94.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.59, arsă la 1400°C
(x 1000, N II)
a = alumină
m = mulit



mase de porțelan din
grupa Δ_8

Fig.95.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr. 28 , bistruit
(x 200, N+)
c = cuarț

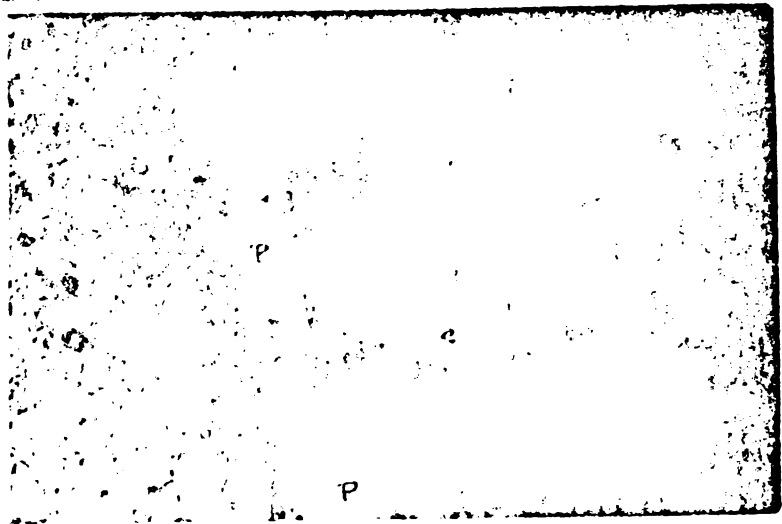


Fig.95.b.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.28, arsă la 1300°C
(x 1000, N II)
a = alumina
c = cuarț
p = pori
m = mulit

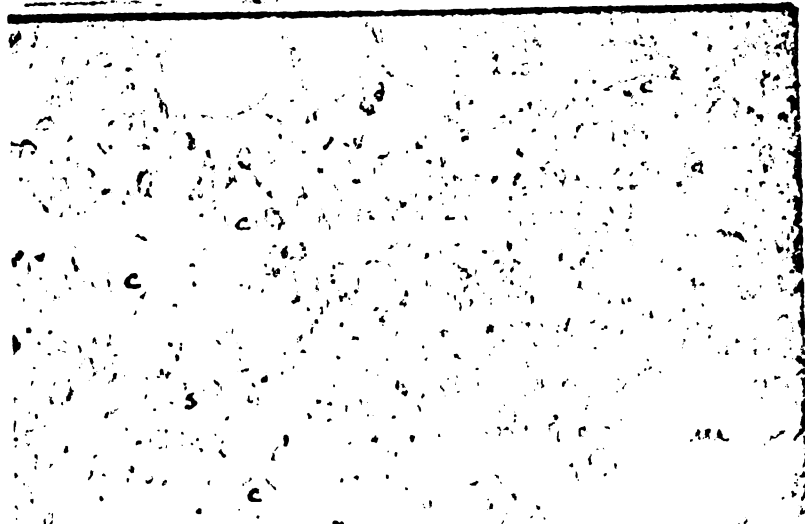


Fig.95.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.28, arsă la 1350°C
(x 1000, N II)
c = cuarț
m = mulit, păstăi, în sticlă
feldspatică
s = sticlă



Fig.95.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.28, arsă la 1400°C
(x 1000, N II)
m = mulit
a = alumina
b = bule de aer, în balcan
(defect de confecționare a preparatului)

Mase de porțelan din
grupa Δ ,



Fig.96.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.58, biscuit
(x 200, N \rightarrow)
c = cuarț

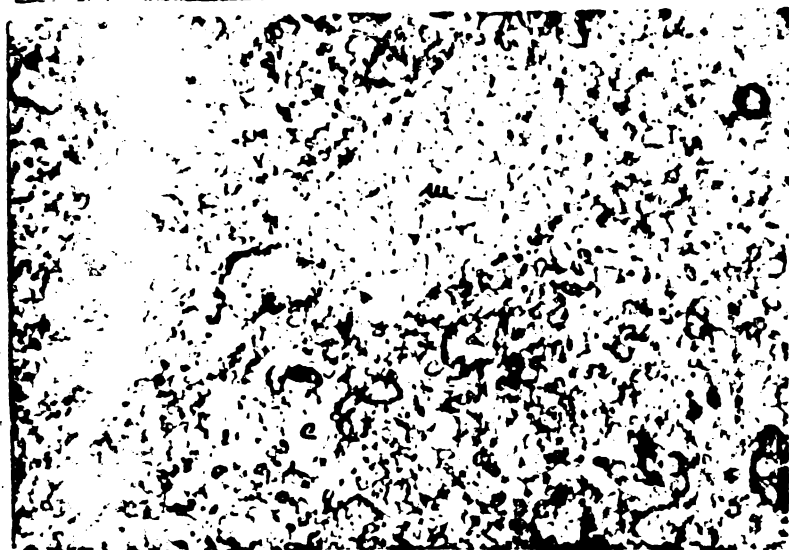


Fig.96.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.58, arsă la 1300°C
(x 1000, N \parallel)
m = pseudomorfoză de mulit
după feldspat
c = cuarț
a = alumina

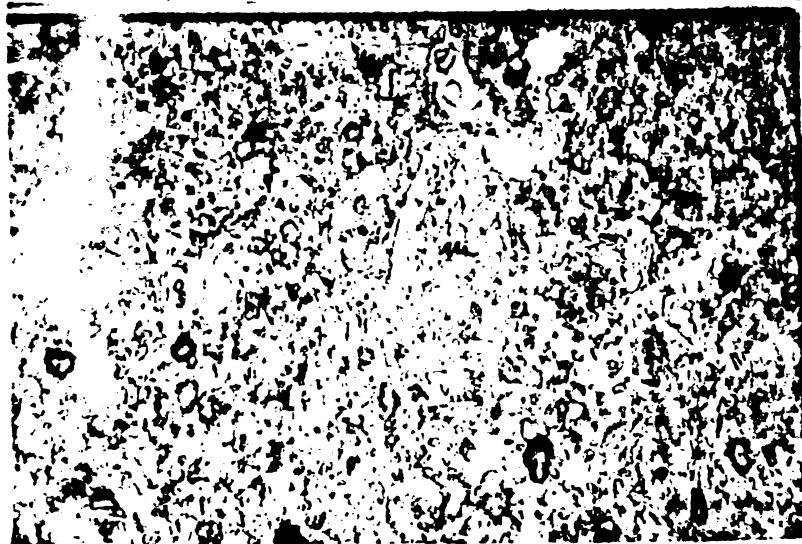


Fig.96.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.58, arsă la 1350°C
(x 1000, N \parallel)
m = mulit
a = alumina
s = sticlă



Fig.96.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.58, arsă la 1400°C
(x 1000, N \parallel)
m = mulit
a = alumina

Mase de porțelan din
grupa Δ_9

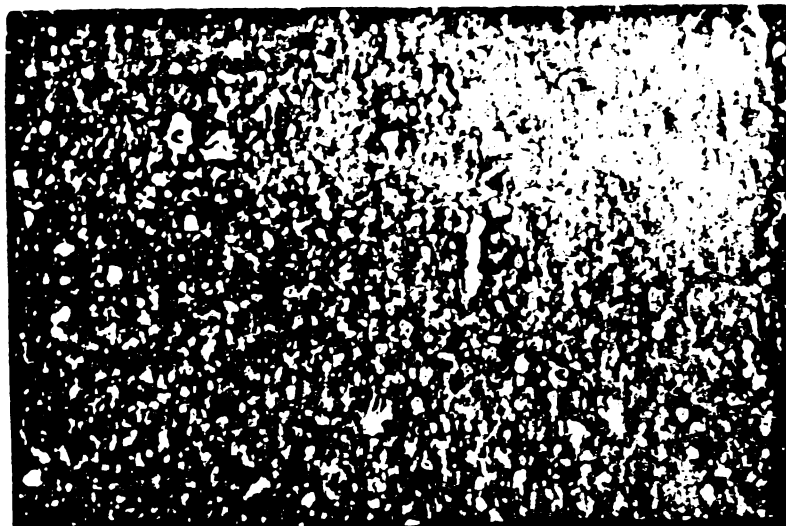


Fig. 97.a. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr. 27, biscuit
(x 200, H+)
c = cuarț
M = mico
P = feldspat plagioclaz

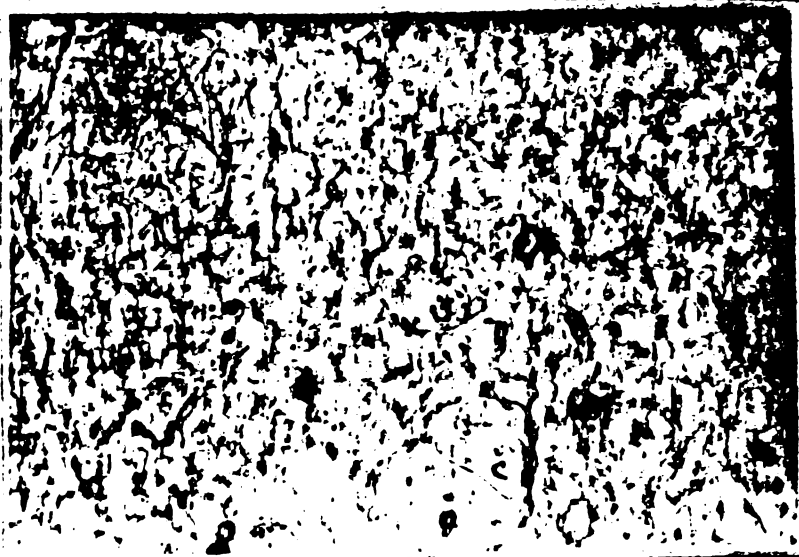


Fig. 97.b. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr. 27, arsă la 1300°C
(x 1000, N #)
m = mulit format în sticlă
feldspatică
s = sticlă
c = cuarț, marginal topit



Fig. 97.c. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr. 27, arsă la 1350°C
(x 1000, N #)
m = mulit
c = cuarț, marginal topit



Fig. 97.d. Microfotografia
secțiunii masei de porțelan
nr. 27, arsă la 1400°C
(x 1000, N #)
p = pori
m = mulit secundar, sub
formă de păstăi
... = mulit
s = sticlă

Mase de porțelan din
grupa $\Delta 9$



Fig.98.a.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.51, biscuit
(x 200, N+)
c = cuarț

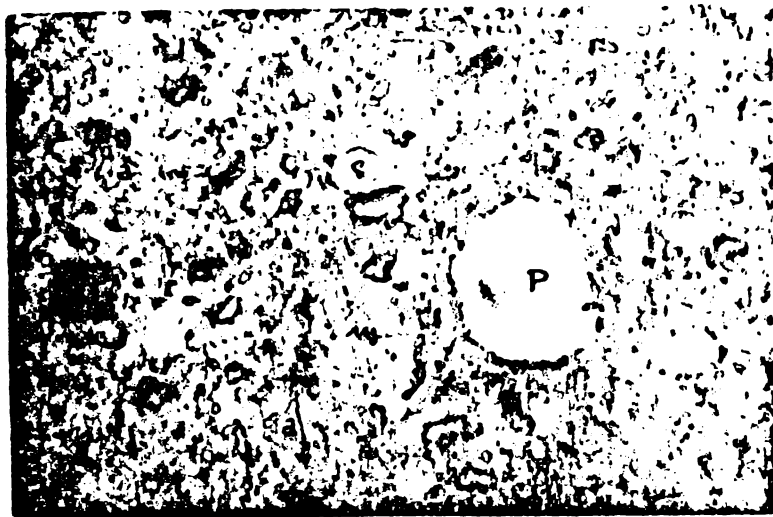


Fig.98.b.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.51, arsă la 1300°C
(x 1000, N II)
m = mulit
c = cuarț
p = pori
a = alumină

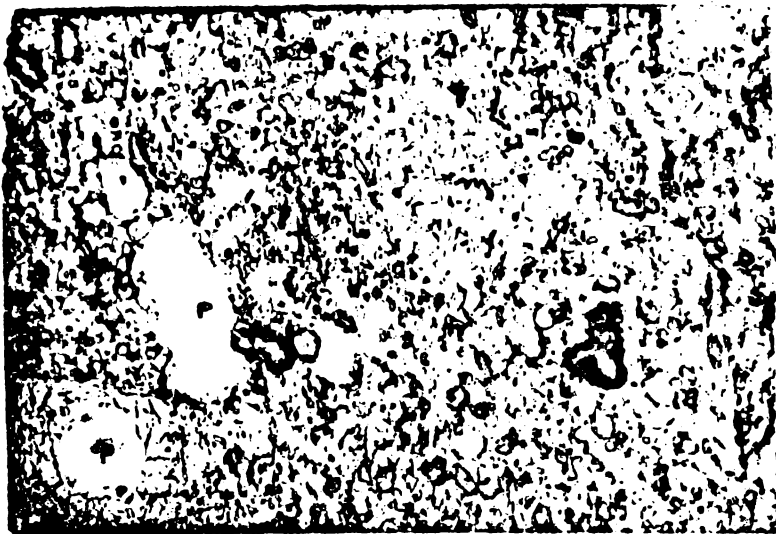


Fig.98.c.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.51, arsă la 1350°C
(x 1000, N II)
m = mulit
p = pori
a = alumină

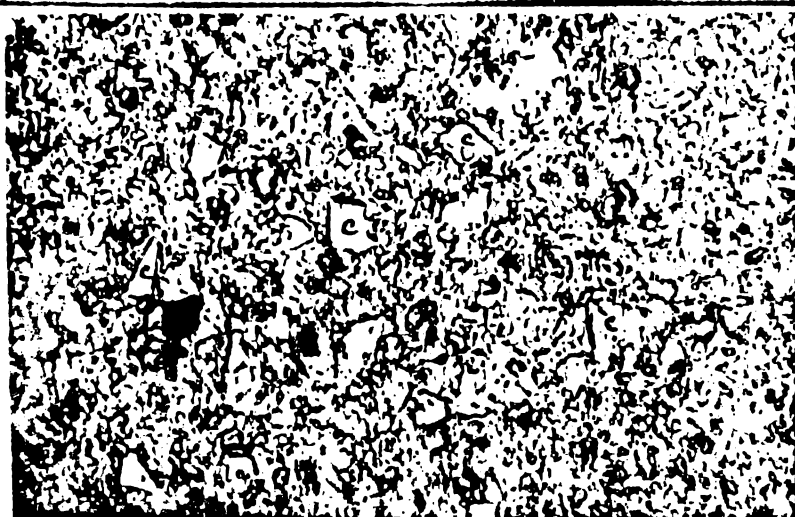


Fig.98.d.Microfotografia
secțiunii masei de porțelan nr.51, arsă la 1400°C
(x 1000, N II)
c = cuarț
a = alumină

Ca urmare, analiza cantitativă precisă a acestor microstructuri, practic e imposibilă. O putem face doar semicantitativ.

Rolul microscopiei optice în analiza microstructurilor ceramice a devenit tradițional.

Comparativ cu microfotografiile masei de porțelan etalon (fig. 61), în fig. 62-78 dăm microfotografiile structurilor microscopice ale maselor de porțelan reprezentative.

Masele reprezentative din grupele $\Delta 1$, $\Delta 2$ și $\Delta 3$ sînt caracterizate prin prezența în proporție mare a porilor fig. 62 - 64

Proprietățile maselor de porțelan experimentate

Proprietățile mecanice, termice și optice ale maselor de porțelan experimentate sînt date în tabelul 23.

Tabelul 23. Proprietățile mecanice, termice și optice ale maselor de porțelan.

Nr. ort.	Nr. masei	Temp. de ardere	Rezist. compr. kgf/cm^2	Rezist. încov. kgf/cm^2	Rezist. încov. gr.sp.ap.	Coef. dilat. $\frac{1}{1000} \frac{1}{\text{gr. sp. ap.}}$	Gradul de alb %	
0	1	2	3	4	5	6	7	8
0	0	1350	1920	352	158	4,1	4,6	68,72
Δ_1 Mase cu 0,3 % Na_2O (0,72 % $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$)								
		1300	ned.	237,8	132,1	24,90	13,20	ned ^x
1	5	1350	"	205,3	114,0	19,30	12,70	"
		1400	"	182,3	101,8	14,30	12,30	"
		1300	ned	147,0	79,8	18,30	12,30	"
2	11	1350	"	331,4	174,4	12,70	12,30	"
		1400	"	153,2	79,8	13,50	11,80	"
		1300	ned	111,8	63,8	19,00	12,30	"
3	18	1350	"	228,8	120,4	12,30	11,50	"
		1400	"	105,9	54,3	14,60	11,20	"
		1300	ned	225,0	117,8	15,40	11,60	"
4	26	1350	"	279,6	139,8	14,90	11,30	"
		1400	"	169,4	82,6	14,90	11,20	"
		1300	ned.	116,0	84,4	15,90	11,70	"
5	35	1350	"	287,7	137,0	14,30	10,90	"
		1400	"	169,4	81,0	14,90	10,70	"
Δ_2 Mase cu 0,6 % Na_2O (1,44 % $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$)								
6	4	1300	1603,6	218,7	117,5	12,60	10,30	"

x) nedeterminat

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8
6	4	1350	1693,6	206,2	109,1	14,30	10,10	ned.
		1400	1540,5	182,5	96,0	13,10	9,50	"
		1300	2008,1	321,4	150,1	11,80	7,50	"
7	10	1350	1593,4	308,0	143,9	14,90	7,60	"
		1400	2065,6	368,5	173,0	15,60	7,90	"
		1300	1347,3	278,5	146,5	13,50	9,70	"
8	17	1350	1080,6	182,1	96,3	11,00	8,70	"
		1400	1031,5	405,0	220,1	10,10	8,80	"
		1300	1321,7	253,3	126,6	13,90	8,60	"
9	25	1350	1215,7	265,5	134,0	11,80	8,30	"
		1400	1303,4	278,5	142,0	12,30	8,10	"
		1300	1091,5	304,0	152,7	11,70	8,90	"
10	34	1350	1718,4	250,0	127,5	13,90	8,20	"
		1400	1373,6	243,9	140,6	15,10	8,10	"
		1300	1216,1	286,7	147,0	12,00	8,70	"
11	43	1350	1412,6	262,2	127,2	11,70	8,20	"
		1400	1300,2	267,8	128,7	10,80	7,50	"
		Δ Mass cu 0,9 % Na_2O (2,16 % $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$)						
12	3	1300	1818	368,8	176,4	18,40	8,10	ned
		1350	1705,5	408,0	191,5	18,40	8,40	"
		1400	1892,1	562,5	243,5	19,30	8,20	"
13	9	1300	2132,7	525,0	226,2	14,10	7,90	"
		1350	1894,7	428,5	186,3	13,90	7,70	"
		1400	2034,2	633,0	271,6	13,30	7,80	"
14	16	1300	1540,5	277,3	148,2	14,30	9,90	"
		1350	1172,9	310,8	166,2	16,30	9,50	"
		1400	1290,0	407,1	212,0	14,10	9,20	"
15	24	1300	1910,2	390,0	167,3	10,30	7,30	"
		1350	1844,8	508,6	226,8	13,50	7,10	"
		1400	1995,7	736,6	317,5	13,00	6,70	"
16	33	1300	1250,5	112,5	46,8	11,70	7,10	"
		1350	873,0	126,0	53,3	12,70	6,70	"
		1400	1159,0	159,1	59,4	10,80	6,20	"
17	42	1300	2137,0	403,3	166,9	11,90	7,20	"
		1350	2059,8	607,9	287,8	10,90	6,70	"
		1400	1798,0	795,6	334,2	10,30	6,30	"
		1300	1798,7	401,7	165,9	7,50	6,90	"

0	1	2	3	4	5	6	7	8
18	50	1350	2139,3	674,3	279,7	9,70	6,50	ned.
		1400	2069,7	811,9	338,2	7,60	5,70	"
		Δ_4 Mase cu 1,20% Na_2O (2,87 % Na_2O + K_2O)						
		1300	2013,2	403,3	171,6	12,6	6,6	"
19	2	1350	211,7,0	602,6	262,0	11,5	5,7	"
		1400	2073,3	465,0	207,5	9,1	4,7	"
		1300	2094,0	504,2	221,1	11,0	6,2	"
20	8	1350	2341,9	428,5	192,1	8,1	5,3	"
		1400	1711,0	604,1	274,5	7,2	4,7	"
		1300	1961,0	418,6	179,5	10,2	6,2	"
21	15	1350	1688,0	567,9	246,0	7,7	5,1	"
		1400	2100,0	750,0	328,9	4,0	4,2	"
		1300	1641,5	375,0	151,8	9,7	6,3	"
22	23	1350	1926,0	495,0	203,7	6,9	4,9	"
		1400	1798,6	582,5	239,7	4,7	4,3	"
		1300	2166,2	420,0	169,3	8,3	6,0	"
23	32	1350	2064,2	619,8	250,9	6,0	5,2	"
		1400	1997,8	608,4	250,3	4,0	4,1	"
		1300	1946,9	450,0	180,7	8,0	5,7	"
24	41	1350	2004,4	618,0	257,5	5,2	4,5	"
		1400	1680,0	675,0	283,6	4,2	4,5	"
		1300	2041,2	512,0	208,9	6,7	5,5	"
25	49	1350	1896,5	525,0	216,9	5,0	4,7	"
		1400	1630,0	664,9	275,9	3,2	4,5	"
		1300	2238,0	487,5	195,0	6,0	5,3	"
26	56	1350	2220,0	616,0	250,4	4,0	4,7	"
		1400	2150,0	605,0	245,9	4,0	4,6	"
		Δ_5 Mase cu 1,48 % Na_2O (3,60 % Na_2O + K_2O)						
		1300	1213,1	353,7	156,5	7,7	4,5	66,47
27	1	1350	962,2	424,5	190,3	4,7	3,9	70,80
		1400	762,2	415,1	186,9	4,1	3,4	71,57
		1300	920,1	278,4	122,1	6,37	4,89	65,07
28	11	1350	1410,0	282,2	125,9	5,20	4,10	70,20
		1400	723,0	404,3	181,3	3,60	3,50	69,95
		1300	1032,1	303,1	125,2	5,9	5,1	67,52
29	7	1350	778,2	412,5	173,3	4,2	3,7	71,10
		1400	871,0	390,2	167,1	3,5	3,8	70,77

0	1	2	3	4	5	6	7	8
30	14	1300	1742,0	271,2	116,3	5,6	4,8	67,07
		1350	661,5	402,5	175,0	3,6	3,8	71,87
		1400	743,5	480,0	210,5	2,7	3,6	74,30
31	22	1300	916,2	170,4	73,7	5,2	4,5	68,65
		1350	1055,3	440,7	198,5	4,0	3,9	72,22
		1400	1103,9	451,1	192,4	3,2	3,5	73,80
32	31	1300	1257,6	346,1	147,9	5,1	4,8	65,85
		1350	792,5	479,3	205,9	3,7	4,2	72,22
		1400	771,4	424,2	237,1	3,5	3,7	73,60
33	40	1300	987,6	367,5	158,7	4,8	4,7	68,35
		1350	685,7	540,0	231,7	3,4	4,3	66,77
		1400	1128,4	540,0	232,7	2,9	4,1	73,20
34	48	1300	804,0	383,5	156,5	4,2	4,7	69,17
		1350	750,0	326,5	136,0	3,0	4,0	67,80
		1400	1154,5	541,2	227,3	3,1	4,1	73,20
35	55	1300	1185,7	262,8	107,2	3,6	4,6	67,90
		1350	1153,8	577,7	222,1	3,5	4,5	70,14
		1400	1371,6	690,0	206,3	3,2	4,2	71,87
36	61	1300	1979,7	651,2	253,5	3,9	4,7	66,20
		1350	899,2	651,2	254,5	3,9	4,6	69,42
		1400	1081,8	537,7	217,6	3,5	4,5	69,67

Δ. Mase cu 1,77 % Na₂O (4,30 % Na₂O + K₂O)

37	6	1300	1187,7	349,6	159,6	4,2	4,4	67,42
		1350	1300,9	365,2	177,2	3,7	3,8	70,87
		1400	1690,0	408,9	201,4	3,4	3,7	67,67
38	6'	1300	1042,2	481,6	215,0	3,90	4,0	66,57
		1350	777,7	365,5	163,9	3,40	4,10	72,72
		1400	707,9	327,7	153,8	3,10	3,80	72,80
39	13	1300	944,6	370,0	158,7	4,4	4,5	67,32
		1350	859,7	417,5	179,9	4,0	4,1	70,20
		1400	1206,4	626,2	272,2	3,6	3,7	72,10
40	13'	1300	909,0	524,2	230,9	3,9	4,4	65,37
		1350	862,4	565,5	250,2	3,4	3,8	78,77
		1400	711,0	451,4	201,5	2,4	3,8	72,87
41	21	1300	1341,6	390,0	169,5	4,1	4,0	67,20
		1350	737,5	600,0	263,1	3,7	4,0	65,60
		1400	787,3	435,0	192,4	3,4	3,8	71,50

//.

0	1	2	3	4	5	6	7	8
		1300	1841,1	436,8	182,7	4,4	4,6	64,15
42	30	1350	1163,9	279,2	121,9	3,6	4,2	67,42
		1400	818,9	375,0	165,1	3,9	3,9	70,00
		1300	1095,2	509,2	212,3	4,0	4,7	65,82
43	39	1350	901,3	424,5	188,6	2,8	4,2	70,12
		1400	1115,2	481,6	215,0	3,2	4,3	74,20
		1300	907,5	729,1	300,0	3,4	4,2	64,54
44	39'	1350	894,7	677,0	280,9	3,9	4,3	67,05
		1400	438,6	1116,9	469,2	3,2	4,2	65,00
		1300	976,1	537,7	233,7	3,7	4,5	68,20
45	47	1350	880,7	463,9	202,5	3,6	4,3	71,02
		1400	1017,6	468,8	208,3	3,0	4,3	73,20
		1300	1727,6	570,1	235,5	3,4	4,8	67,25
46	47'	1350	1212,1	424,5	179,8	3,4	4,5	70,60
		1400	960,0	424,5	181,4	3,6	4,8	74,35
		1300	775,1	669,9	282,6	4,4	5,2	69,00
47	54	1350	1029,2	695,8	294,8	3,7	4,8	71,37
		1400	1293,1	551,8	235,8	2,7	4,6	72,77
		1300	1226,1	466,0	197,4	4,10	5,00	69,05
48	54'	1350	957,2	522,9	221,5	3,70	5,10	65,87
		1400	641,5	388,3	166,6	3,60	4,90	70,94
		1300	1082,5	450,9	271,2	3,9	4,7	64,35
49	60	1350	1306,6	585,0	245,7	3,6	4,7	78,50
		1400	1572,5	456,5	192,6	3,2	4,7	74,42
		1300	1137,4	750,0	306,1	4,2	5,3	66,62
50	60'	1350	1338,0	585,0	240,7	4,4	5,3	72,10
		1400	1245,4	509,0	212,0	2,8	5,1	73,40
Δ Masse ou 2,070 % Na_2O (5,033 % $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$)								
		1300	2240,8	401,7	186,8	3,7	4,2	66,30
51	12	1350	2293,5	388,4	184,9	3,4	3,4	67,57
		1400	1637,3	365,2	184,4	3,4	3,9	70,62
		1300	2082,6	373,9	163,9	3,1	4,2	66,65
52	12'	1350	1919,8	325,4	145,9	3,4	4,4	71,67
		1400	1227,9	274,1	131,1	3,4	4,2	70,25
		1300	1059,6	407,7	189,6	4,7	4,8	66,70
53	20	1350	1244,3	359,3	170,2	3,4	4,7	66,70
		1400	1938,6	361,1	173,6	3,2	4,2	72,30

././.

	0	1	2	3	4	5	6	7	8
			1300	1346,8	299,3	129,0	3,2	3,8	66,50
54	20'		1350	1329,3	295,4	128,4	3,6	4,1	71,87
			1400	1145,3	254,5	115,1	3,1	4,1	73,55
			1300	1637,9	495,2	222,0	3,6	4,6	67,55
55	29		1350	1897,1	339,2	152,7	4,1	4,6	78,60
			1400	1870,6	391,3	177,8	2,4	4,2	66,42
			1300	1647,5	366,1	159,1	3,2	4,3	66,50
56	29'		1350	1278,9	284,2	124,1	3,4	4,3	71,87
			1400	1176,3	261,4	114,6	3,2	4,3	73,55
			1300	1425,3	480,5	218,4	4,0	4,7	68,65
57	38		1350	1128,3	453,2	206,9	3,4	3,8	71,05
			1400	1622,2	375,0	173,6	4,7	5,3	72,52
			1300	1796,8	399,3	171,3	3,6	4,9	64,90
58	38'		1350	1643,4	365,2	158,0	3,9	4,8	70,80
			1400	1361,3	302,5	132,0	3,2	4,4	73,05
			1300	1230,0	510,2	228,8	4,5	4,8	68,00
59	46		1350	1157,2	378,3	173,5	3,0	4,8	69,90
			1400	1279,4	390,0	179,7	3,5	4,7	74,95
			1300	1826,1	405,8	174,1	4,0	5,0	64,42
60	46'		1350	1805,4	401,2	172,9	3,4	4,9	71,00
			1400	1522,8	338,4	146,4	3,9	4,7	73,60
			1300	1538,4	590,4	252,3	4,0	5,2	68,00
61	53		1350	2074,2	455,4	195,4	3,9	4,9	69,90
			1400	1900,0	455,3	196,2	2,4	4,7	74,95
			1300	1789,5	397,7	166,4	4,1	4,9	66,80
62	53'		1350	1542,2	342,7	145,8	3,7	5,0	68,65
			1400	1349,1	299,8	129,7	3,7	4,8	73,82
			1300	2062,1	606,3	258,0	4,4	5,1	69,85
63	59		1350	2000,0	466,9	199,5	3,4	5,0	73,00
			1400	1950,0	401,7	172,4	3,7	5,0	75,92
			1300	1849,0	410,9	169,0	3,7	4,8	65,72
64	59'		1350	1831,9	407,1	168,2	3,6	4,7	70,52
			1400	1733,4	385,2	159,8	3,2	4,7	70,97
Δ_8 Mase cu 2,366 % Na ₂ O (5,752 % Na ₂ O + K ₂ O)									
			1300	1072,9	403,3	186,7	4,2	4,7	66,82
65	19		1350	982,5	346,7	162,7	3,1	4,2	67,52
			1400	1590,7	404,3	202,1	3,4	4,4	72,45

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8
		1300	1863,0	414,0	181,5	4,2	4,3	66,21
66	19'	1350	1471,5	327,0	145,3	3,4	4,5	71,75
		1400	1363,5	303,0	135,2	3,6	4,4	72,87
		1300	1754,3	495,0	226,0	4,4	4,9	67,42
67	28	1350	1650,0	313,3	145,0	3,5	4,6	69,87
		1400	1508,4	415,1	194,8	3,4	4,4	70,50
		1300	1665,0	370,0	164,4	3,4	4,5	65,27
68	28'	1350	1615,9	359,1	160,3	3,4	4,8	70,57
		1400	1409,8	313,3	141,7	4,0	4,7	72,27
		1300	1238,5	415,0	188,6	4,4	4,8	66,67
69	37	1350	1270,6	346,7	158,3	3,4	4,8	66,30
		1400	969,8	364,0	168,5	3,7	4,6	73,57
		1300	1167,3	359,4	157,6	3,2	4,8	69,00
70	37'	1350	1454,4	323,2	143,0	3,2	4,6	70,72
		1400	1143,5	254,1	114,4	3,4	5,0	72,70
		1300	1114,6	435,0	196,8	4,0	4,8	67,25
71	45	1350	1776,0	335,1	155,8	3,7	5,2	71,77
		1400	1250,0	393,2	183,7	3,5	4,7	71,80
		1300	1739,3	386,5	170,2	4,2	5,3	67,05
72	45'	1350	1405,6	312,3	139,4	4,4	5,4	71,75
		1400	1290,6	286,3	128,3	3,4	4,8	72,00
		1300	1309,6	591,7	257,2	4,4	5,1	68,60
73	52	1350	1592,7	374,0	168,4	4,0	5,1	72,62
		1400	712,5	538,8	244,9	3,9	5,1	65,92
		1300	1918,3	426,3	174,0	3,1	4,5	68,90
74	52'	1350	1723,0	382,9	163,6	4,1	5,3	71,60
		1400	1515,6	336,8	143,9	3,9	5,1	75,57
		1300	1730,0	516,9	224,7	4,2	5,2	67,10
75	58	1350	1646,2	437,9	194,6	4,0	5,3	72,30
		1400	1491,3	495,5	221,2	4,0	4,9	71,90
		1300	1855,3	412,3	173,2	4,2	5,3	69,37
76	58'	1350	1673,5	371,9	156,9	4,2	5,3	70,42
		1400	1646,1	365,8	155,6	3,2	5,2	74,35
<p>Δ_9 Mure cu 2,66175 % Na_2O (6,471 % Na_2O + K_2O)</p>								
		1300	988,6	424,52	194,7	4,1	4,8	68,60
77	27	1350	1552,4	398,0	183,4	3,4	4,7	69,40
		1400	1298,5	326,0	159,0	3,4	4,6	70,65

././.

0	1	2	3	4	5	6	7	8
		1300	1692,9	376,2	169,4	3,7	4,7	66,65
78	27'	1350	1504,3	334,3	151,2	3,6	5,0	70,00
		1400	1469,7	326,6	148,4	3,7	4,9	70,20
		1300	1045,8	389,15	172,9	4,0	4,7	67,05
79	36	1350	1235,2	424,4	196,4	3,4	5,0	87,75
		1400	1046,3	388,3	190,3	4,2	5,0	67,90
		1300	1595,3	354,5	158,9	3,9	4,7	66,80
80	36'	1350	1551,2	344,7	154,5	3,9	5,3	68,65
		1400	1414,8	314,4	142,9	4,1	5,4	70,02
		1300	1114,6	509,7	226,5	3,6	5,3	67,10
81	44	1350	1557,3	415,1	188,6	3,9	5,1	71,02
		1400	1243,7	455,3	209,8	3,5	5,1	73,50
		1300	1764,0	392,1	153,7	3,8	4,7	67,57
82	44'	1350	1399,0	310,9	141,3	3,4	4,7	70,82
		1400	1347,8	299,5	136,7	4,4	5,3	73,52
		1300	1995,4	522,9	228,3	4,4	5,4	68,85
83	51	1350	2123,8	441,9	200,8	4,2	5,6	71,52
		1400	1286,0	378,1	172,6	4,0	5,4	71,80
		1300	1650,2	366,7	156,7	4,0	5,4	68,57
84	51'	1350	1418,9	315,3	135,9	4,4	5,5	71,87
		1400	1160,2	257,8	111,6	3,9	5,3	71,26
		1300	1344,0	524,2	230,9	4,4	5,5	68,87
85	57	1350	1421,3	502,1	222,1	4,0	5,7	73,55
		1400	1066,8	454,1	201,8	4,4	5,5	72,75
		1300	1764,0	332,0	169,6	4,4	5,5	70,67
86	57'	1350	1753,2	389,6	169,3	3,9	5,3	72,80
		1400	1711,4	380,3	160,0	4,1	5,2	70,10

a.) Rezistența mecanică.

Ținând seama de faptul că masele de porțelan din grupele $\Delta_1 - \Delta_3$ au caracteristici microstructurale improprii produselor pentru tehnica vidului (tabelul 20), pentru scopul nostru vom lua în considerare numai masele din grupele $\Delta_4 - \Delta_9$.

Așa cum rezultă din tabelul 23, masele din grupa Δ_4 , arse la 1300°C , se caracterizează prin rezistențe la compresiune variind între $1641,5 \text{ kgf/cm}^2$ (masa 23) și 2238 kgf/cm^2 (masa 56).

Rezistența la compresiune a maselor arse la 1350°C variază între 1688 kgf/cm^2 (masa 15) și $2341,9 \text{ kgf/cm}^2$ (masa 8). Din

././.

această grupă este interesant de remarcat faptul că două mase cu microstructuri definitive diferite și indici de aciditate foarte diferiți au rezistențele la compresiune ridicate și asemănătoare. Astfel, masa 8 de tip cristobalito-cuarțo-mulitică și masa 56 mulitico-aluminoasă, ambele la 1350°C cu cel mai mare conținut în faze cristaline, 52,30 %, respectiv 47,70 %, au și cele mai mari rezistențe la compresiune.

La 1400°C, așa cum era de așteptat, rezistența la compresiune scade, de la 2100 kgf/cm² (masa 15 - care face excepție) la 1630 kgf/cm² (masa 49).

Rezistența la încovoiere a maselor arse la 1300°C variază între 375 kgf/cm² (masa 23) și 512 kgf/cm² (masa 49). Spre deosebire de rezistențele la compresiune, care în general la masele arse la temperaturi ridicate prezintă valori inferioare, rezistențele la încovoiere a maselor arse la temperaturi superioare prezintă valori îmbunătățite. Astfel, rezistențele la încovoiere a maselor arse la 1350°C variază între 428,5 kgf/cm² (masa 8) și 619,8 kgf/cm² (masa 32). La fel, rezistențele la încovoiere a maselor arse la 1400°C variază între 465 kgf/cm² (masa 2) și 750 kgf/cm² pentru masa 15 care are un conținut mare de fază sticloasă (65,30 %). Pentru experimentări industriale se aleg masele 8, 15 și 56.

Rezistența la compresiune și încovoiere a maselor din grupa Δ_5 . Față de masele din grupa precedentă, așa cum era de așteptat, masele din această grupă se caracterizează prin rezistențe la compresiune mai scăzute, ca urmare a reducerii proporției de faze cristaline. Cea mai mare proporție de faze cristaline o au masele 55 și 61. Dintre acestea, masa 55 are și cele mai mari rezistențe la compresiune la temperaturile de 1350°C și 1400°C. Masa 61 are cele mai mari rezistențe la încovoiere la temperaturile de 1300°C și 1350°C. Masa 22 deși nu are valori mari ale rezistențelor, se remarcă prin creșterea acestora odată cu creșterea temperaturii de ardere. De asemenea se remarcă prin uniformitatea dilatării; se selectează masa 55.

Masele din grupa Δ_6 se aseamănă în comportare cu cele din grupa precedentă. Valorile cele mai bune ale rezistențelor le prezintă masele 6 și 60 care la 1400°C au rezistențele la compresiune de 1690 kgf/cm², respectiv 1572,5 kgf/cm². Creșterea rezistențelor la compresiune a maselor arse la temperatură ridicată o punem pe seama prezenței în faza sticloasă de bază, a unor faze microcristaline. În ce privește rezistențele la încovoiere, acestea sînt cuprinse în aceleași limite de valori ca și masele din grupa precedentă.

Masele din grupa Δ_7 se caracterizează prin rezistențe la compresiune mai ridicate decît cele din grupa Δ_6 . Astfel, masa 12, are o rezistență la compresiune de 2240,8 kgf/cm² la 1300°C, respectiv

2293,5 kgf/cm² la 1350°C. La 1400°C rezistența sa scade la 1637,3 kgf/cm². La fel, rezistențele la compresiune ale masei 59 scad de la 2062, kgf/cm² (1300°C) la 1950 kgf/cm² la 1400°C. Rezistențele la încovoiere sînt în general mai scăzute decît cele din grupa precedentă. În aceste mase cuarțul este prezent în proporție de 1-4%, alături de mult și alumină; cristobalitul lipsește, mai cu seamă la temperaturi ridicate. Raportul adecvat între fazele prezente duce și la o dilatare uniformă a lor.

Rezistențele la compresiune a celor mai bune mase, 28 și 58 din grupa Δ_8 sînt cuprinse între 1754 kgf/cm² și 1730 kgf/cm² și scad cu creșterea temperaturii iar cele la încovoiere sînt cuprinse între 495 kgf/cm² și 516,9 kgf/cm² și scad de asemenea cu creșterea temperaturii. Masa 28 la 1400°C este lipsită de alumină și cristobalit iar din masa 58 multo-aluminoasă lipsește numai cristobalitul.

Din grupa Δ_9 , o singură masă prezintă rezistențe mecanice remarcabile și anume, masa 51, care arse la 1350°C are rezistența la compresiune de 2123,8 kgf/cm², respectiv o rezistență la încovoiere de 441,9 kgf/cm². De asemenea, prezintă interes masa 27, caracterizată și printr-o dilatare uniformă, ca urmare a lipsei aluminei, cristobalitului și scăderii procentului de cuarț.

b.) Dilatarea termică

Pentru a compara coeficienții de dilatare a maselor cercetate, dați în tabelul 23, dăm mai jos coeficienții medii de dilatare în intervalul 20 - 1000°C, a fazelor cristaline prezente în masa porțelanurilor:

	$\alpha \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	C	$\alpha \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	C
Al ₂ O ₃	8,3		9,0	
mult	4,5		5,7	
cuarț	14		9,0	

Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupele $\Delta_4 - \Delta_9$, arse la temperaturile de 1300°C, 1350°C, 1400°C și avînd porozitatea practic egală cu zero, sînt date în fig. 99-104. Pentru a evita suprapunerea dilatogramelor, punctul lor de origine s-a deplasat cu același și pas. În fig. 105 dăm domeniile maselor de porțelan cu coeficienți de dilatare minimi în intervalul 20-1000°C, arse la 1300°C, 1350°C și 1400°C în sistemul de fracțiuni molare (K₂O + Na₂O) - Al₂O₃ - SiO₂.

Din tabelele 21-23, din curbele de dilatare și din fig. 105 rezultă următoarele:

- Coeficienții medii de dilatare din intervalul 20-200°C variază între 2,4 - 12,6 · 10⁻⁶°C⁻¹ iar în intervalul 20-1000°C variază între 3,4 - 6,6 · 10⁻⁶°C⁻¹ în funcție de compoziția chimică, respectiv în funcție de microstructura definitivă a maselor arse la temperaturile finale de 1300°C, 1350°C și 1400°C.

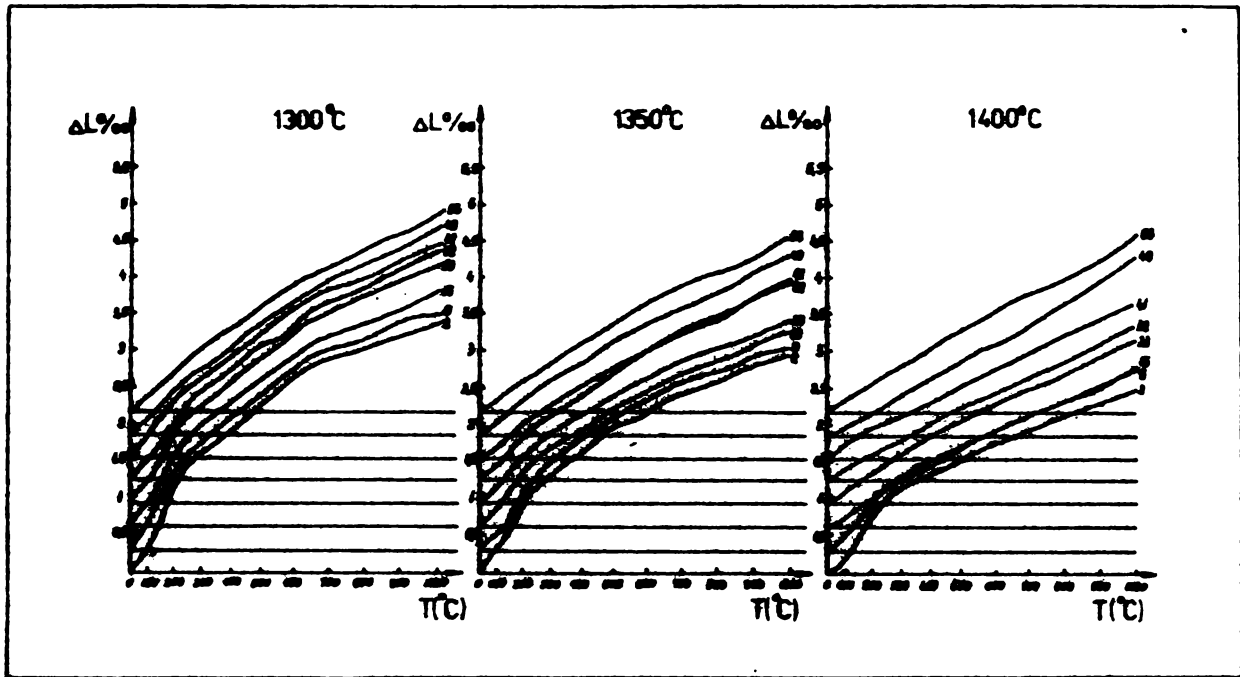


Fig.99. Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupa Δ_4

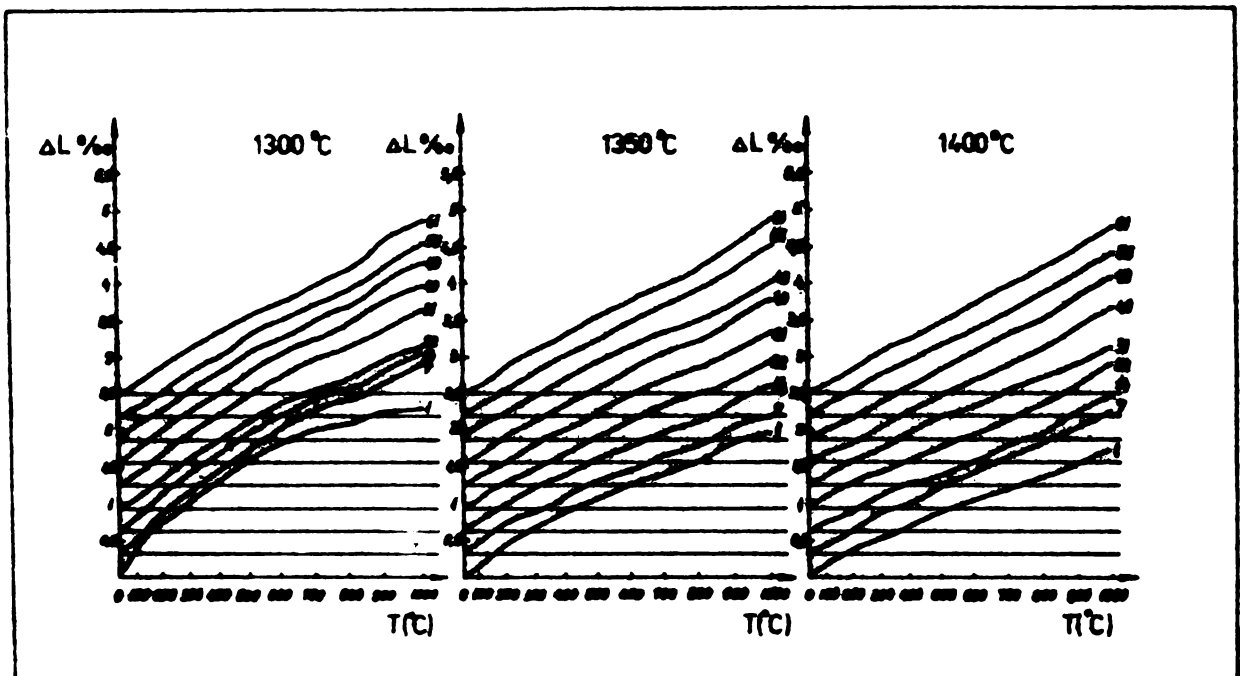


Fig.100. Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupa Δ_5

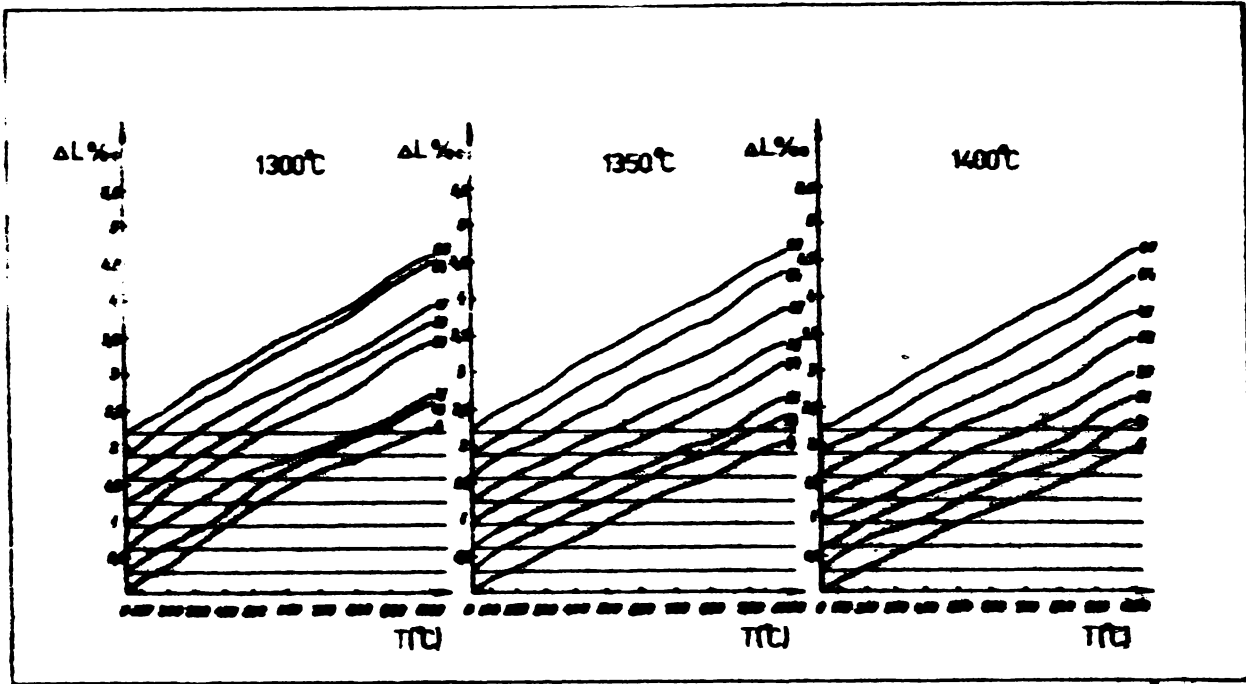


Fig.101. Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupa Δ_6

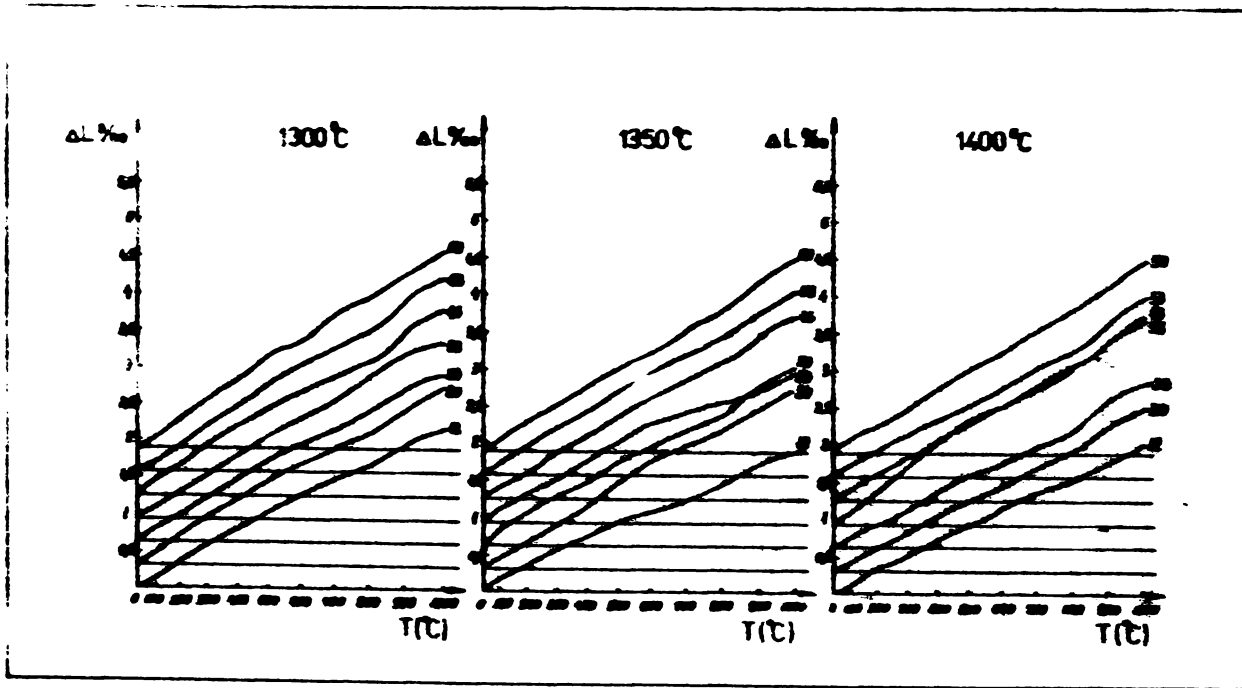


Fig.102. Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupa Δ_7

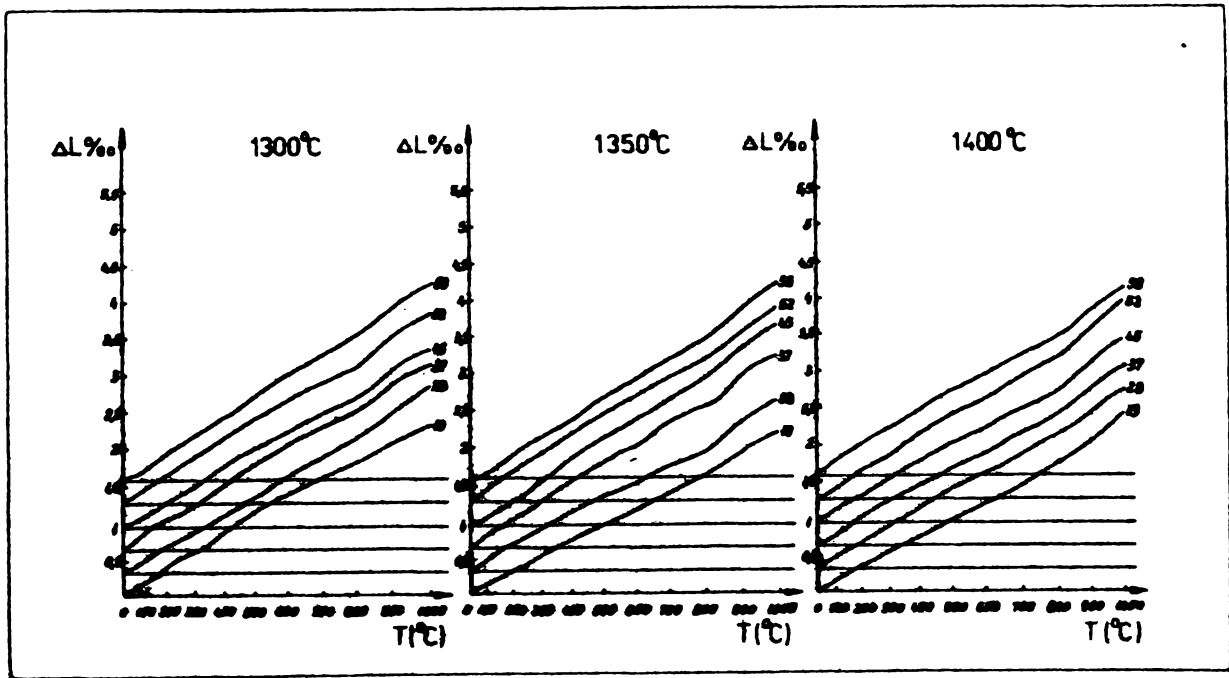


Fig.103. Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupa Δ_8

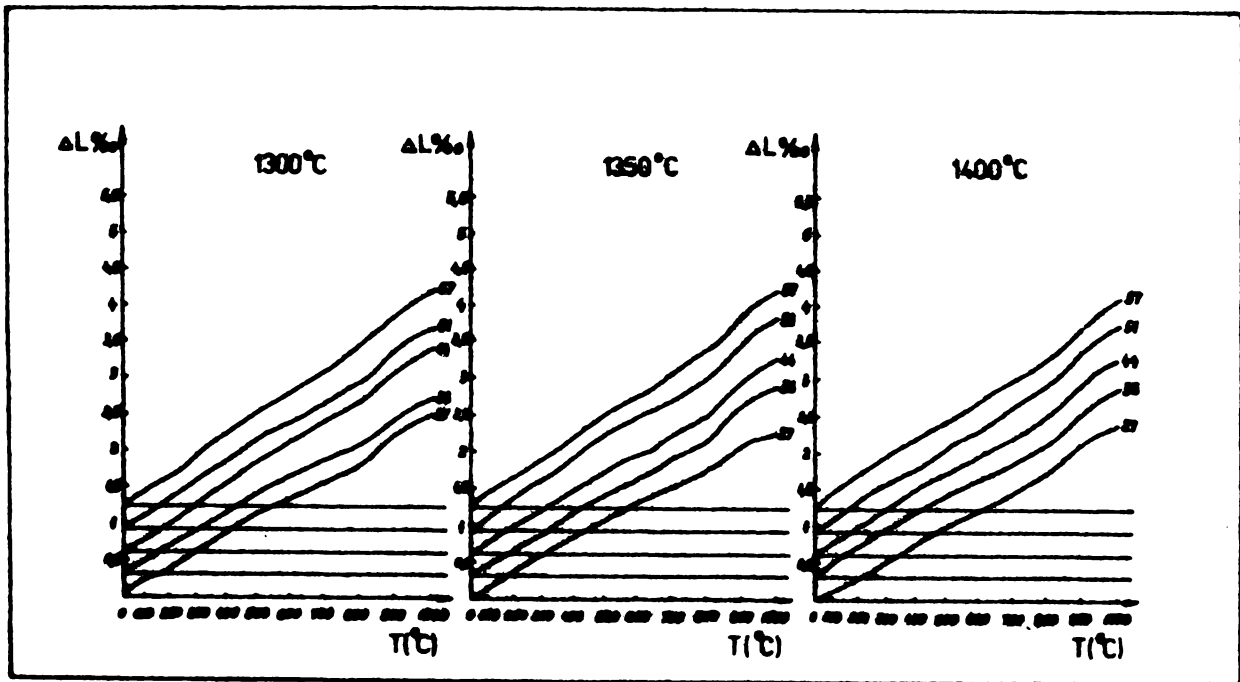


Fig.104. Curbele de dilatare a maselor de porțelan din grupa Δ_9

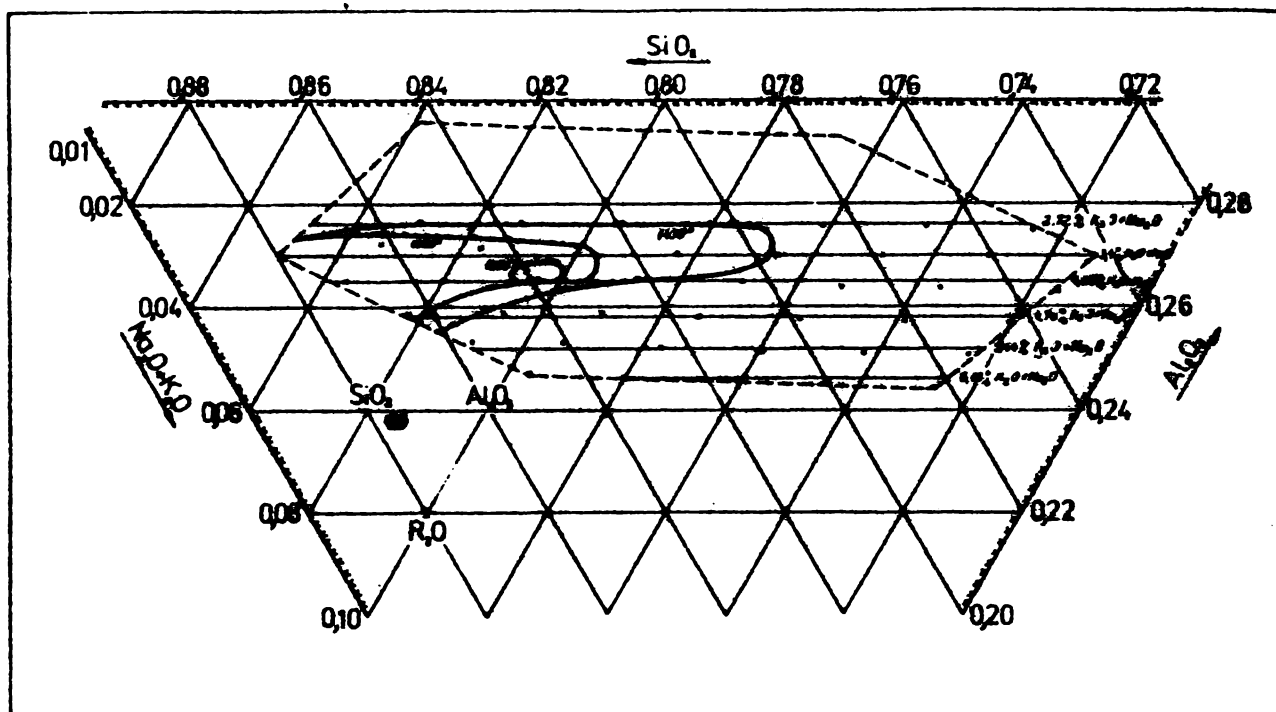


Fig.105. Domeniile maselor de porțelan cu coeficienți de dilatare minimi, în intervalul 20 - 1000°C

La masele cu conținut redus de alcalii valorile coeficienților de dilatare sînt hotărîte de proporția cristobalitului α și cuarțului α , dilatarea crescînd odată cu creșterea proporției de cuarț și cristobalit.

La masele cu conținut mărit de alcalii dilatarea este hotărîtă de proporția și compoziția fazei vitroase a cărei coeficient de dilatare este variabil. Masele de porțelan cu o sticlă bogată în SiO_2 au un coeficient de dilatare mai scăzut. Deci creșterea alcaliilor, respectiv a proporției de feldspați peste o anumită limită duce la creșterea dilatării ca urmare a formării unei sticle mai puțin silicioase și cu o tendință mai mare de cristalizare.

Cu creșterea temperaturii și a duratei de ardere, cresc posibilitățile de a obține mase cu coeficienți de dilatare scăzuți și cu dilatare uniformă.

Masele cu coeficienți de dilatare scăzuți, egali sau sub $4 \cdot 10^{-6} \text{C}^{-1}$ în intervalul 20 - 1000°C și anume 1,6,7,12,13,14,,21, 22,30 și 31 au compoziția chimică procentuală cuprinsă între următoarele limite:

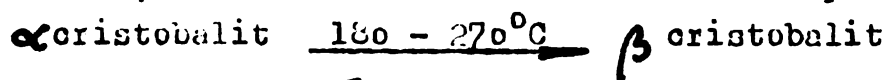
K ₂ O	1,98 - 2,71 %
Na ₂ O	1,21 - 2,18 %
Al ₂ O ₃	19,12 - 27,87 %
SiO ₂	68,72 - 77,47 %, și conține în stare crudă:
33,4	- 47,65 % caclinit și minerale micacee
10,20	- 19,52 % feldspat și feldspatoizi
0	- 8,40 % Al ₂ O ₃
35,49	- 49,3 % cuarț

La 1400°C compoziția fazală a acestor mase variază între următoarele limite:

mulit	10,76 - 18,50 %
Al ₂ O ₃	0 - 9,00 %
cuarț	4,0 - 8,80 %
cristobalit	0 - 9,50 %
sticlă	65,2 - 79,00 %

La alegerea maselor cu dilatare scăzută sînt importante nu numai valorile coeficienților modii de dilatare în intervalul considerat, ci și uniformitatea dilatării în funcție de temperatură.

Din curbele de dilatare se observă că odată cu creșterea conținutului în alcalii și cu creșterea temperaturii de ardere uniformitatea dilatării se îmbunătățește. Astfel, masele de porțelan cu un conținut scăzut în alcalii (Δ_4) au o dilatare neuniformă ca urmare a prezenței cristobalitului α și a cuarțului α care cresc de la masa 56 spre masa 2. Din această grupă, la temperaturi scăzute de ardere, masa 56 are dilatarea cea mai uniformă, ca urmare a conținutului său scăzut în cristobalit α și cuarț α . La celelalte mase se evidențiază bine efectul transformării polimorfe,



De asemenea masele 15,23 și 32 arse la 1400°C pe lângă o dilatare uniformă au și valori scăzute ale coeficienților de dilatare.

Din grupele următoare Δ_5 , respectiv Δ_6 , s-au ales ca cele mai corespunzătoare masa 22 și 6 care pe lângă un coeficient de dilatare scăzut ($3,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, respectiv $3,7 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), au și o dilatare uniformă.

Dintre masele cu 5,033 % K₂O + Na₂O (Δ_7) dilatarea cea mai uniformă o prezintă masa 12, iar grupele maselor cu 5,752 % K₂O + Na₂O (Δ_8), respectiv cu 6,471 % K₂O + Na₂O (Δ_9) dilatarea cea mai uniformă o prezintă masa 19, respectiv 27, care au în același timp și cei mai mici coeficienți de dilatare din grupă. Aceasta ca urmare a lipsei aluminei și cristobalitului.

c.) Proprietăți optice

Gradul de alb al maselor din primele patru grupe nu s-a putut determina, din cauza caracterului lor degresant, care nu a permis fasonarea epruvetelor necesare determinărilor.

La restul maselor, față de etalonul ce prezintă gradul de alb de 68,72 %, gradul de alb, variază între 64 - 68 %, ceea ce justifică trecerea la cercetări industriale.

Tehnologia de fabricare a camerelor de accelerare ceramice pentru betatron. (167 - 174)

Betatronul, ca multe alte instalații nucleare, necesită o incintă cu vid înalt, în care un fascicol de electroni să poată fi accelerat. În scopul realizării cu resurse din țară a unui accelerator ciclic de electroni de tip betatron, cu o energie maximă de 30 MeV, Institutul de fizică atomică al Academiei R.S.R., încă din anul 1956 a luat în studiu problema realizării unor camere de accelerare, toroidale, dintr-un material adecvat.

Intrucât realizarea practică a camerei de accelerare implica condiții speciale care depășeau posibilitățile Institutului de fizică atomică, colaborarea cu specialiști din industria ceramicii rine, a devenit necesară.

De la început, s-a pus în discuție natura materialului din care urma să fie executată camera de accelerare: sticla sau porțelanul ?

Confecționarea din sticlă - deși în literatură există indicații asupra utilizării ei în aceste scopuri, mai ales pentru camerele de accelerare vidate închise - nu era recomandată din următoarele motive:

- a.) tehnologie dificilă de prelucrare;
- b.) imposibilitate respectării riguroase a dimensiunilor;
- c.) rezistență scăzută la șoc termic;
- d.) fragilitate mare.

În consecință, s-a hotărât confecționarea toroidului din porțelan.

Camera de accelerare din porțelan trebuie să satisfacă o serie de condiții speciale, cum ar fi:

- a.- materialul ceramic din care se confecționează camera să fie perfect vitrifiat, pentru a păstra un vid de 10^{-6} mm col Hg;

b.) - materialul camerei să aibă coeficienți mici de dilatare și o dilatare uniformă deoarece pentru o bună vidare, camera necesită a fi încălzită;

c.) - să prezinte un coeficient mic de absorbție pentru radiații gama;

d.) - materialul camerei să prezinte rezistențe mecanice corespunzătoare și să fie dielectric, deoarece formează o spiră închisă într-un câmp magnetic variabil;

e.) - forma camerei să fie toroidală, cu secțiune aproximativ eliptică, în scopul utilizării cât mai raționale a interiorului electromagnetului;

f.) - suprafața interioară a camerei să permită o acoperire aderentă cu un strat conductor sau semiconductor;

g.) - camera de accelerare trebuie să fi prevăzută cu o serie de brațe laterale, în care să poată fi introdus injectorul de electroni și racordate instalațiile de vidare;

h.) - la confecționarea camerei, se impune o mare precizie de execuție a anumitor cote critice, în funcție de geometria interferului. Toleranțele admise la dimensiuni sînt cuprinse într-o normă internă și reprezintă 1%. Diferența între două diametre perpendiculare interioare trebuie să nu depășească 3 mm. Abaterile de la un plan trebuie să fie cuprinse între ± 3 mm.

Inițial s-a cerut executarea unei camere de accelerare, toroidală, cu diametrul exterior de 590 mm, cu secțiunea eliptică și cu grosimea pereților de 4-5 mm (necesare din cauza diferenței de presiune care însoțește secțiunea accelerării), prevăzută cu patru brațe laterale. Acest profil, deși optim din punct de vedere al necesităților, nu a corespuns sub raport ceramic datorită deforării mari pe care le-a înregistrat masa ceramică în timpul arderii.

Pentru a înalțura această deficiență, au fost elaborate șase profile noi, dintre care au fost încercate patru.

Secțiunea noilor profile nu diferă mult de cea eliptică, dar este constituită din suprafețe plane cu linii nodale, ceea ce asigură o stabilitate mare față de tendința de deforcare. Din acest punct de vedere, profilul de cameră de accelerare, ales pentru beta-tronul de cercetare de 25 MeV, cu patru brațe laterale circulare de 50 mm lungime, s-a dovedit a fi optim.

././.



Pentru realizarea acestui profil (Fig.106) a fost necesar, în prealabil să se stabilească gradientul contracției funcție de

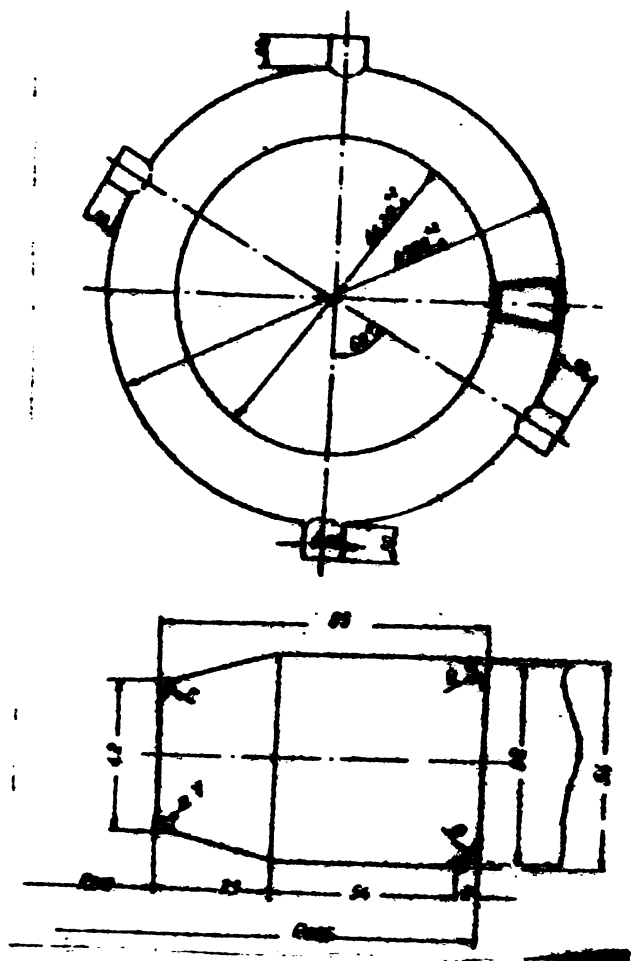


Fig.106 Cameră de accelerare pentru betatronul de cercetare de 25 MeV

geometria torului și compoziția masei de porțelan. Aceasta s-a realizat pe bază de experiență. S-a constatat că valoarea contracției nu este uniformă pe toată suprafața torului. Pentru profilul ales, valoarea contracției totale în stare nearsă (crudă) funcție de dimensiunile torului, variază în felul următor: Contracția în direcție orizontală - - - 12,85 %. Contracția în direcție verticală - - - 14,83 %. Valoarea mare a contracției în direcție verticală se datorește unui început de cedare sub greutate proprie. Acest fapt, demonstrează dificultatea proiectării modelelor și formelor de ipsos, pentru obținerea unor produse cu dimensiuni riguros exacte.

În scopul asigurării impermeabilității la gaze, interiorul camerei de accelerare se glazurează. Din experiențele, efectuate a reieșit că viteza de scurgeri pentru camerele arse dar neglazurate, reprezintă $5 \cdot 10^{-5}$ l torr/s iar pentru cele glazurate $5 \cdot 10^{-7}$ l torr/s.

Compoziția masei și caracteristicile ei au fost cele ale masei etalon. În vederea găsirii unor noi mase de porțelan, pe bază de materii prime românești, și având caracteristici superioare etalonului, am sintetizat și caracterizat cele 86 mase.

Procesul tehnologic de fabricație a camerei de accelerare din porțelan, cu excepția fazei de biscuitare care a fost eliminată, este cel utilizat curent în industria ceramicii fine pentru produsele turnate prin absorbție (colire): prepararea barbotinei, turnare, uscare, glazurare și ardere.

Barbotina de turnare are următoarele caracteristici:

- umiditate - - - 31, %
- greutate litrică - - 1,7 kg
- indice Lehman - - - -2
- electrolit (sodă calcinată și tanant quebracho) - - 0,15 %
- finețea de măcinare
(rest pe sita 006 mm - - 0,78 %

După turnarea torcidului și menținerea în forma de ipsos pînă la formarea ciobului cu dimensiunile dorite (5 mm grosimea pereților), respectiv 55 minute, acesta se scoate și se așează pe un suport în vederea uscării la aer (fig.107).



Fig.107. Cameră de accelerare la uscare

După uscare, întîmpinînd dificultăți la faza de biscuitare, unde torcizii se deformaau sau chiar fisurau, am renunțat la biscuitare procedînd la îmbunătățirea rezistenței mecanice în stare uscată a produsului, după o propunere originală (173). Procedeele privind acest aspect constau în acționarea asupra factorilor care influențează această proprietate și anume:

- natura mineralogică a materiilor prime utilizate și textura masei.

- natura lichidului de plastifiere, a electrolitilor și a adaosurilor de substanțe organice.

Procedeele elaborate de autor, (173) pentru îmbunătățirea rezistenței mecanice, în stare uscată a produselor de ceramică fină cu pereți subțiri se bazează pe utilizarea reacțiilor de precipitare pe suportul ceramic a taninurilor vegetale prin rășini carbamidice.

Menționăm că taninurile vegetale fără alt adăos au o influență favorabilă asupra rezistenței mecanice în stare uscată. Astfel, în timp ce rezistența în stare uscată a masei de porțelan fără adăosuri de mărirea rezistenței, variază între 8 - 10 kgf/cm², masa de porțelan conținînd 0,2 % tanant quebracho are o rezistență în stare uscată de 16,53 kgf/cm² iar cea cu 0,5 % tanant are rezis-

tența în stare uscată de 20 kgf/cm², valori asemănătoare ^{celor de} maselor de porțelan chinezești (17 kgf/cm²).

În general, pentru fiecare adăus de 0,1 % extract quebracho se obțin creșteri de 5 % ale rezistenței în stare uscată. Cu toate acestea, produsele confecționate din astfel de mase se înmoaie în timpul glazurării.

Primele încercări de precipitare a taninurilor vegetale cu rășini carbamidice au la origine atât observația lui Pollak (174) din 1930 privind precipitarea taninurilor pirogalice cât și cea a lui Stiasny privind reacția taninurilor catechinice cu formol clorhidric în prezența unei cantități suficiente de uree.

Bergman este primul care a văzut în precipitarea taninurilor cu formol, aldehydă și uree o posibilitate de aplicare practică în industria pielăriei, brevetând în acest sens și un procedeu de lucru.

Dacă lucrările de acest gen sînt numeroase, cele de fixare și insolubilizare a taninurilor sînt relativ reduse ca număr. În această privință menționăm lucrările lui Grassman și a colegilor săi precum și a lui Hough și în special excelenta lucrare a lui Lasserre (175).

Din ansamblul acestor lucrări cât și din experimentările proprii se pot trage următoarele concluzii:

1. Precipitarea taninurilor este condiționată de gradul de condensare al acestor produse. Există într-adevăr o foarte mare varietate de produse de condensare uree-formol, din care nu toate convin precipitării taninurilor. Una din primele condiții care se cere rășinii este de a fi solubilă, deci produșii de reacție trebuie să fie în stare de monomer sau în stare puțin condensată.

După o serie de încercări s-a dovedit a fi foarte bună pentru scopurile noastre rășina ureoformaldehidică cu densitatea 1,18 - 1,19, fabricată de Combinatul Clujane sub denumirea de formit. Aceasta se diluează cu o cantitate egală de apă pînă la densitatea de 1,05. În această stare soluția este mai penetrabilă și poate să reacționeze mai bine cu tanantul din ciobul ceramic. Se recomandă a se utiliza formit cât mai proaspăt. În cazul în care se utilizează un formit mai vechi, acesta este necesar a se strecura pentru înlăturarea polimerilor.

2. Raportul uree - formol; cel mai adesea se indică raportul corespunzător formulei dimetiloluree: două molecule de formol pentru o moleculă de uree.

3. Temperatura și pH-ul mediului. Acești factori influențează precipitarea condensatului uree - formol - tanin.

pH -ul acid favorizează reacția. Cu toate acestea în experimentările noastre nu a fost necesară utilizarea adăsurilor de acizi.

4. Natura tanantului și conținutul de tanin. După Grassman și colaboratorii săi (175), volumul de precipitat obținut pentru aceeași cantitate de tanin și de rășină ureo-formaldehidică crește în ordinea: myrobolan, tanin pur, castan, quebracho, valonee, salcie, sumac, stejar, mimoză, pin.

Rezultate foarte bune s-au obținut cu un adăus de quebracho în proporție de 0,2 % adăugat în pasta de porțelan. După fasonare produsele uscate și curățite, se tratează prin caldare în soluția de formit cu densitatea 1,05.

În urma tratării toate defectele de uscare și fasonare sînt evidențiate, deci controlul cu petrol și desprăfuirea care se fac obișnuit în ceramică pot fi eliminate.

După tratare produsele se usucă în uscătoare artificiale la temperatura de 150-200°C. Rezistența mecanică a produselor tratate și uscate este egală cu cea a produselor biscuitate, ea avînd valoarea de 34 - 49 kgf/cm² în funcție de natura pastelor.

Se constată că pastele cu cît sînt mai degresate cu atît rezistența lor în stare uscată este mai mare.

Consumul specific de rășină formit este de aprox. 4 % față de greutatea produsului uscat.

După uscare produsele se glazurează prin metoda obișnuită. În timpul glazurării s-a observat că uscarea glazurii se face mai încet decît în cazul glazurării produselor biscuitate.

Pornind de la ideea monoarderii camerelor și deci de la glazurarea lor pe crud, sarcina privind elaborarea compozițiilor de glazuri a fost mult ușurată, întrucît se cunoaște ca la aplicarea glazurii pe suportul ceramic crud, spre deosebire de suportul ceramic biscuitat, stratul intermediar glazură-suport ceramic crud prezintă o trecere continuă. Glazura topită are proprietatea de a dizolva mai ușor suportul ceramic crud decît cel biscuitat și ca urmare, acordul glazură - suport ceramic, este perfect. Totuși, la alegerea celor mai bune compoziții, am ținut seama de criterii tehnologice privind temperatura de ardere (1350°), de rezistența la șoc termic, reflectată în coeficienții de dilatare a glazurilor și de aspectul lor după ardere.

În tabelul 24 dăm compoziția chimică a celor mai bune glazuri iar în tabelul 25 compoziția lor, în materii prime.

Tabelul 24. Compoziția chimică a glazurilor

Denumirea	%								
	SiO ₂	TiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	K ₂ O	Na ₂ O	ZnO
G etalon	73,50	0,02	14,50	0,10	3,64	2,30	2,97	2,97	-
G ₅	75,87	0,08	14,11	0,15	3,92	2,69	1,94	1,28	-
G ₁₀	75,66	0,05	13,78	0,22	3,96	2,67	1,88	1,25	0,53
G ₁₂	75,39	0,04	14,03	0,14	4,04	2,71	1,88	1,24	0,53

Tabelul 25. Compoziția glazurilor

Materia primă	G etalon	%		
		G ₅	G ₁₀	G ₁₂
Feldspat Muntele Rece	36,0	14	11	13
Quart	29,0	36	33	37
Cioburi de porțelan glazurat	20,5	-	12,5	-
Dolomită Ocolişel	11,5	11	11	11,2
Caolin Aghireș	3,0	-	-	-
Riolit înnobilat Parva	-	35	30	34
Al ₂ O ₃	-	4	2	4,3
ZnO	-	0,5	0,5	0,5
	100,0	100,5	100,0	100,0

Caracteristicile după topire ale glazurilor la 1350° sînt asemănătoare. Cu toate acestea s-a ales și utilizat glazura etalon deoarece, la glazurarea pe suportul crud, G etalon prezenta cea mai mare viteză de uscare. Aceasta, ca urmare, a conținutului său redus de caolin.

Glazura se depune numai pe pereții interiori ai camerei, glazurarea exterioară fiind, în cazul de față foarte dificilă, deoarece în timpul arderii glazura se scurge și se solidarizează cu suportul de șamotă.

În vederea glazurării interioare, care se face prin cufundarea camerei într-o baie de glazură, pentru a evita aderarea glazurii la pereții exteriori ai camerei, aceasta, în prealabil, se parafinează.

După uscarea glazurii, torozii se ard într-un cuptor cu vatră mobilă, timp de 30 ore, la o temperatură de 1350°C utilizînd diagrama de ardere din fig.56.

Camerele de accelerare astfel obținute, înainte de a fi

utilizate pe betatron , se supun la o serie de operații preventive și de control, cum ar fi: verificarea geometriei, verificarea calității glazurii, determinarea impermeabilității la gaze, etc. În fig. 108 - 109 dăm camera de accelerare tip A pentru betatronul medical.

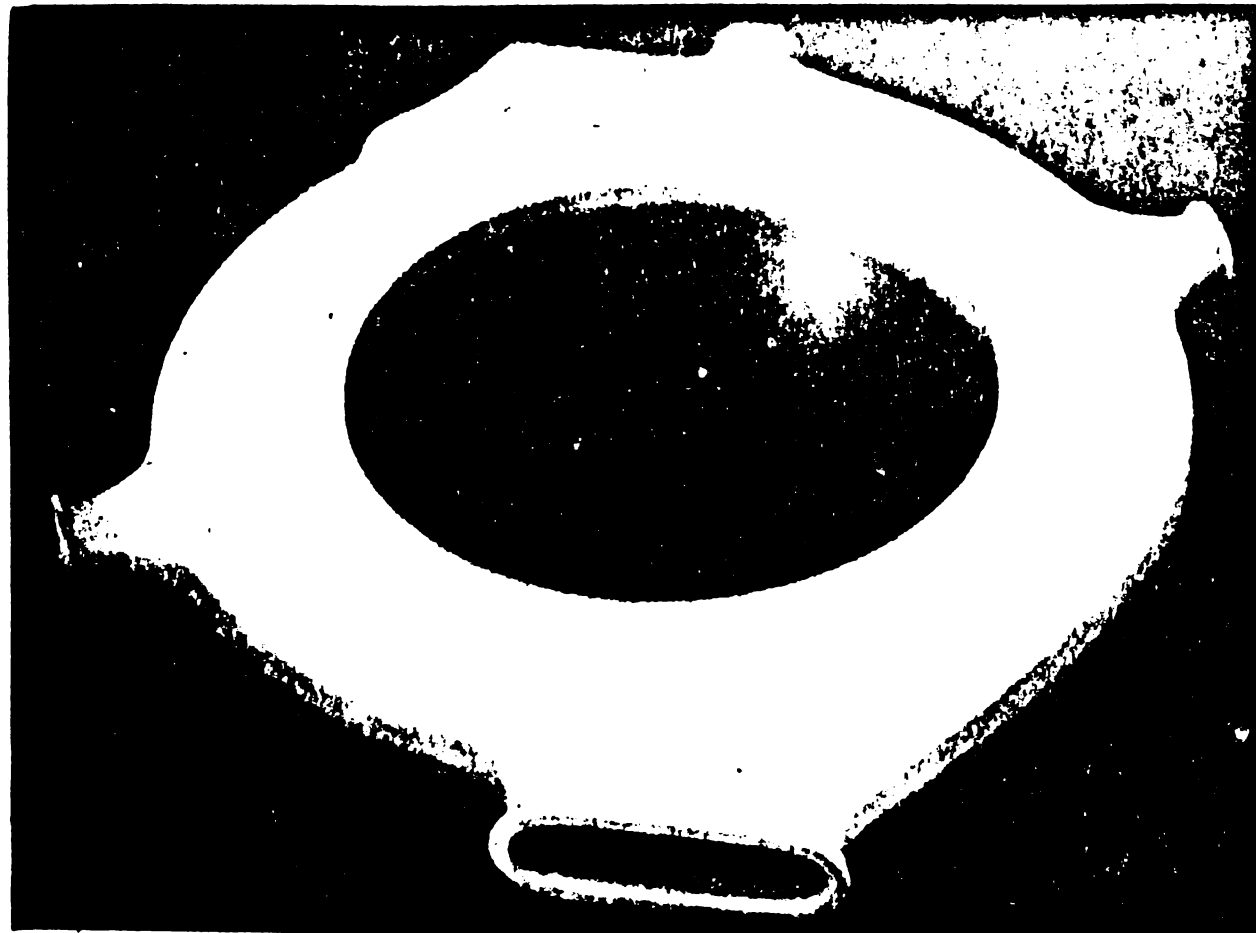


Fig.108. Camera de accelerare tip A, pentru betatronul medical.



Fig.109. Camera de accelerare tip A, la uscare

Camerele de accelerare pentru betatronul de cercetare (25 MeV), betatronul defectoscopic (15 MeV) și betatronul medical (40 MeV) realizate după tehnologia prezentată asigură buna funcționare a betatroanelor de la IFA București.

2.2.6. Microstructura degradată

Materialele ceramice se caracterizează prin rezistențe mărite față de radiații. Astfel, după oțelurile inoxidabile speciale, foarte rezistente la radiații, materialele ceramice ocupă locul următor (176).

Efectul iradierii materialelor se apreciază în primul rând prin modificarea microstructurii lor sub acțiunea radiațiilor.

Pentru cercetarea noastră am utilizat o cameră de accelerare iradiată timp de 18 luni cu radiații electrice și gama (γ); doza absorbită în acest timp a fost de $2,285 \cdot 10^{-9} R$.

Pentru cercetarea transformărilor de ~~structură~~^{on} și textură, s-au executat secțiuni subțiri prin diferitele zone ale toroizilor.

Fenomenul principal observat, constă în izotropizarea masei de porțelan ca urmare a pierderii structurii sale cristaline și a transformării materialului ceramic, într-un agregat amorf, optic-izotrop, de formă neregulată și cu aspect de masă opacă, în lumină transmisă.

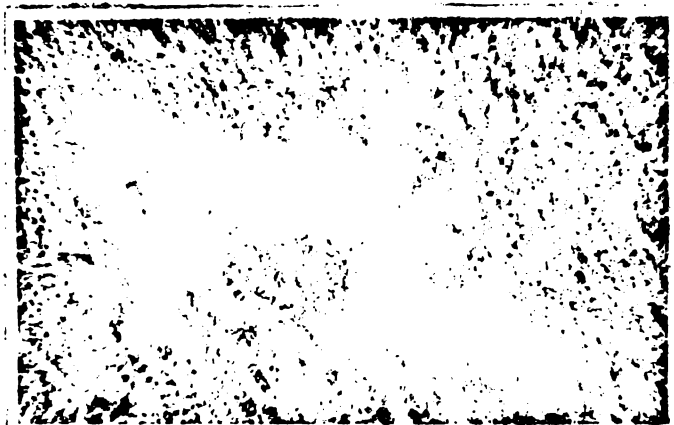


Fig.110. Microfotografia secțiunii masei de porțelan, iradiată.

Fenomenul este pus în evidență și prin spectrele IR (fig.111). Izotropizarea are un caracter discontinuu. Efectul de izotropizare masei de porțelan din camerele de accelerare uzate își are echivalentul în natură, la mineralele radioactive. Aici se observă la fel, zone sau spații întregi izotropizate ca un efect direct al dezorganizării structurilor cristaline și al transformării lor într-un agregat amorf, optic-izotrop sub acțiunea propriilor lor radiații [177].

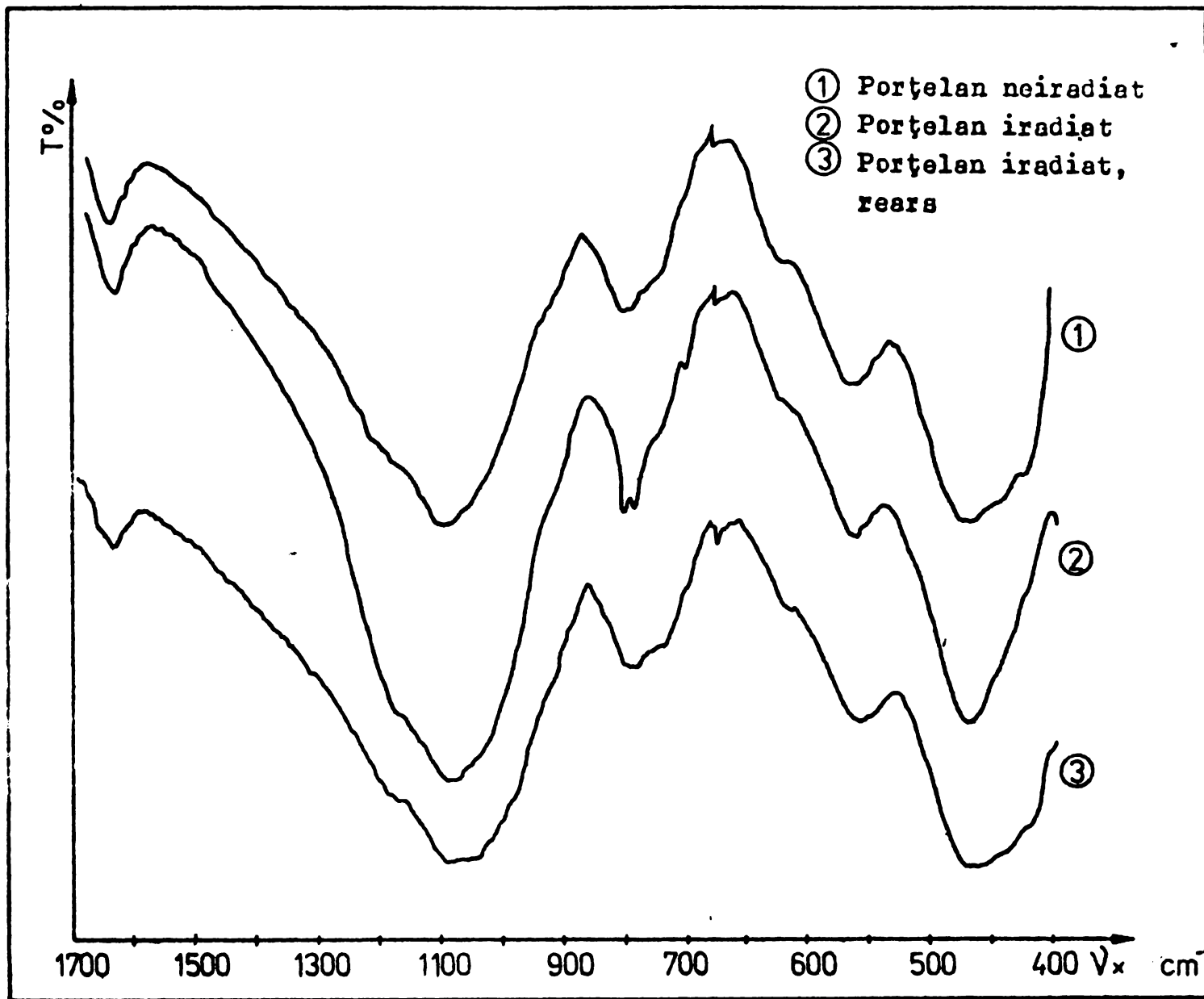


Fig.111 Spectrele IR ale porțelanului



Fig.112. Microfotografia secțiunii masei de porțelan iradiată și rearsă.

Prin arderea camerelor uzate la 1300°C după diagrame din fig. 56 și cercetarea microscopică a microstructurii lor, constatăm o refaceere a structurii cristaline (fig.112) și drept urmare posibilitatea reutilizării coroizilor.

Concluzii

1. Bilanțul rezultatelor, dat de prezenta lucrare, este pozitiv. Cercetarea a răspuns scopului propus, realizându-se din materii prime românești, camere de accelerare pentru betatron, cu diverse geometrii și noi mase de porțelan cu proprietăți îmbunătățite, utilizabile în tehnica vidului și a fabricației articolelor de menaj.

2. S-au sintetizat 86 mase din sistemul $K_2O - Na_2O - Al_2O_3 - SiO_2$, pornind de la 61 amestecuri teoretice împărțite în 9 grupe situate pe drepte paralele, caracterizate prin conținutul în Na_2O cuprins între 0,30 - 2,66 % Na_2O . O caracteristică generală a legăturii dintre cele 9 grupe este constanța raportului $\frac{Na_2O}{K_2O} = 0,6987595$ ce reprezintă planul teoretic în care sînt situate masele.

3. S-au calculat diagramele de faze de subsistemelor componente $L - M - S$ și $F_{Na} - M - S$ și fazele din masele teoretice de porțelan, prin metode analitice. Se dau formule de calcul analitic pornind atât de la componente oxidice cît și primare.

4. S-au caracterizat chimic, mineralogic și tehnologic materiile prime utilizate: caolinul Aghireș, riolitul caolinizat înobilat de Parva, feldspatul de Muntele Rece, sienitul nefelinic Ditrău, cuarțul Mînăstireni și alumina de Oradea, subliniindu-se importanța noilor materii prime ce urmează a fi valorificate.

5. Se dau elementele microstructurii provizorii a celor 86 mase sintetizate comparativ cu cea a masei etalon din care s-au executat primele camere de accelerare.

6. Maselor tratate termic la temperaturile de $1300^{\circ}C$, $1350^{\circ}C$, și $1400^{\circ}C$ li s-au stabilit caracteristicile microstructurale de bază (greutatea specifică absolută, greutatea specifică aparentă, raportul $\frac{L}{S}$, absorbția, porozitatea, contractia totală și săgeata cît și compoziția mineralogică la echilibru, determinată prin calcul, comparată cu cea determinată semicantitativ cu ajutorul difractometrului).

7. Numai masele din grupele $\Delta_4 - \Delta_9$ cu un conținut de feldspati de peste 15 % îndeplinesc în condițiile experimentale, caracteristicile de vitrifiere ale porțelanurilor. Intervalul de vitrifiere se lărgeste pe măsură ce crește conținutul de alumina.

8. Se dă variația indicelui de echilibru și a compoziției chimice a fazei vitroase, cu temperatura de tratament termic.

9. Se cercetează microstructura degradată a unei camere de accelerare iradiată timp de 18 luni pe betatron, cu radiații electronice și gamma. În urma fenomenului de iradiere, masa de porțelan se izotropizează. Prin arderea camerelor uzate la 1300°C se constată o refacere a structurii cristaline și drept urmare posibilitatea reutilizării toroizilor.

10. Vastul domeniu de compoziții abordat cuprinde limitele tuturor maselor de porțelan străine. Astfel, în timp ce masele noastre au un conținut de Al_2O_3 între 18 - 36 % și un conținut de SiO_2 între 59 - 77 % masele de porțelan străine se situează după cum urmează:

	<u>Al_2O_3 %</u>	<u>SiO_2 %</u>
Porțelan Japonez	16 - 18	74,5
Porțelan chinezesc	20,7	70,5
Porțelan Boemia sau Bavaria	23,4	71,5
Porțelan Limoges (Franța)	24	70,2
Porțelan Meissen (RDG)	35,1	58,5
Porțelan România	23 - 25	68 - 69

Masele cu proprietăți valoroase în număr de 23 și anume 1,6,7,8,12,13,14,15,21,22,23,27,28,30,31,32,49,51,55,58,59,60 și 61 sînt în verificare semiindustrială pentru a fi utilizate în domeniul articolelor tehnice și de menaj la Filiala CERO, Cluj-Napoca a Institutului de cercetări și proiectări tehnologii pentru sticlă și ceramică fină din cadrul CISCIF al M.I.U. Ele vor putea fi valorificate în producția sectorului începînd cu anul 1979-1980 cînd se va asigura riolitul caolinizat de Parva, în cantități industriale.

Eficiența economică a cercetării stabilită pe baza înlocuirii importului de caolin reprezintă aproximativ 360 mii lei valută la fiecare 1000 tone porțelan din materii prime românești, pe seama renunțării la 800 tone caolin import cu 450 lei valută/tonă (baza de calcul: 1000 x 1,6 x 0,5 x 450 = 360.000 lei valută).

B I B L I O G R A F I E

- (1) Solacolu, S.: Perspectivele științei silicaților - chimia fizică a stării solide.- I-a Conferință republicană de chimia și tehnologia silicaților și compuşilor oxidici, Braşov, 9-11 noiembrie 1972, expunere la şedința plenară.
- (2) Solacolu, S.: Echilibre termice fazale, baza modernă pentru promovarea științelor silicaților, Mat. de constr., vol.V, nr. 4/1975, p.160-161.
- (3) Van Vlack, H.Lawrence: Materials Science for Engineers. Ed. Addison-Wesley Publishing Company, Reading, Massachusetts, 1975, p.127, 486.
- (4) Galwey, A.K.: Chemistry of Solids. Ed. Science Paperbacks, London, 1967, p.58-81.
- (5) Weller, P.F. (Ed.): Solid State Chemistry and Physics, Vol.I. Marcel Dekker, Inc., New York, 1973, p.3.
- (6) Ciontea, N.: O nouă și valoroasă revistă: Ceramurgia International. Ind.uşeară, 22, 1975, nr.11, p.484.
- (7) Malcolm Haslam: La meravigliosa storia della ceramica. Istituto Geografico De Agostini, Novara, 1972, p.3.
- (8) Charlesten, R.J.: Ceramica nei secoli. Ed. Arnoldo Mondadori, Verona, 1974, p.9.
- (9) Ciontea, N.; Steicevici, S.: Contribuții la studiul ceramicii dace-gețice. Ind.uşeară, 11, nr.9, 1964, p.462-469.
- (10) Ciontea, N.: Unele aspecte din istoria porțelanului și a faianței. Ind.uşeară, 22, nr.7, 1975, p.323-327.
- (11) Ushion, J.: Quattro secoli di porcellana. Istituto Geografico De Agostini, Novara, 1973, p.3-4.
- (12) Ferrandis, A.V.: Importancia de la cerámica. Bol. Soc.Esp.Ceram.Vidr. Vol.13, nr.1, 1974, p.25-34.

- (13) Kingery, W.D.: Needs and opportunities for ceramic science and technology. 3rd International Meeting on Modern Ceramics Technologies, Rimini, 27-31 May, 1976, Ceramurgia, VII, nr. 4, 1977, p.187-193.
- (14) Hench, L.L.; Gould, R.W.: Characterization of Ceramics. Ed. Marcel Dekker Inc., New York, 1971, p.5-7.
- (15) Hergcovici, P.; Macavescu, N.: Vidul. Ed. științifică, București, 1967.
- (16) Holand, E.L. - Merten: Tehnica vidului. Trad. l. germană. Ed. tehnică, București, 1968, p.57-59, 739.
- (17) Kohl, W.A.: Materials Technology for Electron Tubes. Trad. l. rusă Moscova, 1957, p.328-375.
- (18) Espe, W.: Werkstoffkunde der Hochvacuumtechnik. Band II, Silikatwerkstoffe, VEB Deutscher Verlag der Wissenschaften, Berlin, 1962, p.491. 511-516, 533-534, 562-567, 591-592.
- (19) Colnet, P.; Gallet, G.: Le verre et la céramique dans la technique du vide. Ed. Eyrolles + Gauthier-Villars, Paris, 1962, p.71-117.
- (20) Abramevici, R.: Sinteza și studiul unor sticle din sistemul $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ în vederea folosirii lor ca fondanți pentru electroporțelan (Teză de doctorat) Univ. Babeș-Bolyai, Cluj, 1961.
- (21) Solacolu, S.; Bărbulescu, A.; Teodorescu S.; Breșeanu, I.: Considerații privind obținerea porțelanului magnetitic spinelic în sistemul $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$. Mat. de constr., vol. V, nr. 4, 1975, p.161.
- (22) Dinescu, R.: Studiul sistemelor $\text{K}_2\text{O-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, $\text{Na}_2\text{O-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ și $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ privind sinteza și proprietățile porțelanurilor (teză de doctorat) Institutul politehnic București, 1956
- (23) Avgustinik, A.J.: Formarea porțelanului. În: Jurnal vsesoiuznogo himiçeskogo obçesçva "D.J. Mendeleeva" tom. 6, nr. 6, 1961, p.663-665.
- (24) StoicoVICI, E.; Ciocnea, N.: Considerații asupra microstructurii porțelanurilor. Ind. ușoară, vol. 11, nr. 10, 1964, p.536-537.
- (25) Avgustinik, A.J.: Ceramica. Ed. Stroişdat Leningradskoe otdelenie. Leningrad, 1975, p.341-352.

- (26) Budnikov, P.P.; Pivinski, Y.E.: Materiale ceramice noi. Ed. "Svanie", Moskva, 1968.
- (27) Palatsky, A.: Technische Keramik, VEB Verlag Technik, Berlin, 1954.
- (28) Gulevič, O.; Kouba, W. ș.a.: Techniska keramika, glazury a keramiské barvy. SNTE, Praha, 1969.
- (29) Dinescu, R.: Bazele tehnologiei ceramicii și refractarelor. Ed. tehnică, București, 1966, p.18.
- (30) Rado, P.: Symposium on "Development of Pottery Bodies" Hard Porcelain. In: Trans. Journ. Brit. Ceram. Soc., Vol. 74, nr. 5, 1975, p. 153-158.
- (31) Lundin Sten Tore: Studies on Triaxial Whiteware Bodies. Almqvist & Wiksell - Stockholm, 1959.
- (32) Day, A.L.; Allen, E.T.: The Isomorphism and Thermal Properties of Feldspars. Carnegie Institute, Washington, Pub. 31, 1905.
- (33) Bowen, N.L.: The Melting Phenomena of the Plagioclase Feldspars. Amer. Journ. Sci., V. 35, 1913, p. 577-599.
- (34) Rankin, G.A.; Wright, F.E.: The Ternary System $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Amer. Jour. Sci., V. 39, 1915, p. 1-19.
- (35) Morey, G.W.; Bowen, N.L.: The Melting of Potash Feldspars. Amer. Journ. Sci., V. 4, 1922, p. 1-21.
- (36) Schairer, J.F.; Bowen, N.L.: Preliminary Report of Equilibrium Relations between Feldspathoids, Alkali-feldspar and Silica. Amer. Geophys. Union Trans., 1935, p. 325-328.
- (37) Schairer, J.F.; Bowen, N.L.: Melting Relations in the System $\text{Na}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ and $\text{K}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Amer. Journ. Sci. v. 245, 1947 a, p. 193-204.
- (38) Schairer, J.F.; Bowen, N.L.: The System $\text{K}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Amer. Journ. Sci. v 253, 1955, p. 681-746.
- (39) Schairer, J.F.; Bowen, N.L.: The System $\text{Na}_2\text{O}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$. Amer. Journ. Sci., v 254, 1956, p. 129-195.
- (40) Solacolu, S.: Chimia fizică a silicaților. București, Ed. tehnică, 1968, p. 391-398.
- (41) Levin, E.M. ș.a.: Phase Diagrams - The American Society 1964, 1969, Princeded U.S.A.
- (42) Toropov, N.A. ș.a.: Diagrami sostoiania silicatnîh sistempravocinic, vol. 3, Izd. Nauka, Leningrad, 1972.
- (43) Chu, K.P., Gordon: Microstructure of Complex Ceramics. Ed, Fulrath, R.M.; Pask, A.J: Ceramic Microstructures Wiley, New York, 1968, p. 828-860.

- (44) Vincenzini, P.; Babini, G.N.: Impianto per la pressatura a caldo sotto vuoto di materiali ceramici. *Ceramurgia*, vol. VI, nr. 2/1976, p. 107-112.
- (45) Turner, J.P.; Verhuoogen, I.: Petrologie magmatică și metamorfică. Trad. l. engleză. Ed. tehnică, București, 1967, p. 112-113.
- (46) Tavasci, B.: Sulla costituzione della porcellana. *La chimica e l'industria*, vol. 49, nr. 6/1967, p. 601-605.
- (47) Schüller, K.H.: Gefügeuntersuchungen an Porzellan mit Auflichtmikroskop und Elektronenmikroskop. *Ber. Dtsch. Keram. Ges.*, vol. 43, nr. 10/1966, p. 649-653.
- (48) Solacolu, S.; Dinescu, R.: Le rôle des équilibres thermiques des systèmes $Me_2O-Al_2O_3-SiO_2$ sur la cinétique de la cuisson de la porcelaine. *Bull. Soc. Fr. Céram.* nr. 53/1961, p. 3-28.
- (49) Hamano, K.: Fusion of Potash Feldspar and the Leucite Problem. *Studies on the Microstructure of Porcelain Bodies*, XII. *J. Ceram. Assoc. Japan*, nr. 8/1961, p. 261-275.
- (50) Jouenne, C.A.: *Céramique générale*. Ed. Gauthier-Villars, Paris, 1961, Tome I, p. 117.
- (51) Bowen, N.L.; Greig, J.W.: The system $Al_2O_3-SiO_2$. *Amer. Ceram. Soc. Jour.*, V. 7/1924, p. 238-254.
- (52) Stoicovici, E.; Giontea, N.; Schuster, U.: Considerațiuni asupra indicatorilor piroscopici. *Ind. uşoară*, vol. 10, nr. 12, 1963, p. 578-579.
- (53) Geller, R.F.; Yavorsky, P.J.: Melting Point of alpha-alumina. *Nat. Bur. Standards, Jour. Research*, vol. 34, 1945, p. 395-401.
- (54) Toropov, N.; Galakhov, F.Ya.: Diagrama de echilibru a sistemului $BaO-Al_2O_3-SiO_2$. *Doklady Akad. Nauk SSSR*, vol. 78, nr. 2, 1951, p. 299.
- (55) Budnikov, P.P.; Tresviatski, S.G.; Kuşakovskii, V.J.: Asupra sistemului $Al_2O_3-SiO_2$. *DAN - CCCP*, T. 93, nr. 2/1953, p. 281-283.
- (56) Shears, E.C.; Archibald, W.A.: Aluminosilicate Refractories. *Iron and Steel*, London, V. 27, 1954, p. 26-30, 61-65.
- (57) Toropov, N.A.; Galakhov, F.Ya.: Noi rezultate asupra sistemului $Al_2O_3-SiO_2$. *Izvest. Acad. Nauk, SSSR Otdel Khim Nauk*, 9, 1958.
- (58) Aranki Shigeo; Roy Rustum: Sistem $Al_2O_3-SiO_2$ revised. *J. Amer. Ceram. Soc.*, 42, nr. 12/1959, p. 644.
- (59) Idem - *J. Amer. Ceram. Soc.*, 45, nr. 5/1962, p. 239.
- (60) Konopysky, K.: Diskussionsbemerkung zum Schmelzdiagramm $Al_2O_3-SiO_2$. *Ber. Dtsch. Keram. Ges.*, 40, 1963, p. 286.

- (61) Alper, M. Allen: Phase Diagrams. Academic Press, New York-London, 1970, Vol. II, p. 73.
- (62) Grimshaw, W. Rex: The Chemistry and Physics of Clays. Ernest Benn Ltd., London, 1971, p. 606.
- (63) Rankama, K.; Sahama, Th. O.: Geochimie. Trad. l. engleză. Ed. Tehnică, București, 1970, p. 134-143.
- (64) Anderson, O.: The Genesis of some Types of Feldspar from Granite Pegmatites. Norsk Geol. Tidsskr. 10; 48, 1928.
- (65) Higley, R. A.: Petrogenesis of Pertite Pegmatites in the Black Hills South Dakota. J. Geol. nr. 57, 1949, p. 555.
- (66) Norton, F. H.: Fine Ceramics, McGraw Hill Book Company, 1970, p. 79-80.
- (67) Schairer, J. F.: The Alkali Feldspar Join in the System $\text{NaAlSi}_3\text{O}_8$ - KAlSi_3O_8 - SiO_2 . Jour. Geology, vol. 58, 1950, p. 514.
- (68) Dinescu, R.; Preda, M.; Burghel, V.; Hetea, A.: Echilibre termice și caracteristici ceramice ale porțelanului sanitar din materii prime indigene. Mat. de constr. vol. 5, nr. 4, 1975, p. 165-166.
- (69) Brindley, G. W.; Nakhair: Kinetics of dehydroxylation of Kaolinite and Halloysite. J. Amer. Ceram. Soc., 40, 1957, p. 346.
- (70) Comer, J. J.: Electron Microscope Studies of Mullite Development in Fired Kaolinites. J. Amer. Ceram. Soc., 43, 1960,
- (71) Comer, J. J.: New Electron-optical Data on the Kaolinite-Mullite Transformation. J. Amer. Ceram. Soc., 44, 1961, p. 561.
- (72) Gehlen, von K. Die orientierte Bildung von Mullit aus Al-Si-Spinell in der Umwandlungsreihe Kaolinit-Mullit. Berlin, Deutsch. Keram. Ges., 39, 1962, p. 315-320.
- (73) Schüller, K.: Untersuchungen über die Gefügeausbildung in Porzellan. Ber. Dtsch. Ker. Ges., Vol. 40, 5, 1963,
- (74) Budnikov, P. P.; Ghevorkian, H. O.: Unele probleme ale tehnicii formării ciobului de porțelan. Jur. prikladnoi himii tom XXIV, nr. 2, 1951. Trad. ARIUS.
- (75) Keyser, W. L.: Beitrag zum la Problem der Mullitbildung. Ber. Dtsch. Ker. Ges., 40, nr. 5, 1963.
- (76) Berens, L. V.; Hennike, H. W.: Über Einflüsse der Korngröße der Hartmateriale auf dem Porzellanscherben. Tonind. Zeit. V. 88, nr. 11-12, 1964, p. 245-258.

- (77) Hamano, K.: Dissolution of Quartz Grains in Feldspathic Fusions. *J.Ceram.Assoc.Japan*, V.63, 1955, p.432-441.
- (78) Hamano, K.: Microstructural Behaviour of Dissolution of Quartz Grains into Feldspathic Fusions. *J.Ceram.Assoc.Japan*, V.64, 1956, p.167-179.
- (79) Hamano, K.: On Diffusion Layers formed around the Quartz Grains dissolving into Feldspathic Fusions. *J.Ceram.Assoc.Japan*, V.64, 1956, p.217-222.
- (80) Hamano, K.: Solubility of Quartz into Feldspathic Fusions and Refractive Indices of Glasses thus Formed. *J.Ceram.Assoc.Japan*, V.64, 1956, p.236-246.
- (81) Hamano, K.: On the Viscosity of Bodies of High Feldspar Content in the Feldspar-Quartz System. *J.Ceram.Assoc.Japan*, vol.65, nr.1, p.1-8.
- (82) Dietsel, A.; Padurow, N.N.: Einfluss verschiedener Rohstoffsorten auf die mineralische Zusammensetzung und die Transparenz von Porzellan. *Ber.Dtsch.Keram.Ges.*, 31, 1, 1954, p.7-18.
- (83) Hamano, K.: On the Translucency of the Bodies consisting of Feldspar and Quartz. *J.Ceram.Assoc.Japan*, V.64, 1956, p.271-279.
- (84) Kenopysky, K.: *Les matériaux de construction refractaires*. Ed. Dunod, Paris, 1961.
- (85) Klein, A.A.: *Constitution and Microstructure of Porcelain*. Nat.Bur.Standards Tech.Paper, New York, nr. 80, 1916.
- (86) Kingery, W.D.: *Introduction to Ceramics*, New York-London, John Wiley & Sons Inc., 1960.
- (87) Harders, Fr.; Kinow, S.: *Feuerfestkunde*. Springer-Verlag, Berlin-Göttingen-Heidelberg, 1960.
- (88) Garcia Verduch, A.; Garcia, J.Alvarez,; Gomis Moguera, Fr.J. *Microestructura de una porcelana triaxial*. *Bol.Soc.Esp.Ceram.* V.6, nr. 1, 1967.
- (89) Garcia Verduch, A.: *Algunos aspectos de la investigación cerámica actual*. *Bol.Soc.Esp.Ceram.y Vidrio*, vol.12, nr. 5, 1973.
- (90) Mellor, I.W.: *Some Chemical and Physical Changes in the Firing of Pottery*. *J.Soc.Chim.Ind.*, v.26, 1907, p.375.
- (91) Drăgulescu, C.; Petrovici, E.: *Introducere în chimia anorganică modernă*. Ed.Facla, Timișoara, 1973, p.399-415.

- (92) Buessem, W.R.: Ceramic problems for the considerations of the solid state physicist. Physics and Chemistry of Ceramics. Editor: Cyrus Klinsberg. Ed. Gordon and Breach Science Publishers, New York - London, 1963, p. 14-29.
- (93) Murgulescu, I.G.: Introducere în chimia fizică, vol. I. Ed. Academiei R.S.R., București, 1976, p.191-233.
- (94) Chini, Paolo: Complementi di chimica generale ed inorganica. Cooperativa libraria universitaria del politecnico, Milano, 1975, p.65.
- (95) Cotton, A.F.; Wilkinson, G.: Advanced Inorganic Chemistry. John Wiley & Sons, New York, 1972, p.3-46.
- (96) Berger, Iris: Beitrag zur Ausbildung des Scherbengefüges im industriellen Porzellanbrand. Silikattechnik, nr. 4, 1974, p.129-132.
- (97) Warshaw, S.I.; Seider, R.I.: Triaxial Porcelains - Strength and Microstructural Relations in Ceramic Microstructures. Editors: Richard M. Fulrath and Joseph A. Pask. John Wiley & Sons, New York, 1968, p.560.
- (98) Mocanu, D.R. (coordonator): Analiza experimentală a tensiunilor, vol.I. Ed. tehnică, București, 1976, p.17-31.
- (99) Shelton, G.R.: Metodă de corelare a compoziției chimice, cantității relative de fază sticloasă și a proprietăților maselor ceramice. Trad. I.D.T. Jour. Amer. Ceram. Soc., V.31, nr.2, 1948, p.39-49.
- (100) Bleininger, A.V.; Stull, R.T.: A Study of the Vitrification Range and Di-electric Behaviour of some Porcelains. Trans. Amer. Ceram. Soc., 1910, p.628-675.
- (101) Hamano, K.: Origin and Development of Pores in Feldspathic Glasses. Studies on the Microstructure of Porcelain Bodies, VII. J. Ceram. Assoc. Japan, Nr.3, 1957, p.44-54.
- (102) Hamano, K.: Pores and Yellow Spots in the Thin Section of Fired Bodies Consisting of Feldspar and Quartz. Studies on the Microstructure of Porcelain Bodies, VIII. J. Ceram. Assoc. Japan, Nr. 4, 1957, p.76-83.
- (103) Hamano, K.: Growth of Mullite Needles in Coarse Feldspathic Glass Grains Embedded within Kaolin Masses. Studies on the Microstructures of Porcelain Bodies, IX. J. Ceram. Assoc. Japan, Nr.8, 1957, p.193-200.

- (104) Hamano, K.: Stage of the Deposition of the Needle Crystals of Mullite in Feldspar Grains Embedded in a Kaolinite Body, X. J.Ceram.Assoc.Japan, Nr.5, 1959, p.172-177.
- (105) Hamano, K.: On the Matrix Phase and Pores in the Bodies Consisting of Feldspar and Kaolin, XI. J.Ceram.Assoc. Japan, Nr.6, 1959, p.208-214.
- (106) Hamano, K.: Studies on the Microstructure of Porcelain Bodies. J.Ceram.Assoc.Japan, Nr. 9, 1960, p.110-119.
- (107) Hamano, K.: Idem, Nr. 10, 1960, p.120-128.
- (108) Radczewski, O.E.: Über die Untersuchung Keramischer Feldspäte und ihr Verhalten bei hohen Temperaturen. Science of Ceramics, Ed.Stewart, G.H., V.2, 1965, p.81-100.
- (109) Neuberger, I.: Sur la corrélation existant entre la technologie de fabrication, la structure et les performances de la porcelaine électrotechnique. Lucrările ICPE nr. 22, 1969.
- (110) Dinsdale, A.; Wilkinson, W.T.: Strength of Whiteware Bodies. Tr. Brit.Ceram.Soc., V.6, 1966, p.119-136.
- (111) Coble, R.L.; Kingery, W.D.: Effect of porosity on Physical Properties of Sintered Alumina. J.Amer.Ceram.Soc., 29, 1956, p.377.
- (112) Straub, F.: Überlegungen zur Festigkeit Keramischer Werkstoffe. Ber.Dtsch.Keram.Ges., v.46, 9, 1969, p.299-306.
- (113) Aliprandi, G.: Principi di ceramurgia e tecnologia ceramica. Genova, 1974, p.288.
- (114) Srbek, F.; Hanykyv, V.ș.a.: Procedee de creșterea rezistenței mecanice a porțelanului. Lucrările celei de a XX-a Conferințe a porțelanului de la Karlovy Vary, 1976. Trad.CERO - Cluj-Napoca.
- (115) Kingery, W.D.: On the Interaction Basic Science and Technological Development in Ceramics. - Xth International Ceramic Congress, Stockholm, June 12, 1966.
- (116) Salmang-Scholze: Die physikalischen und chemischen Grundlagen der Keramik. Springer-Verlag, Berlin-Heidelberg-New York, 1968, p.316-322.
- (117) Coble, R.L.: Effect of Microstructure on the Mechanical Properties of Ceramic Materials. Ceramic Fabrication Processes. Edit.: Kingery, W.D. John Wiley & Sons, New York, 1958, p.213-228.
- (118) Skarbye, H.: Strength of High Tension Porcelain. Actes IX-e Congr.Internat.Céram., Bruxelles, 1964, p.149-162.

- (119) Wiedman, T.: Hochfestporzellane. Sprechsaal für Keramik-
Glas-Email-Silikate, nr.11, 1966, p.428-429.
- (120) Wiedman, T.: Idem - 1967, p.228-239; 555-565, 582-584.
- (121) Schüller, K.: Hochfeste Porzellane auf Quarz- und Cristo-
balitbasis. Ber.Dtsch.Keram.Ges., v.44, 1967,
- (122) Illyn, A.: Effect of Some Textural Factors on Impact Strength
on Dense Ceramic Bodies. Amer.Cer.Soc.Conv., 1956
- (123) Schüller, K.; Stärk, K.: Zur Theorie der Gefügespannungen
im Porzellan. Ber.Dtsch.Keram.Ges., v.44, 1967, p.458-462.
- (124) Rado, P.: The Importance of Thermal Expansion in the Develop-
ment of Porcelain. Interceram, 2, 1964, p.140.
- (125) Renard, I.: L'amélioration des propriétés mécaniques et
thermiques des matériaux céramiques vitrifiés. Bull.
Inf.Ceram.Inst.Nat.Silicat et Cent.Rech.Inst. Belge.
Ceram., 13, (1970) 9, 14 (1970) 21.
- (126) Ciontea, N.: Caratteristiche di dilatazione termica di por-
cellana del sistema $K_2O(Na_2O)-Al_2O_3-SiO_2$. III CIMTEC -
Rimini, 1976.
- (127) Rapp, I.E.: Thermal Expansion Coefficient - Crystallinity
Relations in $Li_2O-Al_2O_3-SiO_2$ Glass Ceramics. Amer.Ce-
ram.Soc.Bull., 52, 1973, p.499.
- (128) Mărgineanu, N.: Natura științei. Ed. științifică, București, 1968.
- (129) Blaga, L.: Experimentul și spiritul matematic. Ed. științifică,
București, 1969.
- (130) Dahl, L.A.: Analytical Treatment of Multicomponent Systems.
J.Phys.Colloid Chem. 52, 1948, p.698-729.
- (131) Dahl, L.A.: Parametric equations in the Treatment of Multi-
component Systems. J.Phys. Colloid Chem., 54, 1950,
p.547-564.
- (132) Dahl, L.A.: Interpretation of Phase Diagrams of Ternary Sys-
tems. J.Physical Chemistry. 50, 3, 1946.
- (133) Morey, George, W.: The Interpretation of Phase Equilibrium
Diagrams. The Glass Industry, 12, (4), 1931, p.69-80.
- (134) Morey, George, W.: Analytical Methods in Phase Rule Problems.
J.Phys.Chem., 34 (8) 1930, p.1745-1750.
- (135) Foster, Wilfrid, R.: Contribution to the Interpretation of
Phase Diagrams. J.Amer.Ceram.Soc., 34, p.151-160.
- (136) Ciontea, N.: Studiul critic asupra metodelor de analiză
mineralogică a materiilor prime ceramice. Ind.ușoară,
nr. 1, 1959, p.28-29.

- (137) Tamás, F.: The Equilibrium Index: Its Principle and applications. Science of Ceramics, 3rd Edit. Academic Press for the British Ceramic Society, London, 1967, p.165-178.
- (138) Tamás, F.; Pál, L.: Phase Equilibria Spatial Diagrams. Akadémiai Kiadó, Budapest, 1970, p.204-209.
- (139) Espinosa de los Monteros s.a.: Aplicacion de los diagramas de fases ternarios a los productos de ceramica blanca. Bol.Soc.Esp.de Ceram.y Vidrio, nr. 1, 1973, p.37-39.
- (140) Stoicovici, E.; Trif, A.: Studii și cercetări științifice. Cluj, 1953, nr.3-4, p.99-102.
- (141) Ciiontea, N.: Considerații asupra umidității materiilor prime din industria porțelanului. Ind.ușoară, nr.3, 1954, p.29-32.
- (142) Ciiontea N.; Borda, M.: Caracteristicile fizico-ceramice ale materiilor prime din industria porțelanului. Ind.ușoară, nr.7-8, 1955, p.233-236.
- (143) Ciiontea, N.: Blocuri rezistente pentru cuptoarele vană. Ind.ușoară, nr.12, 1955, p.366-367.
- (144) Stoicovici, E.; Ciiontea, N.; Mureșan, I.: Contribuții la înnobilarea nisipului cuarțos-caolinos de Aghireș. Ind.ușoară, nr.7, 1960, p.281-286.
- (145) Ciiontea, N.: Materii prime în industria ceramicii fine. Ind.ușoară, nr.9, 1959, p.349-356.
- (146) Ciiontea, N.: Studiu critic asupra metodelor de analiză mineralogică a materiilor prime ceramice. Ind.ușoară, nr.1, 1959, p.23-30.
- (147) Ciiontea, N.: Sursele de materii prime pentru sticlărie și ceramică fină din R.P.R. Ind.ușoară, nr. 12, 1962, p.512.
- (148) Stiocivici, E.; Ciiontea, N.: Piatra de porțelan chinezească și "caolinul" de Parva Cormăița. Ind.ușoară, nr.7, 1960, p.16-21.
- 149) Ciiontea, N.; Chiorean, V.: Comportarea în industria porțelanului și faianței a riolitului de Parva. Comunicare prezentată la Consfătuirea Centralei Sării și nemetaliferelor Cluj-Napoca, 23-24 iunie 1976.
- (150) Chaussidon, I.: Applicazione della spettrometria infrarosso allo studio dei minerali argillosi. Ceramurgia, nr. 3, 1972, p.210-211.
- (151) Stoicovici, E.: Feldspatul. Ind.ușoară, nr.10, 1956.
- (152) Ciiontea, N.: Materii prime degresante: feldspatul și nisipul cuarțos. Ind.ușoară, nr.10, 1959, p.392-393.

- (153) Codarcea, M.; Codarcea, D.; Ianovici, V.: Structura geologică a masivelor de roci alcaline de la Ditrău. Bul. St. Acad. R. P. R., Secția de geologie-geografie, 1957, II-3-4.
- (154) Ionescu, J.: Studiul valorificării sienitelor alcaline nefelinice de la Ditrău ca înlocuitor al feldspatului în industria ceramică. Studii și cercetări de geologie. Acad. R. P. R., Secția de geologie-geografie, Tom VIII, 1963/4.
- (155) Solacolu, S.; Teodorescu, S.: Valorificarea nefelinului sienitic de Ditrău în ceramica fină - porțelanul sanitar. Lucrările Conferinței de chimia și tehnologia silicaților și compușilor oxidici, Brașov, 1972.
- (156) Allen, J. B.; Charsley, T. J.: Nepheline-Syenite and Phonolite. London, Institute of Geological Sciences, 1968.
- (157) Obst, M.; Simon, J.: Studium Zivcu Zarove mikroskopickon metodu. Silikáty, nr. 3, 1967, p.271-283.
- (158) Ciontea, N.; Mădăras, Al.: Contribuții la studiul căptușelilor acide pentru cuptoarele electrice cu inducție. Comunicare prezentată la Conferința de chimia și tehnologia silicaților tehnici și compușilor oxidici, Brașov, 9-11 noi. 1972. Mat. de constr., nr. 4, 1973, p.214-218.
- (159) Ciontea, N.; Popa, V.; Morar, M.: Contribuții la valorificarea cuarțului de Uricani - Hunedoara. Mat. de constr., nr. 3, 1976, p.122-123.
- (160) Drăgoi, J.: Lucrări practice în tehnologia lianților și betoanelor. Inst. Politehnic "Traian Vuia", Timișoara, 1976, p.66-68.
- (161) Becherescu, D.; Cristea, V.; Mark, Fr.; Menessy, I.; Winter, Fr.: Metode fizice în chimia silicaților. Ed. științifică și enciclopedică, București, 1977, p.437-447.
- (162) Ciontea, N.: Controlul produselor finite de porțelan și faianță. Ind. ușoară, nr. 10, 1960, p.404-411.
- (163) Tuttle, M. A.; Cook, L. R.: Studiul de bază al fazelor cristaline și vitroase din masele de porțelan. Jour. Amer. Ceram. Soc., nr. 9, 1949, p.279-294.
- (164) Sane, S. C.; Cook, L. R.: Effect of Grinding and Firing Treatment on the Crystalline and Glass Content and the Physical Properties of Whiteware Bodies. Jour. Amer. Ceram. Soc., V. 34, nr. 5, 1951.
- (165) Avgustinik, A. J.: Fiziceskaia himiia silikatov. Gosud. naucino tehniceskoe Izd. himiceskoi lit. Leningrad, 1947, p.242.

- (166) Talvitie, N.A : Determinarea silicei libere (cuarț) din siliciți prin metoda chimică cu acid fosforic. Am. Ind.Hy.Ass.J (vol.25)pag. 169 - 178 din 1964
- (167) Hursh, R.K: Deveopment of a porcelain vacuum tube.The Journ of the Amer.Ceram.Soc. vol.32 nr.3 1949 pag.75-80.
- (168) Gheorghiu, T: Primele mașini atomice fabricate în țară au început să lucreze, România Liberă, Buc.18(1960) nr.1844.
- (169) Ciorăscu, F; Iliescu, Gh : Betatronul românesc, Știința și tehnică nr.8/1960.
- (170) Stoicovici, E și Ciontea, N: Contribuții la realizarea unui toroid din porțelan pentru betatron, Ind.Ușoară vol.8 nr.1/1961 pag. 7-9.
- (171) Stoicovici, E, Baciu, Gh, Bădănoiu, N, Ciontea, N, Haltrich, S: Camera de accelerare a betatronului Institutului de fizică atomică din București, Studii și cercetări de fizică Anul XIII, nr.3/1962 pag.401-409.
- (172) Stoicovici, E, Baciu, Gh, Bădănoiu, N, Ciontea, N, Haltrich, S, Primenenie Keramiki v uskoritelnih kamerah dlia betatronov, Pribori i tehnika eperimenta, Acad. nauk COCP, Moskva nr.2/1963 pag.124-126.
- (173) Ciontea, N, Mărinceanu, Gh: Procedeu de îmbunătățire a rezistenței mecanice a produselor de ceramică fină în stare uscată, Brevet de invenție OSIM Nr.42546/1959.
- (174) Ciontea, N; Considerazioni sulla monocottura della porcellana domestica.Ceramurgia, nr.4/1974 pag.259-261.
- (175) Lasserre, R: Contribuții la studiul precipitării taninurilor vegetale prin formaldehidă și uree.Bull de l' Assoc Fr.des chimistes des Ind.du Cuir.An 20 nr.3 și 4/ 1958 pag.29-43 și 45-70.
- (176) Kostiuov, N, S: Influența radiațiilor asupra materialelor ceramice.Trudi mejvuzovskoi konferenții po radiaționnoi fizike, pag. 193-199, Tomsk, 1967.
- (177) Stoicovici, E: Studiul microscopic al toroizilor uzați, Arhiva CERO -1972.